



面向单晶SiC原子级表面制造的等离子体辅助抛光技术

吉建伟 山村和也 邓辉

Plasma-assisted polishing for atomic surface fabrication of single crystal SiC

Ji Jian-Wei Kazuya Yamamura Deng Hui

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 70, 068102 (2021) DOI: 10.7498/aps.70.20202014

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.70.20202014>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

Cu-Ag协同表面改性TiO₂的第一性原理研究

Surface modification in Cu-Ag codoped TiO₂: the first-principle calculation

物理学报. 2017, 66(11): 117101 <https://doi.org/10.7498/aps.66.117101>

钛酸钡基/聚偏氟乙烯复合介质材料的界面改性与储能性能

Interface modification and energy storage properties of barium titanate-based/ polyvinylidene fluoride composite

物理学报. 2020, 69(21): 217702 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20201031>

钛酸锶纳米纤维表面羟基化处理对聚偏氟乙烯复合材料介电性能和储能性能的影响

Effects of surface hydroxylated strontium titanate nanofibers on dielectric and energy storage properties of polyvinylidene fluoride composites

物理学报. 2020, 69(21): 218101 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20200592>

相对论强激光与近临界密度等离子体相互作用的质子成像

Proton imaging of relativistic laser-produced near-critical-density plasma

物理学报. 2019, 68(15): 155201 <https://doi.org/10.7498/aps.68.20190610>

平行轨道加速器等离子体动力学特性研究

Plasma dynamic characteristics of a parallel-rail accelerator

物理学报. 2018, 67(6): 065201 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20172403>

同轴枪放电等离子体电流片的运动特性研究

Motion characteristics of coaxial gun discharge plasma current sheet

物理学报. 2019, 68(3): 035203 <https://doi.org/10.7498/aps.68.20181832>

专题—原子制造: 基础研究与前沿探索

面向单晶 SiC 原子级表面制造的 等离子体辅助抛光技术*

吉建伟¹⁾²⁾ 山村和也³⁾ 邓辉^{2)†}

1) (南方科技大学前沿与交叉科学研究院, 深圳 518055)

2) (南方科技大学机械与能源工程系, 深圳 518055)

3) (日本大阪大学工学院精密科学与技术系, 大阪 5650871)

(2020 年 11 月 29 日收到; 2020 年 12 月 22 日收到修改稿)

目前 Si 基半导体由于其自身材料特性的限制, 已经越来越难以满足高速发展的现代电力电子技术对半导体器件的性能要求. SiC 作为新一代半导体材料具有显著的性能优势, 但由于其属于典型的难加工材料, 实现 SiC 晶圆的高质量与高效率加工成为了推动其产业化应用进程的关键. 本综述在回顾近年来 SiC 超精密加工技术研究进展的基础上, 重点介绍了一种基于等离子体氧化改性的 SiC 高效超精密抛光技术, 分析了该技术的材料去除机理、典型装置、改性过程及抛光效果. 分析结果表明, 该技术具有较高的去除效率, 能够获得原子级平坦表面, 并且不会产生亚表面损伤. 同时针对表面改性辅助抛光技术加工 SiC 表面过程中出现的台阶现象, 探讨了该台阶结构的产生机理及调控策略. 最后对等离子体辅助抛光技术的发展与挑战进行了展望.

关键词: 单晶 SiC, 原子及近原子尺度制造, 等离子体, 表面改性**PACS:** 81.65.Ps, 81.20.Wk, 81.05.Ea, 52.40.Hf**DOI:** 10.7498/aps.70.20202014

1 引言

在 21 世纪科技高度发展的今天, 半导体在集成电路^[1]、通信系统^[2]、照明^[3]、光伏发电^[4]等领域扮演着愈来愈重要的角色. 随着 5G^[5]、人工智能^[6]、大数据^[7]等领域的进一步发展, 半导体已经成为了其中不可或缺的一环. Si 基半导体由于其自身材料特性的限制, 越来越难以满足高速发展的现代电力电子技术对半导体器件的性能要求. 此时, 以 SiC 和 GaN 为代表的新型半导体材料——第三代宽禁带半导体^[8,9]“破土而出”. 作为第三代半导体材料中最具代表性的一种, SiC 同 Si 相比具有非常突出的优势, 具体表现为其禁带宽度更大, 击穿电

压更高, 电子饱和迁移速率更高, 热传导率更高等^[10,11]. 基于此, SiC 晶圆非常适合于制作高频率、大功率及高温半导体器件^[12]. SiC 能够突破传统 Si 材料的性能瓶颈, 势必将给下一代半导体产业带来革命性的变革.

尽管 SiC 作为新一代半导体材料的性能优势明显, 但由于其属于典型的难加工材料, 实现 SiC 晶圆的高质量与高效率加工成为了推动其产业化应用进程的关键. SiC 晶圆的生产过程包括拉单晶、磨外圆、切片、磨削、研磨及抛光等诸多工艺环节^[13]. 其中, 抛光作为 SiC 晶圆生产链的最后一环, 其加工后的晶圆表面质量会直接影响所生产的半导体器件的性能. 因此, 抛光加工是 SiC 晶圆应用于芯片制造的非常关键的工艺步骤^[14]. 然而

* 国家自然科学基金 (批准号: 52035009, 52005243) 和深圳市科技创新委员会国际合作项目 (批准号: GJHZ20180928155412525) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: dengh@sustech.edu.cn

SiC 具有的极高硬度^[15]和很强的化学稳定性^[16]给 SiC 的无损高质量抛光带来了极大的挑战. 同时, 下一代半导体产业革命对 SiC 晶圆的巨大需求与 SiC 自身特性导致的低加工效率之间的矛盾, 也对目前的超精密加工技术的加工效率提出了更高的要求. 因此探索 SiC 高效率、高质量超精密抛光机理与工艺对于实现 SiC 产业化应用, 促进现代电力电子技术的发展具有极其重要的意义.

目前, SiC 晶圆的超精密抛光多采用将表面化学改性和软磨粒抛光进行有效结合的化学机械抛光 (chemical-mechanical polishing, CMP) 技术^[17-19]. CMP 技术首先利用化学反应对 SiC 晶圆进行表面改性, 降低其表面硬度, 然后利用软磨粒与晶圆表面改性层的机械摩擦作用将改性层去除, 通过化学作用与机械作用的不断交替, 最终实现 SiC 晶圆的抛光, 获得高质量表面^[20,21]. 在 CMP 技术的抛光机理研究方面, Lee 等^[22]揭示了碱性 SiO₂ 抛光液对 SiC 的表面改性过程, 并提出了 SiC 表面划痕在 CMP 抛光过程中的去除模型. Kurokawa 等^[23]研究了 SiO₂ 抛光液酸碱特性对 SiC 表面改性过程的影响, 研究发现碱性抛光液更有利于 SiC 的表面改性. 上述研究揭示了 CMP 抛光 SiC 的表面改性过程和材料去除机理, 对后续抛光工艺的研究具有借鉴和指导意义. 在抛光工艺研究方面, 清华大学潘国顺等分别通过改良抛光液成分^[24]、引入光催化反应^[25]等方法来提高 CMP 的抛光效率. 广东工业大学阎秋生等^[26]对 SiC 的 CMP 抛光过程中的芬顿反应展开研究, 揭示了离子浓度、pH 值等参数对抛光速率的影响规律. 哈尔滨工业大学的 Zhai 等^[27]在传统 CMP 技术的基础上, 引入超声辅助加工以进一步提高抛光效率. 上述研究为 SiC 抛光效率的提升提供了新思路, 但受制于抛光液的改性效率, CMP 技术的材料去除效率仍有待进一步提升.

为了突破 CMP 技术在 SiC 表面改性速率上的制约, 诸多学者对 SiC 基于外部能量场的辅助改性手段展开了研究, 如紫外光照射改性、电化学改性、催化剂辅助改性等. 与 CMP 技术相比, 上述辅助改性加工技术在 SiC 的去除效率上有所提升, 具体来说, 引入紫外光照射改性后 SiC 的材料去除率可提高 14%—20%^[28]; 引入电化学改性后去除效率可达每小时几至十几微米^[29-31]; 催化剂辅助改性的去除效率在很大程度上取决于所用催化剂的

种类, 以微米铁粉作为催化剂时材料去除率可接近 1 $\mu\text{m}/\text{h}$ ^[32,33]; 而传统的 CMP 技术, 基于其加工参数的不同, 去除效率一般在每小时几十至几百纳米^[34,35]. 同时, 这些改性技术与磨粒抛光相结合也获得了具有亚纳米级粗糙度的 SiC 表面^[36-38]. 本文介绍了一种借助等离子体进行表面改性, 结合软磨粒抛光技术实现 SiC 材料高效去除的等离子体辅助抛光 (plasma-assisted polishing, PAP) 技术. 详细介绍了 PAP 技术的机理与装置、等离子体改性气体的选择、表面改性效果及改性效率、PAP 技术应用于 SiC 的加工质量和加工效率等内容. 结果表明, PAP 技术具有较高的改性效率, 且能够获得无损伤的高质量表面, 具有极大的应用前景.

