

4H-SiC 外延层中堆垛层错与衬底缺陷的关联性研究

郭钰^{1,2}, 彭同华^{1,2}, 刘春俊¹, 杨占伟¹, 蔡振立¹

(1. 北京天科合达半导体股份有限公司, 北京 102600; 2. 新疆天富能源股份有限公司, 石河子 832000)

摘要: 本研究探讨了同质外延生长的 4H-SiC 晶片表面堆垛层错(SF)的形貌特征和起因。依据表面缺陷检测设备 KLA-Tencor CS920 的光致发光(PL)通道和形貌通道的特点, 将 SF 分为五类。其中 I 类 SF 在 PL 通道图中显示为梯形, 在形貌图中不显示; II 类 SF 在 PL 通道图中显示为三角形, 且与 I 类 SF 重合, 在形貌图中显示为胡萝卜形貌。III-V 类 SF 在 PL 通道图中均显示为三角形, 在形貌图中分别显示为胡萝卜、无对应图像或三角形。研究结果表明, I 类 SF 起源于衬底的基平面位错(BPD)连线, 该连线平行于 $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ 方向, 在生长过程中沿着 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向移动, 形成基平面 SF。II 类和大部分的 III-IV 类 SF 起源于衬底的 BPD, 其中一个 BPD 在外延过程中首先转化为刃位错(TED), 并在外延过程中沿 $\langle 0001 \rangle$ 轴传播, 其余 BPD 或由 TED 分解形成的不全位错(PDs)在(0001)面内传播形成三角形基平面 SF。其余的 III-V 类 SF 起源于衬底的 TED 或其它。II-III 类 SF 在形貌通道中显示为胡萝卜, 而 IV 类 SF 不显示, 主要区别在于外延过程中是否有垂直于(0001)面的棱镜面 SF 与表面相交。上述研究说明减少衬底的 BPD, 对减少外延层中的 SF 尤为重要。

关键词: 碳化硅; 同质外延; 位错; 堆垛层错

中图分类号: O77 文献标识码: A

Correlation between Stacking Faults in Epitaxial Layers of 4H-SiC and Defects in 4H-SiC Substrate

GUO Yu^{1,2}, PENG Tong-Hua^{1,2}, LIU Chun-Jun¹, YANG Zhan-Wei¹, CAI Zhen-Li¹

(1. Beijing Tankeblue Semiconductor Co. Ltd, Beijing 102600, China; 2. Xinjiang Tianfu Energy Co. Ltd., Shihezi 832000, China)

Abstract: The morphology and causes of stacking faults (SF) in homoepitaxial layers of 4H-SiC were studied. According to characteristics of PL images and morphology images of 4H-SiC five kinds of SFs have been defined. In the PL images, the morphologies of SF I and SF II-V are trapezoidal and triangular, respectively. SF II lays inside the area of SF I. In the morphology images, SF I and IV are not seen, SF II-III are carrot shaped and SF V is triangular respectively. The results show that SF I is a kind of base plane SF which originates from the base plane dislocation (BPD) lines of the substrate, parallel to $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ direction and moving along $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ direction during epitaxial growing. SF II and most of SF III-IV originate from BPDs in substrate. One BPD converts into threading dislocation during epitaxial growing and propagates to the surface along $\langle 0001 \rangle$ direction, while other BPDs or partial dislocations originating from threading dislocation propagate in (0001) plane to form triangular base plane SFs. The rest of SF III-IV and SF V originate from threading edge dislocation or other defects in substrate. SF II-III display carrots morphology because a

收稿日期: 2018-09-20; 收到修改稿日期: 2018-11-13

基金项目: 北京市科技计划(D171100004517001); 北京市科技新星计划(Z171100001117068); 国家重点研发计划(2016YFB0400400) Beijing Municipal Science and Technology Project (D171100004517001); Beijing New-star Plan of Science and Technology (Z171100001117068); National Key Research and Development Program (2016YFB0400400)

作者简介: 郭钰(1983-), 女, 副研究员. E-mail: guoyu03201@sina.com

通讯作者: 彭同华, 研究员. E-mail: pengtonghua1115@sina.com

prism SF plane perpendicular to the (0001) plane is formed to intersect with surface during epitaxial growing process. SF IV is not seen in the morphology image because no prism SF plane is formed to intersect with surface. All results demonstrated that reducing BPDs of the substrate is especially important for reducing SFs in the epitaxial layers.