2 等离子体辅助抛光技术原理

PAP 技术由日本大阪大学的 Yamamura 于 2010 年首次提出^[39,40]. 机械研磨能够实现 SiC 的高效加工, 但是由于其机械摩擦的去除本质, 不可避免地会在加工后表面产生划痕及亚表面损伤. 而等离子体化学蒸发加工技术 (plasma chemical vaporization machining, PCVM)^[41-44]的去除原理为化学反应, 能够实现无损伤加工, 但是其材料去除效率不高, 且去除过程表现出各向同性, 这导致该技术在原子尺度的平整能力较弱. PAP 技术将两者的优势相结合, 极大地提高了 SiC 的加工效率, 并且不会产生亚表面损伤. 此外, PAP 技术与 PCVM 技术的去除方式截然不同, PAP 技术中等离子体的作用仅是进行表面改性, 而材料去除过程依赖于软磨料的摩擦作用, 因此 PAP 技术在原子尺度具有很好的平整能力, 能够获得较高的表面质量. PAP 技术的原理如图 1^[45]所示, 首先用等离子体辐照 SiC 表面; 等离子体中的自由基具有强氧化性, 与 SiC 表面原子发生化学反应, 形成硬度较低的改性层; 然后用软磨料抛光去除该改性层. 随着等离子体化学改性和软磨料抛光去除的交替进行, 粗糙表面逐渐变平整, 最终能够获得一个无损伤的原子级平坦表面.

图 2(a) 为 PAP 加工设备的示意图, 该设备由独立的等离子体发生单元和材料去除单元组成^[40]. 等离子体由射频电源产生, 加工过程中以惰性气体作为载气, 水蒸气或 O₂ 等能够产生强氧化性自由基的气体作为反应气体. 图 2(b) 展示了实物装

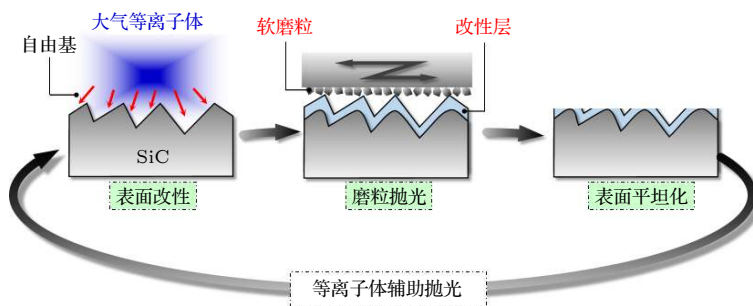


图 1 PAP 技术原理图^[45]

Fig. 1. Schematic diagram of PAP^[45].

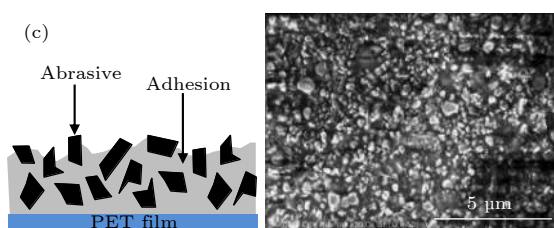
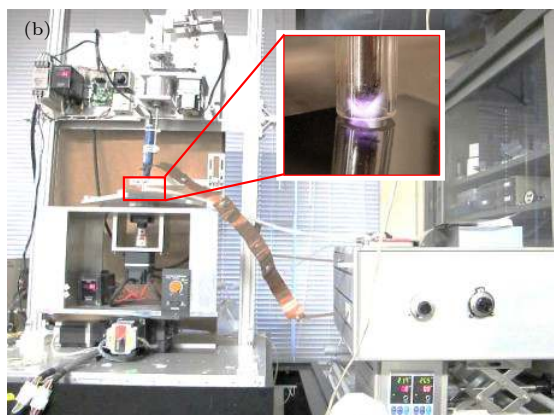
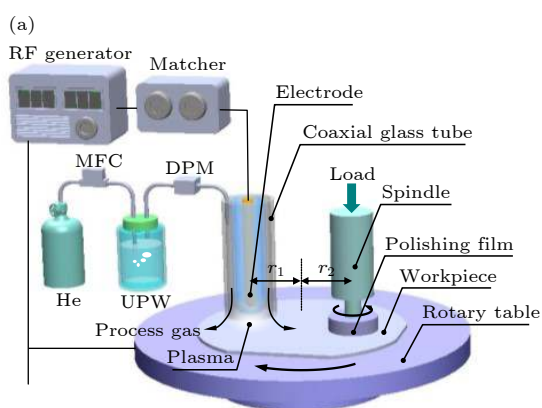


图 2 PAP 加工装置 (a) 装置示意图^[40]; (b) 装置实物图^[45]; (c) 抛光垫截面图及 SEM 图^[45]

Fig. 2. PAP machine: (a) The schematic view^[40]; (b) photograph of the apparatus^[45]; (c) cross-sectional structure and SEM image of the polishing film^[45].

置^[45], 该装置所用的射频电源频率为 13.56 MHz, 反应气体为水蒸气, 基于此产生了直径约为 8 mm

的等离子体. 装置具体工作流程为: 待加工样品固定于转台之后, 依次进行等离子辐照表面改性和软磨料抛光. 其中等离子体辐照区域和软磨料抛光区域与转盘中心的距离相同, 即图 2(a) 中 $r_1 = r_2$, 从而保证了软磨料抛光区域恰为改性区域. 因此使用该装置获得的抛光区域是一个宽度约为 8 mm 的环形区域. 图 2(c) 展示了实验中所用的抛光垫的截面图及扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 图^[45], 实验中采用固结磨料抛光垫, 该抛光垫可以避免由于抛光粉的团聚或分布不均匀等原因造成的表面划痕或抛光不均匀等现象的发生, 并且不断更新的磨粒可以保证抛光效率稳定, 同时不会有水解层产生.

3 单晶 SiC 的等离子体表面改性

3.1 等离子体反应气体选择

第 2 节中已经提到有多种气体可以作为等离子体的反应气体, 这些气体在发生电离时都能够生成氧化性极强的自由基, 但是不同的等离子体反应气体对 SiC 材料的改性效率不同. 因此, 研究等离子体反应气体对表面改性效率的影响规律对于优化反应气体, 提高 SiC 的改性效率, 进而提高 PAP 技术对 SiC 的加工效率具有重要的指导意义.

首先利用光发射光谱法 (optical emission spectrometry, OES) 对比了反应气体分别为水蒸气和 O_2 时, 两种等离子体中存在的自由基, 结果如图 3^[45] 所示. 两种等离子体的 OES 光谱由多通道光谱仪测得. 其中图 3(a) 展示了反应气体为水蒸气的结果, 在波长 $\lambda = 309 \text{ nm}$ ($A^2\Sigma^+ \rightarrow X^2\Pi$) 处能够观察到强烈的 OH 自由基信号^[46]; 而当反

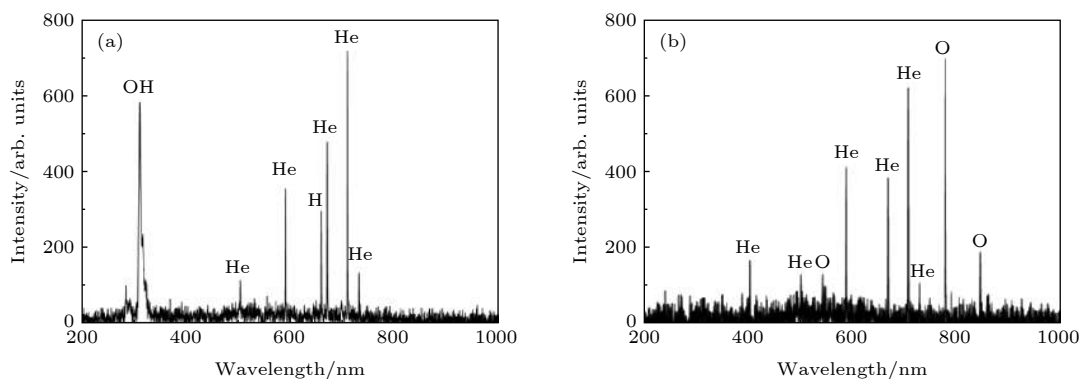


图 3 等离子体 OES 谱^[45] (a) 反应气体为水蒸气; (b) 反应气体为 O₂

Fig. 3. OES spectra^[45] of plasma: (a) Water vapor contained plasma; (b) oxygen contained plasma.

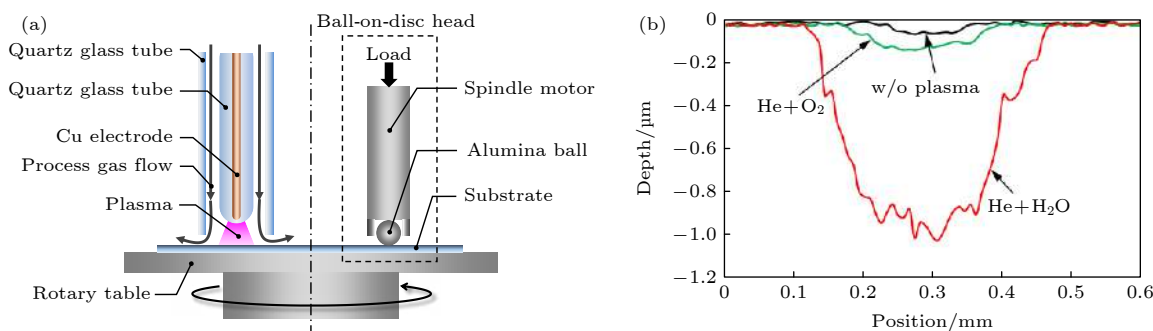


图 4 球盘式摩擦磨损实验^[45] (a) 实验装置示意图; (b) 实验结果

Fig. 4. Ball-on-disc wear test^[45]: (a) Schematic view of the experimental apparatus; (b) the experimental results.

应气体为 O₂ 时, 如图 3(b) 所示, 分别在波长 $\lambda = 777 \text{ nm}$ ($3p^5P \rightarrow 3s^5S$) 和 $\lambda = 845 \text{ nm}$ ($3p^3P \rightarrow 3s^3S$) 处观察到氧自由基信号. 因此, 反应气体分别为水蒸气和 O₂ 时, 等离子体中可进行表面改性的活性物质分别为 OH 和 O 自由基^[47].

进一步利用球盘式摩擦磨损试验机分析了上述两种反应气体的改性效率, 实验装置如图 4(a) 所示^[45]. 分别用水蒸气和 O₂ 作为反应气体对 SiC 表面进行改性并进行摩擦磨损实验, 实验中除反应气体种类外所有参数均相同. 图 4(b) 显示了进行磨损试验后的 SiC 表面横截面结果^[45]. 该结果表明, 等离子体改性后表面的材料去除率显著提高, 且水蒸气的改性效率明显优于 O₂. 原因在于 OH 的氧化电位 (2.80 V) 大于 O 的氧化电位 (2.42 V), 即 OH 自由基的氧化能力高于 O 自由基.

3.2 等离子体改性效果评价

为了对等离子体的改性效果及改性效率等信息进行更为深入的分析, 研究采用横截面透射电子显微镜 (cross-sectional transmission electron mic-

roscope, XTEM) 对经等离子体改性 1 h (反应气体为水蒸气) 的 SiC 样品进行了观察^[48], 如图 5 所示. 结果表明, 改性层厚度约为 80 nm, 且结合 X 射线光电子能谱仪 (X-ray photoelectron spectroscopy, XPS) 测量结果 (详见文献^[49]) 可知该改性层的组分为硬度远小于 SiC 的 SiO₂. 此外, 改性层的上表面存在一定起伏, 但 SiO₂/SiC 界面呈原子级平坦.

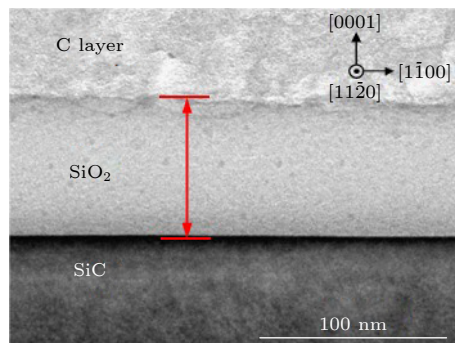


图 5 以水蒸气为反应气体的等离子体改性后表面 XTEM 图^[48]

Fig. 5. XTEM image of surface irradiated by water vapor contained plasma^[48].

PAP 技术是通过将表面材料氧化为较软的改性层而实现高效加工的. 因此, 有必要测量等离子体改性前后的表面硬度变化. 纳米压痕仪能够较为准确地测量表面纳米硬度, 实验中采用的表面改性条件及纳米硬度测试条件详见文献 [46]. 图 6 展示了采用纳米压痕法测得的改性前后 SiC 样品的表面硬度 [49]. 可以发现, 等离子体改性后的 SiC 表面硬度显著降低, 从改性前的 (37.4 ± 0.5) GPa 降低为 (4.5 ± 0.8) GPa, 改性后的表面硬度和文献 [50] 中报道的使用纳米压痕方法测得的 SiO₂ 膜的硬度相近, 这也从侧面验证了改性层的成分.

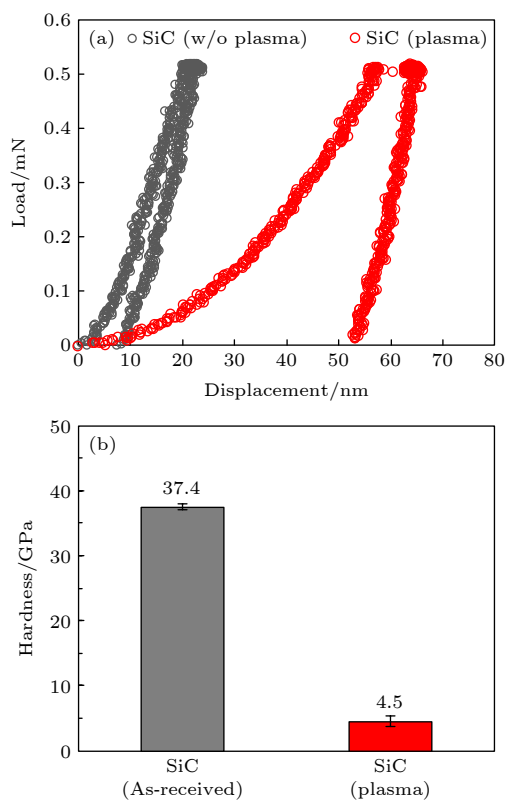


图 6 改性前后 4H-SiC(0001) 纳米压痕实验 [49] (a) 载荷位移曲线; (b) 计算获得的硬度值

Fig. 6. Nano-indentation tests of 4H-SiC(0001) before and after surface modification [49]: (a) Load-displacement curve; (b) hardness calculated from measured data.

综合以上实验结果可知, 当反应气体为水蒸气或 O₂ 时, 等离子体都能够实现 SiC 表面改性, 但是由于水蒸气电离产生的 OH 自由基较 O₂ 电离产生的 O 自由基具有更强的氧化性, 因此以水蒸气作为反应气体的等离子体的改性效率更高. 此时, 等离子体辐照能够有效地将 SiC 表面改性为硬度较小的 SiO₂, 改性后的表面硬度降低为改性前的 0.12 倍.

4 单晶 SiC 的等离子体辅助抛光

4.1 磨粒材质选择

通过前文中的介绍已知等离子体可以较好地实现 SiC 表面改性, 但 PAP 技术的实际抛光效果仍有待进一步的实验验证. 实验中所使用的软磨粒的种类会严重影响 PAP 技术的实际加工效果, 因此有必要评估不同磨料的抛光特性, 以选择可用于 PAP 的磨料类型. 该研究工作针对金刚石、Al₂O₃、SiO₂ 和 CeO₂ 四种磨粒展开, 详细实验参数见文献 [45].

图 7 展示了经不同种类的磨粒抛光后的 SiC 表面的原子力显微镜 (atomic force microscopy, AFM) 测量结果 [45]. 由于金刚石的硬度高于 SiC, 因此使用金刚石磨粒抛光后的 SiC 表面形成了大量划痕; 而 Al₂O₃ 的硬度略低于 SiC, 其加工后表面的划痕数量大大减少, 但是抛光后表面存在的较多凹坑会严重恶化表面粗糙度; 而使用 SiO₂ 或 CeO₂ 磨粒都可获得无划痕的具有规则台阶结构的 SiC 表面. 具体来说, 使用 SiO₂ 磨粒抛光后形成了四种宽度不同且交替出现的台阶结构, 而经

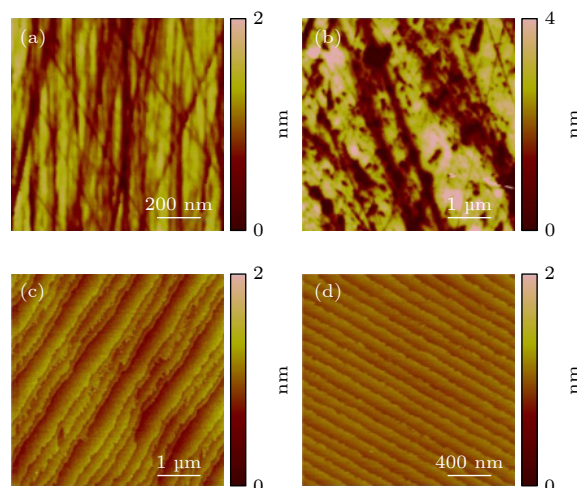


图 7 CMP 加工 SiC 的 AFM 图 (PV 表示最高和最低处的差值; RMS 是均方根) [45]: (a) 金刚石抛光液 (PV, 2.46 nm; RMS, 0.30 nm); (b) Al₂O₃ 抛光液 (PV, 30.63 nm; RMS, 1.28 nm); (c) SiO₂ 抛光液 (PV, 2.01 nm; RMS, 0.15 nm); (d) CeO₂ 抛光液 (PV, 0.68 nm; RMS, 0.08 nm)

Fig. 7. AFM images of CMP-processed SiC (PV, peak to valley; RMS, root mean square) [45]: (a) Diamond slurry (PV, 2.46 nm; RMS, 0.30 nm); (b) Al₂O₃ slurry (PV, 30.63 nm; RMS, 1.28 nm); (c) SiO₂ slurry (PV, 2.01 nm; RMS, 0.15 nm); (d) CeO₂ slurry (PV, 0.68 nm; RMS, 0.08 nm).