Key words: SiC; homoepitaxial; dislocation; stacking fault

SiC 是目前受到广泛关注的半导体材料, 具有宽禁带、高击穿电场、高饱和电子漂移速度和高导热性等优异性能, 是制作高温、高频、大功率和低损耗器件的优良材料^[1-3]。然而, 在 SiC 衬底中, 存在各种缺陷^[4-8], 如螺位错(TSD)、刃位错(TED)、基平面位错(BPD)和堆垛层错(SF)。这些缺陷在外延过程中繁衍, 使得器件性能和可靠性降低^[9-10]。

SiC 外延层中的堆垛层错是一种面缺陷, 会增大二极管的反向漏电流以及降低击穿电压^[11-14], 严重影响了 SiC 器件的性能, 目前的研究认为六方 SiC 的堆垛层错主要起源于衬底缺陷。Yamamoto 等^[15-16]用 X 射线形貌法(X-ray Topography)证明了 SiC 外延层的 SF 起源于衬底的 SF。Zhang 等^[10]报道了外延层中的两种 SF, 一种 SF 在(0001)面内传播形成基平面 SF, 另外一种在垂直于(0001)的晶面内传播形成棱镜面 SF, 它们起源于衬底的 BPD、TED 或 TSD。Zhou 等^[17]的研究证实 SiC 外延层中 3C-SF 起源于衬底的 TSD, TED 或者应力, 在形貌上表现为三角形。Hassan 等^[18]报道 SiC PiN 二极管中, 衬底的 BPD 在外延过程中分解为两个不全位错(PDs), 在两个不全位错之间形成肖特基型 SF。Lijima 等^[19]也报道衬底的 BPD 在外延时产生 SF, 并且将外延层中 SF 的形貌与衬底中 BPD 的结构做了关联性研究。Stahlbush 等^[20]通过紫外光激发电子-空穴对的方法, 间接证实了外延过程中 BPD 的移动产生了 SF。Okojie 等^[21]报道了在 N 掺杂的 4H-SiC 外延层中, 应力是 SF 的主要起因。

为改进 SiC 外延材料质量, SiC 外延层中层错缺陷的特征和起因需要进一步研究。本文使用 KLA-Tencor CS920 和光学显微镜检测、氢氧化钾腐蚀结合外延层减薄的方法, 详细研究了同质外延生长的 4H-SiC 中 SF 的形貌特征和起因, 指导 4H-SiC 晶体质量的改进方向。

1 实验方法

首先制备一片 4 英寸偏 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向 4° 的 4H-SiC 单晶衬底, 应用外延生长炉, 在上述 SiC 衬底的 Si 面外延生长一层 6 μm 厚的 SiC 外延层, 用 KLA-Tencor 公司的 Candela CS920 型表面缺陷检测仪形

貌通道和 PL 通道对外延层进行了测量。PL 通道选用波长为 355 nm 的激发光, 在波长为 370 nm 到 410 nm 范围内检测发射光强度的变化。当 PL 激发光照射到无缺陷的 SiC 表面时, 仅在 SiC 的本征带隙 385 nm 处发生吸收, 并以此发光强度作为背景, 在图像中均匀显示; 当 PL 激发光照射到有缺陷的 SiC 表面时, 除了本征带隙的吸收, 还会有其他特定波长范围的光被吸收, 检测到的光强变弱, 图像颜色变暗, 以此检测 SiC 外延层中的缺陷^[22-23]。PL Mapping 的方法一般用于检测载流子浓度低的 SiC 外延层中的缺陷。SiC 衬底中因为通过氮掺杂提高载流子浓度, 在 PL 谱中产生吸收峰, 因此很难用 PL Mapping 的方法检测缺陷。