CeO₂ 磨粒抛光形成的台阶结构具有非常均匀的台阶宽度. 这是由 SiC 抛光过程中化学改性和机械去除之间的平衡差异导致的, 该问题将在下一节中详细讨论. 以上结果表明, SiO₂ 和 CeO₂ 磨粒对 SiC 具有较好的抛光性能, 可以获得无划痕、原子级平坦的 SiC 表面. 因此, 在 PAP 技术抛光 SiC 的研究中, 可以选择 SiO₂ 或 CeO₂ 磨粒.

4.2 表面粗糙度评价

表面粗糙度是评价表面加工效果的重要指标. 常见的表面粗糙度测量设备有触针式轮廓仪、白光干涉仪 (white light interferometer, WLI)、AFM 等. 研究人员重点采用 WLI 和 AFM 分别对加工后的微米尺度粗糙度和纳米尺度粗糙度进行了评价. 所用的实验装置如图 2 所示, 实验中采用水蒸气作为等离子体反应气体, 抛光磨料为 CeO₂ 磨粒 (粒径为 0.5 μm), SiC 初始表面由金刚石磨料抛光获得.

图 8(a) 和图 8(b) 分别展示了不进行表面改性而仅用 CeO₂ 磨料抛光后的 SiC 表面和采用 PAP 技术加工后的 SiC 表面的白光干涉仪测量结果^[40]. 仅使用 CeO₂ 抛光后的表面形貌没有明显的变化, 仍然存在大量划痕且仍较为粗糙, 原因在于 SiC 的硬度远大于 CeO₂ 磨粒的硬度, 故在没有氧化改性

的情况下, SiC 的去除率极低. 相比之下, 采用 PAP 技术加工后的 SiC 表面的划痕与波纹被完全去除.

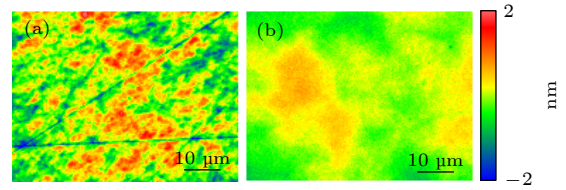


图 8 加工后 4H-SiC 的 WLI 测量结果^[40] (a) 不使用等离子体改性, 而仅以 CeO₂ 抛光后表面 (PV, 5.49 nm; RMS, 0.57 nm); (b) PAP 技术加工后表面 (PV, 1.89 nm; RMS, 0.28 nm)

Fig. 8. WLI images of processed 4H-SiC wafer^[40]: (a) The surface polished by ceria abrasive without plasma irradiation (PV, 5.49 nm; RMS, 0.57 nm); (b) the surface processed by PAP (PV, 1.89 nm; RMS, 0.28 nm).

图 9 展示了在 PAP 加工的不同阶段中的 SiC 表面 AFM 图像^[45]. 初始表面由金刚石抛光获得, 表面存在较多划痕. 随着 PAP 抛光的不断进行, SiC 表面的划痕逐渐变浅, 直至最终被完全去除, 获得了一个无划痕、原子级平坦且具有规则原子级台阶结构的表面.

4.3 亚表面结晶特性分析

SiC 基片上残留的亚表面损伤会导致外延层的质量下降. 因此, 抛光后 SiC 基片的亚表面损伤

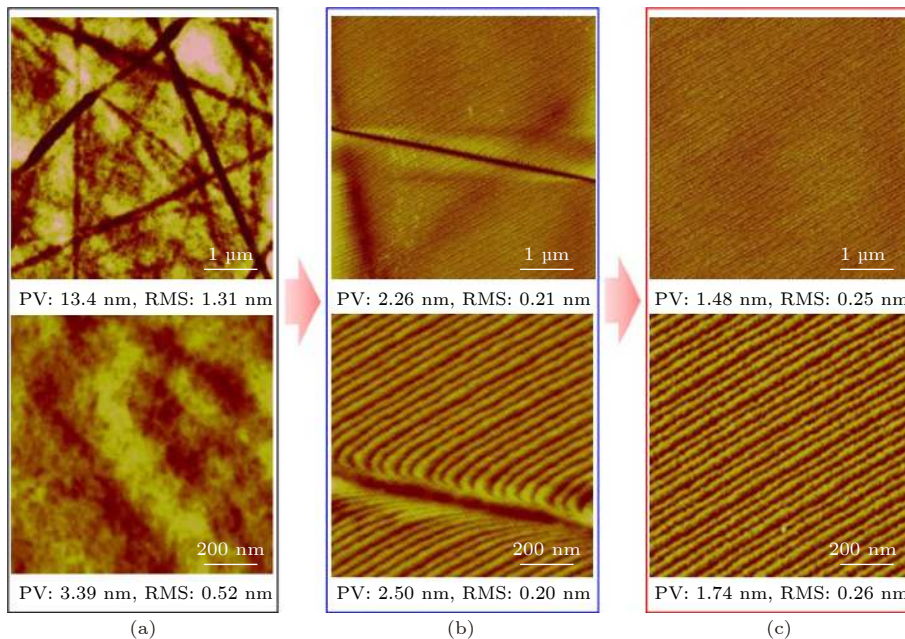


图 9 不同加工阶段的 SiC 样品 AFM 图^[45] (a) 加工前 SiC 表面; (b) PAP 技术加工过程中 SiC 表面; (c) PAP 技术最终加工结果
Fig. 9. AFM images of the surface of SiC substrate during different polishing stages^[45]: (a) The unprocessed SiC surface; (b) SiC surface at the in-process stage of PAP; (c) SiC surface at the final stage of PAP.

情况也是评价抛光效果的关键指标之一^[51,52]. 图 10 分别展示了 PAP 技术加工后的 SiC 表面不同分辨率的 XTEM 图像^[49]. 结果表明, 加工后表面无改性层残留, 这意味着 PAP 加工过程中, 等离子体改性速率低于改性层的去除速率, 即 PAP 技术的材料去除效率由等离子体改性速率决定. 根据文献^[45]报道的结果, 在 1 min 内的改性厚度可达 6 nm, 因此可推断 PAP 技术的材料去除速率可达 300 nm/h 以上. 此外, 加工后表面无明显划痕残留, 这与 WLI 及 AFM 的测量结果一致. 图 10(b) 中表层原子与 SiC 基体的周期性有序结构相对应. 这表明 PAP 加工后表面未出现类似于机械抛光产生的非晶层, 即 PAP 技术不会造成亚表面的晶体学损伤, 且能够较高效地获得原子级平坦的表面.

此外, Yamamura 等^[40]借助反射式高能电子衍射仪 (reflection high-energy electron diffraction, RHEED) 进一步测量了样品在 PAP 加工前后的晶格常数, 以定量地分析表面晶格应变情况. 他们用 RHEED 分别测量了由不同公司供应的商用 SiC 晶圆在 PAP 加工前后的晶格常数. 图 11(a) 所示为经 PAP 加工后样品的 RHEED 图, 其菊池

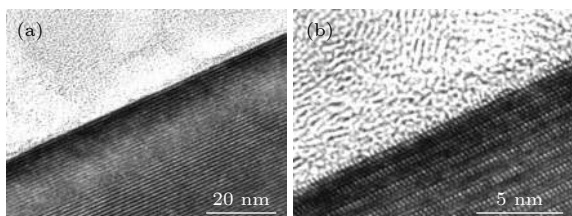


图 10 PAP 技术加工后 4H-SiC 样品 XTEM 图^[49] (a) 低分辨率图像; (b) 高分辨率图像

Fig. 10. (a) Low and (b) high resolution XTEM image of 4H-SiC surface processed by PAP^[49].

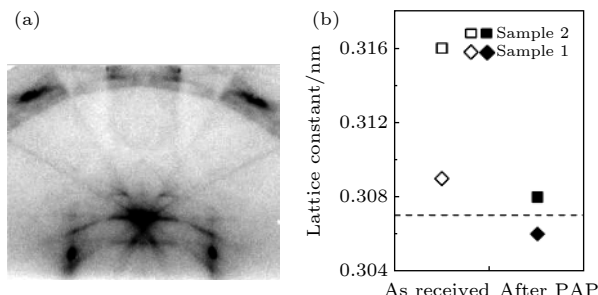


图 11 RHEED 测量结果^[40] (a) PAP 加工后样品的 RHEED 图; (b) 加工前后两样品的晶格常数

Fig. 11. Measurement results of RHEED^[40]: (a) RHEED pattern of the SiC wafer processed by PAP; (b) lattice constants calculated from the RHEED pattern.

线清晰可见, 这表明 PAP 加工后的表面具有很好的结晶度. 图 11(b) 展示了根据衍射斑图计算出的两样品的晶格常数. 用 PAP 技术处理后测得的两样品的晶格常数均接近 0.307 nm 的理论值 (图中虚线位置), 而在 PAP 处理前两晶圆分别存在 0.7% 和 2.9% 的正应变.

4.4 原子级 SiC 的形成机理

前文中已经介绍了等离子体能够实现 SiC 材料的表面改性, 并且改性层成分为 SiO₂, 其硬度远小于 SiC, 这有利于实现高效加工; 同时相关实验也对 PAP 加工技术的抛光效果进行了验证. 然而, PAP 技术的原子级平坦化机理尚不明确, 科研人员对此提出了相关猜想并进行了实验探索^[49]. 猜想如下: 以水蒸气为反应气体的等离子体对 SiC 样品进行辐照后会在样品表面形成一层氧化层, 氧化层与 SiC 基体之间的界面呈原子级平坦 (实验结果如图 5 所示), 由于软磨料对该氧化层的去除速率大于氧化层生成的速率, 最终氧化层被完全去除, 从而获得原子级平坦的 SiC 表面.

实验探索主要借助化学刻蚀的方法, 即在不产生损伤层的前提下将 SiO₂ 改性层去除, 从而暴露出界面层, 并进一步测量分析该界面的表面粗糙度及组分. 具体实验方法^[48]如下: 首先以金刚石磨料抛光 SiC, 以获得的表面作为初始表面, 如图 12(a) 所示; 然后采用水蒸气等离子体辐照该表面 1 h 以实现表面氧化改性; 将改性后的样品浸泡于 HF 溶液 (质量分数为 50%) 以刻蚀 SiO₂ 改性层. HF 浸泡去除改性层后, 金刚石磨料抛光形成的划痕明显变浅, 如图 12(b) 所示. 然后再次进行等离子体辐照和 HF 刻蚀, 结果如图 12(c) 所示, 表面出现了大量较深的划痕, 这些新划痕是由抛光造成的亚表面损伤引起的. 最后进行第三次等离子体辐照和 HF 刻蚀, 获得了一个无划痕且粗糙度较低的平台表面, 如图 12(d) 所示. 同时, 研究采用 AFM 对该表面进行了观测, 结果如图 13^[48] 所示, 该表面具有极低的表面粗糙度 (RMS = 0.11 nm), 且不存在原子级台阶结构.

图 14 展示了等离子体辐照后 SiC 样品表面的 XTEM 图^[45]. 可以观察到改性层与 SiC 基体之间存在一层过渡层, 该过渡层不存在 SiC 的周期性结构, 也不同于改性层 SiO₂ 的非晶态结构. 结合角分辨 X 射线光电子能谱仪 (angle-resolved X-ray

photoelectron spectroscopy, ARXPS) 的检测结果 (详见文献 [53]) 可知, 该层成分为碳氧化硅, 而 Palmieri 等 [54] 的实验结果表明 HF 刻蚀不能去除

碳氧化硅. 因此该实验中获得的表面组分是碳氧化硅过渡层, 这解释了 SiC 辐照并浸泡后没有出现台阶状结构的原因. 而 PAP 技术中氧化层及过渡层被软磨粒完全去除, 暴露出无损伤的 SiC 基体, 因此可以观察到台阶结构.

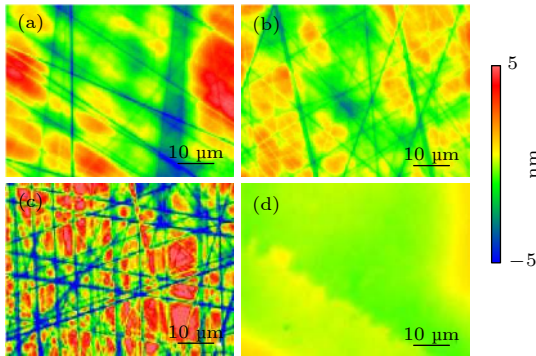


图 12 多次进行等离子体辐照和 HF 浸泡后的 4H-SiC 表面 WLI 图 [48] (a) 金刚石磨料抛光获得的初始表面 (PV, 11.14 nm; RMS, 1.80 nm); (b) 第一次处理后的结果 (PV, 6.65 nm; RMS, 1.02 nm); (c) 第二次处理后的结果 (PV, 8.39 nm; RMS, 2.83 nm); (d) 第三次处理后的结果 (PV, 2.45 nm; RMS, 0.45 nm)

Fig. 12. WLI images of processed 4H-SiC surfaces [48]: (a) Diamond lapped surface (PV, 11.14 nm; RMS, 1.80 nm); (b) after the first cycle of plasma oxidation and HF dipping (PV, 6.65 nm; RMS, 1.02 nm); (c) after the second cycle (PV, 8.39 nm; RMS, 2.83 nm); (d) after the third cycle (PV, 2.45 nm; RMS, 0.45 nm).

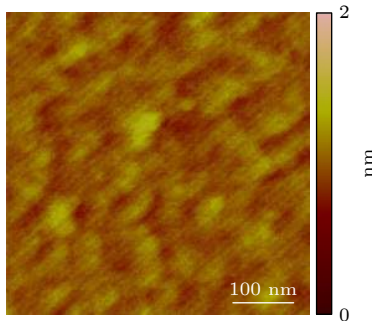


图 13 等离子体辐照和 HF 刻蚀处理之后的 SiC 表面 AFM 图 [48] (PV, 0.95 nm; RMS, 0.11 nm)

Fig. 13. AFM image of the SiC surface processed by plasma oxidation followed by HF dipping [48] (PV, 0.95 nm; RMS, 0.11 nm).

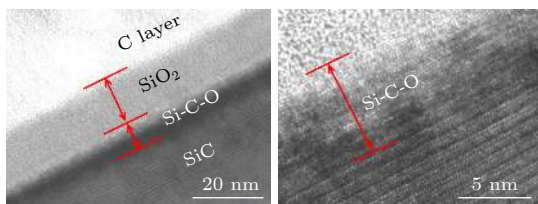


图 14 等离子体辐照后 4H-SiC 样品表面的 XTEM 图 [45]
Fig. 14. XTEM images of water vapor contained plasma irradiated 4H-SiC surface [45].

4.5 原子层台阶结构的周期性调控策略

根据前述的实验结果可知, PAP 技术加工后的 SiC 表面会出现周期性的台阶结构, 如图 9(b) 与图 9(c) 所示. 事实上, 近年来研究人员陆续在其他抛光技术加工后的 SiC 表面发现了周期性的台阶结构, 如 CMP [55,56] 和 CARE (catalyst-referred etching) [57-61] 等. 这些技术的共同点在于它们都是首先通过化学反应实现表面改性, 获得较软的改性层, 然后用散粒磨料或者腐蚀的方法去除改性层, 达到表面平坦化的目的. 尽管这些技术加工后的表面都能观测到周期性台阶结构, 但是不同加工技术, 甚至同一加工技术中采用不同加工参数获得的周期性台阶结构也不完全相同 [62,63]. 例如在 PAP 技术处理后的表面, 其出现的周期性结构包含 4 个台阶 (1 个宽台阶, 1 个窄台阶和两个中等尺寸的台阶), 即 a-b-a*-b*型台阶; 而 CARE 技术处理后表面, 出现的周期性结构包含一宽一窄两个台阶, 即 a-b 型台阶; 而在目前应用最为广泛的 CMP 加工技术中, 表面除了存在 a-b 型台阶结构, 还能够观察到仅有一种台阶宽度的 a-a 型台阶结构的存在.

尽管 SiC 表面出现的这几种周期性台阶现象已经被观测和报道, 但是关于其产生机理的研究尚且较少, 邓辉等 [64,65] 在这一方面做了重要的研究工作. 该工作探明了几种周期性台阶结构的形成条件, 实现了台阶结构的自主调控. 而 SiC 表面原子结构的调控对提高其在功率器件的应用具有重要意义. 本节对于周期性台阶结构的产生原因及实验验证过程进行了详细阐述.

前文有关 PAP 加工后的 SiC 表面的检测结果表明, 抛光后的表面不存在亚表面损伤, 无残余加工应力, 且无抛光水解层残留 [66,67], 即观测到的加工后表面周期性台阶结构的产生与 SiC 本身的晶体结构密切相关. 4H-SiC 作为众多单晶 SiC 中的一种, 其具有高临界击穿电场、高电子迁移率的优势, 是目前研究最广泛的一种 SiC 单晶材料, 诸多 SiC 表面原子调控探究实验也以其为研究对象展

开. 顾名思义, 4H-SiC 的 1 个晶胞中有 4 个 Si-C 双层结构^[68,69], 如图 15 所示. 事实上, 在 4H-SiC 中存在两种类型的 Si-C 平台, 即 4H1 和 4H2 平台, 而且 4H1 平台上沉积原子所需的能量远高于 4H2 平台^[70–72], 即 4H1 平台比 4H2 平台更加稳定. 基于该计算结果, Arima 等^[73]认为是两种平台对原子的束缚能力不同, 导致两种平台刻蚀速率产生差异, 最终导致了表面出现 a-b 型台阶结构. 但是该理论并不足以解释 a-b-a*-b*型和 a-a 型台阶结构的产生.

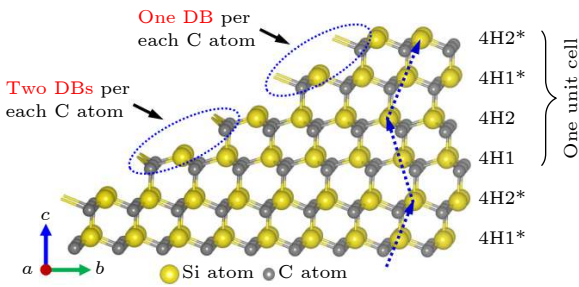


图 15 4H-SiC(0001) 表面台阶结构的键结构 (观察方向 [1120])^[64]
 Fig. 15. Bond configuration of step-terrace structure on a 4H-SiC(0001) surface viewed from the [1120] direction^[64].

邓辉等^[64]指出, 在计算沉积原子所需的能量时, 需要考虑台阶边缘原子悬空键数量的影响. 当 4H-SiC 被氧化改性时, 台阶边缘处原子的悬空键数量会严重影响原子的氧化速率 (r_{oxi}). 因而, 在该情况下, 4H-SiC 的晶胞中平台边缘处会存在两组台阶. 其中一组台阶中, 每个碳原子 (4H1* 和 4H2*) 只有一个悬空键, 而在相邻组台阶中, 每个碳原子 (4H1 和 4H2) 有两个悬空键, 如图 15^[64]所示. 并且四种类型的原子氧化速率均不相同, 氧化速率从大到小依次为^[68,69]: 4H2 平台、4H1 平台、4H2* 平台、4H1* 平台.

当表面发生氧化改性时, 由于晶胞中四种 Si-C 平台的氧化速率不同, 导致同一晶胞中出现四种宽度不同的平台结构, 即形成 a-b-a*-b*型台阶结构. 此外, 磨粒抛光去除氧化层以后, 会首先与台阶边缘处产生接触, 导致该位置处产生应变并发生氧化. 该过程的不断重复使台阶边缘处的原子被不断去除. 由于磨料抛光是一种物理去除过程, 因此 4H-SiC 中四种 Si-C 平台的抛光去除率 (r_{pol}) 是相同的. 这就意味着磨粒抛光会优先获得均匀的台阶宽度, 从而形成 a-a 型台阶结构. 在上述几种改性

辅助抛光技术中, 表面的化学改性和磨料的物理去除是同时发生的, 因此在不同的抛光条件下, 化学改性与物理去除对表面作用的占比不同, 导致了不同类型的周期性台阶状结构的形成.

如果在 4H-SiC 抛光过程中, 能够改变化学改性与物理去除的作用占比, 则可以控制上文中提到的三种周期性台阶结构的形成. 图 16 揭示了 4H-SiC 表面三种台阶状结构的形成机理^[65]. 当氧化改性起主导作用时, 即氧化改性速率高于材料去除速率时, 磨料抛光只能去除氧化层. 由于四种 Si-C 平台具有不同的氧化速率, 最终会形成四种宽度不同的氧化平台. 在磨粒抛光将四种不同宽度的平台上的氧化层完全去除以后就会形成 a-b-a*-b*型台阶结构, 如图 16(a) 所示.

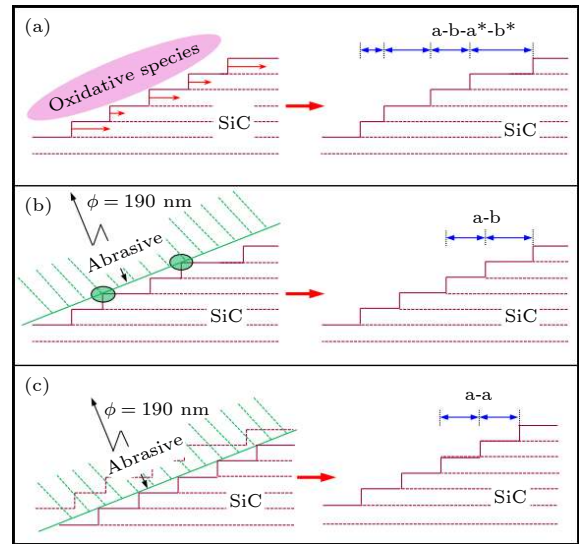


图 16 4H-SiC 台阶状结构形成机理^[65] (a) 化学改性占主导机制, 产生 a-b-a*-b*型结构; (b) 化学改性作用与磨粒物理去除作用相当, 产生 a-b 型结构; (c) 磨粒物理去除作用占主导机制, 形成 a-a 型结构

Fig. 16. Probable formation mechanism of step-terrace structure of 4H-SiC^[65]: (a) Surface modification was dominant, resulting in the formation of the a-b-a*-b* type step-terrace structure; (b) physical removal was comparable with surface modification, resulting in the formation of the a-b type step-terrace structure; (c) physical removal was dominant, resulting in the formation of the a-a type step-terrace structure.

当磨料抛光的去除速率与氧化改性速率相当时, 磨料会与平台边缘产生接触, 如图 16(b) 所示. 由于磨粒的直径远大于平台高度, 故在 a-b-a*-b*型台阶结构形成后, 较宽平台的边缘优先与磨粒接触, 接触区域存在的应变会导致边缘处迅速氧化

并被去除,即宽平台边缘处原子优先发生去除.此时, a-b-a*-b*型结构将转变为 a-b 型结构.而如果物理去除起主导作用,即磨料抛光的去除速率远大于氧化改性速率,如图 16(c) 所示,在氧化层被去除以后,四种 Si-C 平台都与磨粒均匀接触.因此,所有的平台都以同样的速度被去除,形成了均匀的 a-a 型台阶结构.

实验结果也进一步证实了前述的表面原子结构的形成机理.由于采用 CeO₂ 抛光 SiC 时,化学改性 (CeO₂ 具有摩擦催化特性^[74-78]) 与物理去除同时存在,因此选用 CeO₂ 抛光液对 4H-SiC(0001) 基片进行抛光实验.实验中通过控制抛光盘的转速以改变物理去除的速率,而氧化改性速率保持不变.为了确定台阶结构随抛光盘转速变化的演变规律,每次实验后都对工件的同一位置进行表征.

实验结果如图 17^[65] 所示:当抛光盘转速较低 (500 r/min) 时,此时物理去除作用较小,氧化改性占主导作用,表面出现 a-b-a*-b*型台阶结构;而当抛光盘转速逐渐增大 (1500 r/min) 后,物理去除作用与氧化改性作用相当,台阶结构从 a-b-a*-b*型变为 a-b 型;最后,继续增大抛光盘转速 (2500 r/min) 后,物理去除作用占主导,台阶结构由 a-b 型变为所有台阶的宽度相同的 a-a 型.该实验结果表明,改变抛光盘转速可以改变 4H-SiC 基片表面的台阶结构,而增加抛光盘转速实际上是增加了磨料抛光的物理去除效率,这导致 4H-SiC 加工过程中表面化学改性与磨粒物理去除之间的平衡发生变化.实验结果与图 16 中提出的机理具有高度的一致性,同时实现了原子级台阶结构的自主调控,这对提高 SiC 在功率器件应用有重要意义.

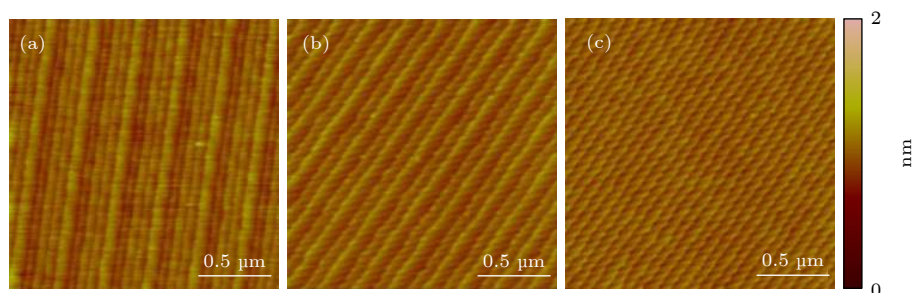


图 17 在抛光盘转速不同情况下,抛光后的 SiC 表面的不同台阶状结构的 AFM 图^[65] (a) 500 r/min; (b) 1500 r/min; (c) 2500 r/min

Fig. 17. AFM images of different step structures on SiC surface after polishing with different polishing speed of (a) 500, (b) 1500, (c) 2500 r/min.

5 总结与展望

随着 5G 与新能源汽车技术的发展,硅基半导体的性能已无法完全满足其需求,以 SiC 为代表的第三代半导体的优势被进一步放大,未来应用也将更加广泛.然而, SiC 衬底的抛光质量和抛光效率对现有的超精密加工技术提出了挑战.本综述中介绍的 PAP 技术是一种基于等离子体化学改性,实现表面材料高效去除的抛光方法,该方法具有去除效率高、可获得原子级平坦表面、不产生亚表面损伤等优势.尽管本综述中重点介绍了 PAP 技术对单晶 SiC 的加工结果,但是该技术在氮化镓 (GaN)^[79,80]、金刚石 (C)^[81] 等其他宽禁带半导体材料以及 CVD-SiC^[82]、反应烧结 SiC^[83-85] 的超精密制造上也有很大的应用潜力和广阔前景. PAP 技术为实现 SiC 乃至第三代半导体材料的无损高效

低成本制造,促进第三代半导体的产业化应用提供了思路.

随着半导体产业的快速发展,对未来信息器件的要求不断提高,实现尺寸更小、速度更快、功耗更低的纳米器件的发展势在必行.这对表面原子级制造技术提出了更高的要求^[86],因此探索更高效的表面原子尺度制造技术具有重要意义.综述中讨论的表面原子制造技术是基于晶体自身原子结构的一步成形技术.该方法具有可实现大尺寸制造、成本低、无需掩膜、效率高、无损伤等一系列优点.尽管该技术目前仅能产生较为简单的周期性原子尺度台阶结构,但随着进一步深入研究,以及与其他原子尺度制造技术的结合,该技术将在原子尺度制造领域展现出广阔的应用前景.本综述旨在抛砖引玉,引起更多科研人员对 SiC 材料的高效抛光技术及其表面原子尺度制造技术的关注和重视.

参考文献

- [1] Bencherif H, Pezzimenti F, Dehimi L, Della C 2020 *Appl. Phys. A* **126** 854
- [2] Haddud A, Desouza A, Khare A, Lee H 2017 *J. Manuf. Technol. Mana.* **28** 1055
- [3] He Y, Clark G, Schaibley J, He Y, Chen M, Wei Y, Ding X, Zhang Q, Yao W, Xu X, Lu C, Pan J 2015 *Nat. Nanotechnol.* **10** 497
- [4] Mohammed M 2020 *Plasmonics* **15** 1989
- [5] Kim S, Ahn H, Lim J, Lee K 2019 *J. Korean Phys. Soc.* **74** 196
- [6] Kimura M, Koga Y, Nakanishi H, Matsuda T, Kameda T, Nakashima Y 2017 *IEEE J. Electron Devi.* **6** 100
- [7] Zhang Q, Cheng L, Boutaba R 2010 *J. Internet. Serv. Appl.* **1** 7
- [8] Umezawa H, Nagase M, Kato Y, Shikata S 2012 *Diam. Relat. Mater.* **24** 201
- [9] Sharofidinov S, Kukushkin S, Redkov A, Grashchenko A, Osipov A 2019 *Tech. Phys. Lett.* **45** 711
- [10] Domnich V, Aratyn Y, Kriven W, Gogotsi Y 2008 *Rev. Adv. Mater. Sci.* **17** 33
- [11] Qian J, Voronin G, Zerda T, He D, Zhao Y 2002 *J. Mater. Res.* **17** 2153
- [12] Casady J, Johnson R 1996 *Solid State Electron.* **39** 1409
- [13] Luo Q, Lu J, Xu X 2016 *Wear* **350/351** 99
- [14] Li N, Ding J, Xuan Z, Huang J, Lin Z 2018 *Strength Mater.* **50** 419
- [15] Dai S, Lei H, Fu J 2020 *J. Electron. Mater.* **49** 1301
- [16] Heydemann V, Everson W, Gamble R, Snyder D, Skowronski M 2004 *Mater. Sci. Forum* **457/460** 805
- [17] Zhou L, Audurier V, Pirouz P, Powell J 1997 *J. Electrochem. Soc.* **144** 161
- [18] Pan G, Zhou Y, Luo G, Shi X, Zou C, Gong H 2013 *J. Mater. Sci. Mater. Electron.* **24** 5040
- [19] Kato T, Wada K, Hozomi E, Taniguchi H, Miura T, Nishizawa S, Arai K 2007 *Mater. Sci. Forum* **556/557** 753
- [20] Neslen C, Mitchel W, Hengehold R 2001 *J. Electron. Mater.* **30** 1271
- [21] Lee H, Kim M, Jeong H 2015 *Int. J. Precis. Eng. Manuf.* **16** 2611
- [22] Lee H, Kim D, An J, Lee H, Kim K, Jeong H 2010 *CIRP Ann. Manuf. Techn.* **59** 333
- [23] Kurokawa S, Doi T, Wang C, Sano Y, Aida H, Oyama K, Takahashi K 2014 *ECS Trans.* **60** 641
- [24] Zhou Y, Pan G S, Shi X L, Gong H, Luo G H, Gu Z H 2014 *Surf. Coat. Tech.* **251** 48
- [25] Shi X L, Pan G S, Zhou Y, Gu Z H, Gong H, Zou C L 2014 *Appl. Surf. Sci.* **307** 414
- [26] Liang H, Yan Q, Lu J, Luo B, Xiao X 2019 *Int. J. Adv. Manuf. Tech.* **103** 1337
- [27] Zhai W J, Gao B, Chang J, Wang H 2019 *Nanomanuf. Metrol.* **2** 36
- [28] Lu J B, Xiong Q, Yan Q S, Wang X, Liao B T 2019 *Surf. Tech.* **48** 148 (in Chinese) [路家斌, 熊强, 阎秋生, 王鑫, 廖博涛 2019 表面技术 **48** 148]
- [29] Murata J, Yodogawa K, Ban K 2017 *Int. J. Mach. Tool. Manu.* **114** 1
- [30] Shen X, Tu Q, Deng H, Jiang G, He X, Liu B, Yamamura K 2016 *Appl. Phys. A* **122** 354
- [31] Deng H, Hosoya K, Imanishi Y, Endo K, Yamamura K 2015 *Electrochem. Commun.* **52** 5
- [32] Kubota A, Yoshimura M, Fukuyama S, Iwamoto C, Touge M 2012 *Precis. Eng.* **36** 137
- [33] Kubota A, Yagi K, Murata J, Yasui H, Miyamoto S, Hara H, Sano Y, Yamauchi K 2009 *J. Electron. Mater.* **38** 159
- [34] Zhang P, Feng X, Yang J 2014 *J. Semicond.* **35** 166
- [35] Nitta H, Isobe A, Hong P, Hirao T 2011 *Jpn. J. Appl. Phys.* **50** 046501
- [36] Kubota A, Fukuyama S, Ichimori Y, Touge M 2012 *Diam. Relat. Mater.* **24** 59
- [37] Ballarin N, Carraro C, Maboudian R, Magagnin L 2014 *Electrochem. Commun.* **40** 17
- [38] Lin Y, Kao C 2005 *Int. J. Adv. Manuf. Tech.* **25** 33
- [39] Yamamura K, Takiguchi T, Ueda M, Hattori A, Zettsu N 2010 *Adv. Mat. Res.* **126-128** 423
- [40] Yamamura K, Takiguchi T, Ueda M, Deng H, Hattori A, Zettsu N 2011 *CIRP Ann. Manuf. Techn.* **60** 571
- [41] Mori Y, Yamamura K, Sano Y 2004 *Rev. Sci. Instrum.* **75** 942
- [42] Sano Y, Yamamura K, Mimura H, Yamauchi K, Mori Y 2007 *Rev. Sci. Instrum.* **78** 086102
- [43] Yamamura K, Ueda K, Nagano M, Zettsu N, Maeo S, Shimada S, Utaoka T, Taniguchi K 2010 *Nucl. Instrum. Meth. A* **616** 281
- [44] Sun R, Yang X, Watanabe K, Miyazaki S, Fukano T, Kitada M, Arima K, Kawai K, Yamamura K 2019 *Nanomanuf. Metrol.* **2** 168
- [45] Deng H 2016 *Ph. D. Dissertation* (Osaka: Osaka University)
- [46] Harb T, Kedzierski W, McConkey J 2001 *J. Chem. Phys.* **115** 5507
- [47] Krstulovic N, Labazan I, Milosevic S, Cvelbar U, Vesel A, Mozetic M 2006 *J. Phys. D: Appl. Phys.* **39** 3799
- [48] Deng H, Yamamura K 2013 *CIRP Ann. Manuf. Techn.* **62** 575
- [49] Deng H, Ueda M, Yamamura K 2014 *Int. J. Adv. Manuf. Tech.* **72** 1
- [50] Zhang H X, Zhang T H, Huan Y 2003 *Micronanoelectron. Tech.* **40** 245 (in Chinese) [张海霞, 张泰华, 郇勇 2003 微纳电子技术 **40** 245]
- [51] Ashida K, Dojima D, Kutsuma Y, Torimi S, Nogami S, Imai Y, Kimura S, Mizuki J, Ohtani N, Kaneko T 2016 *MRS Advances* **1** 3697
- [52] Lakhdari F, Belkhir N, Bouzid D, Herold V 2019 *Int. J. Adv. Manuf. Tech.* **102** 1421
- [53] Deng H, Takiguchi T, Ueda M, Hattori A, Zettsu N, Yamamura K 2011 *Jpn. J. Appl. Phys.* **50** 08JG05
- [54] Palmieri R, Radtke C, Boudinov H, Silva E 2009 *Appl. Phys. Lett.* **95** 113504
- [55] Shi X, Pan G, Zhou Y, Zou C, Gong H 2013 *Appl. Surf. Sci.* **284** 195
- [56] Shi X, Pan G, Zhou Y, Xu L, Zou C, Gong H 2015 *Surf. Coat. Tech.* **270** 206
- [57] Okamoto T, Sano Y, Tachibana K, Arima K, Hattori A, Yagi K, Murata J, Sadakuni S, Yamauchi K 2011 *J. Nanosci. Nanotechnol.* **11** 2928
- [58] Hara H, Sano Y, Mimura H, Arima K, Kubota A, Yagi K, Murata J, Yamauchi K 2006 *J. Electron. Mater.* **35** 11
- [59] Kubota A, Mimura H, Inagaki K, Arima K, Mori Y, Yamauchi K 2005 *J. Electron. Mater.* **34** 439
- [60] Okamoto T, Sano Y, Hara H, Mimura H, Arima K, Yagi K, Murata J, Yamauchi K 2009 *Mater. Sci. Forum* **600-603** 835
- [61] Okamoto T, Sano Y, Hara H, Hatayama T, Arima K, Yagi K, Murata J, Sadakuni S, Tachibana K, Shirasawa Y, Mimura H, Fuyuki T, Yamauchi K 2010 *Mater. Sci. Forum* **645-648** 775

- [62] Deng H, Endo K, Yamamura K 2013 *Appl. Phys. Lett.* **103** 111603
- [63] Deng H, Endo K, Yamamura K 2014 *Appl. Phys. Lett.* **104** 101608
- [64] Deng H, Monna K, Tabata T, Endo K, Yamamura K 2014 *CIRP Ann. Manuf. Techn.* **63** 529
- [65] Deng H, Endo K, Yamamura K 2015 *Sci. Rep.* **5** 8947
- [66] Rokicki R, Hryniewicz R 2012 *T. I. Met. Finish.* **90** 188
- [67] Suratwala T, Steele W, Wong L, Feit M, Miller P, Spears R, Shen N, Desjardin R 2015 *J. Am. Ceram. Soc.* **98** 2395
- [68] Shaw J, Heine V 1990 *J. Phys. Condens. Mater.* **2** 4351
- [69] Chien F, Nutt S, Yoo W, Kimoto K, Matsunami H 1994 *J. Mater. Res.* **9** 940
- [70] Kimoto T, Itoh A, Matsunami H, Okano T 1997 *J. Appl. Phys.* **81** 3494
- [71] Heine V, Cheng C, Needs R 1991 *J. Am. Ceram. Soc.* **74** 2630
- [72] Yazdi G, Vasiliauskas R, Iakimov T, Zakharov A, Syvajarvi M, Yakimova R 2013 *Carbon* **57** 477
- [73] Arima K, Hara H, Murata J, Ishida T, Okamoto R, Yagi K, Sano Y, Mimura H, Yamauchi K 2007 *Appl. Phys. Lett.* **90** 202106
- [74] Hoshino T, Kurata Y, Terasaki Y, Susa K 2001 *J. Non-Cryst. Solids* **283** 129
- [75] Oh M, Singh R, Gupta S, Cho S 2010 *Microelectron. Eng.* **87** 2633
- [76] Zho L, Eda H, Shimizu J, Kamiya S, Iwase H, Kimura S 2006 *CIRP Ann. Manuf. Techn.* **55** 313
- [77] Tian Y, Zhou L, Shimizu J, Tashiro Y, Kang R 2009 *Appl. Surf. Sci.* **255** 4205
- [78] Kamiya S, Iwase H, Kishita K, Zhou L, Eda H, Yoshida Y 2009 *J. Vac. Sci. Technol. B* **27** 1496
- [79] Deng H, Endo K, Yamamura K 2015 *Appl. Phys. Lett.* **107** 051602
- [80] Deng H, Endo K, Yamamura K 2015 *CIRP Ann. Manuf. Techn.* **64** 531
- [81] Yamamura K, Emori K, Sun R, Ohkubo Y, Endo K, Yamada H, Chayahara A, Mokuno Y 2018 *CIRP Ann. Manuf. Techn.* **67** 353
- [82] Deng H, Endo K, Yamamura K 2017 *Int. J. Mach. Tool. Manu.* **115** 38
- [83] Deng H, Yamamura K 2012 *Curr. Appl. Phys.* **12** S24
- [84] Shen X, Dai Y, Deng H, Guan C, Yamamura K 2013 *Opt. Express* **21** 26123
- [85] Shen X, Tu Q, Deng H, Jiang G, Yamamura K 2015 *Opt. Eng.* **54** 055106
- [86] Fang F 2020 *Int. J. Extrem. Manuf.* **2** 030201

SPECIAL TOPIC—Toward making functional devices at an atomic scale:
Fundamentals and frontiers

Plasma-assisted polishing for atomic surface fabrication of single crystal SiC*

Ji Jian-Wei¹⁾²⁾ Kazuya Yamamura³⁾ Deng Hui^{2)†}

1) (*Institute of Frontier and Interdisciplinary Sciences, Southern University of Science and Technology, Shenzhen 518055, China*)

2) (*Department of Mechanical and Energy Engineering, Southern University of Science and Technology, Shenzhen 518055, China*)

3) (*Department of Precision Science and Technology, Osaka University, Osaka 5650871, Japan*)

(Received 29 November 2020; revised manuscript received 22 December 2020)

Abstract

At present, owing to the inherent limitations of the material characteristics of Si based semiconductor materials, Si based semiconductors are facing more and more challenges in meeting the performance requirements of the rapidly developing modern power electronic technologies used in semiconductor devices. As a new generation of semiconductor material, SiC has significant performance advantages, but it is difficult to process the SiC wafers with high-quality and high-efficiency in their industrial application. Reviewing the research progress of ultra-precision machining technology of SiC in recent years, we introduce plasma oxidation modification based highly efficient polishing technology of SiC in this paper. The material removal mechanism, typical device, modification process, and polishing result of this technology are analyzed. The analysis shows that the plasma oxidation modification possesses high removal efficiency and atomically flat surfaces without surface or subsurface damages. Furthermore, aiming at step-terrace structures produced during SiC surface processing with different polishing technologies, the generation mechanism and control strategy of periodic atomic layer step-terrace structures are discussed. Finally, the development and challenge of plasma-assisted polishing technology are prospected.

Keywords: single crystal SiC, atomic and close-to-atomic scale manufacturing, plasma, surface modification

PACS: 81.65.Ps, 81.20.Wk, 81.05.Ea, 52.40.Hf

DOI: 10.7498/aps.70.20202014

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 52035009, 52005243) and the International Cooperation from the Science and Technology Innovation Committee of Shenzhen Municipality, Shenzhen, China (Grant No. GJHZ20180928155412525).

† Corresponding author. E-mail: dengh@sustech.edu.cn