将晶片进一步切割成 10 mm \times 10 mm 的小片, 对应 CS920 检测图中不同位置的图像。在 540 $^\circ\text{C}$ 熔融态的 KOH 中腐蚀 20 min, 采用光学显微镜观察 SF 的形貌; 抛光去除一定厚度的外延层, 在熔融态的 KOH 中重新腐蚀, 用光学显微镜观察 SF 的形貌变化特征; 继续采用抛光、腐蚀和光学显微镜观察的方法, 观察具有不同形貌的 SF 的起因, 直至到达外延-衬底界面处或衬底内部。

2 结果与讨论

图 1(a)是用 CS920 中激发光波长为 355 nm 的

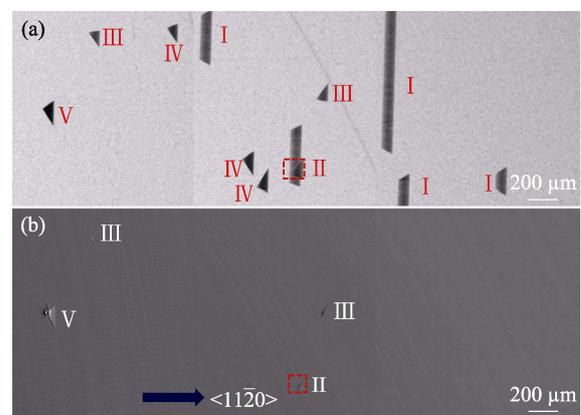


图 1 CS920 检测 SF 的图像(a)激发波长为 355nm 的 PL 通道图和(b)形貌通道图

Fig. 1 SF images tested by CS920 (a) PL images excited by 355 nm wavelength; (b) morphology images

PL 通道检测的 SiC 外延层的位错图, 图 1(b)是对应区域的形貌图。从图中可以看到, SF 在 PL 通道中显示为梯形和三角形两种形貌。它们的一条边都平行于(11 $\bar{2}$ 0)晶面, 与外延生长的台阶流方向垂直。三角形 SF 起源于一个点, 梯形 SF 起源于一条线。梯形 SF 在形貌通道中不显示, 标记为 I; 三角形 SF 在形貌图中显示胡萝卜(在 PL 通道中位于梯形内部)、单独的胡萝卜、不显示和三角形, 分别标记为 II、III、IV 和 V。其中 V 类 SF 为三角形 3C 相变, 在其它文献中有过详细报道^[24-25], 可能起源于衬底的 TSD、TED、BPD、划痕、应力或其它。下面主要讨论 I-IV 类 SF 的起因。

图 1 中 I 类和 II 类 SF 重合, 如图中红色方框标记。观察 I-II 类 SF 的起因, 记录在图 2 中。图 2(a)、(d)和(g)是外延层表面腐蚀后的显微镜照片, I 类层错的尾部对应图中平行于(11 $\bar{2}$ 0)晶面的直线(以下简称平行条纹), 直线上分布着贝壳形的 BPD^[8]。平行条纹的上台阶方向有一个胡萝卜形缺陷, 即 II 类 SF。图 2(a)~(c)、(d)~(f)和(g)~(i)分别依次将外延层去除了一定的厚度 H , 直至剥离到衬底表面以下, H 的具体数值标记在图片的左侧。将外延表面到衬底相同区域的图片纵向排列, 红色箭头标识出在外延生长过程中具有贯穿性的螺位错, 用来指引视线找到相同的位错区域。

图 2 的腐蚀结果发现, 反复抛光去除一定的外延层厚度后, I 类层错的尾部, 即平行条纹沿着 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 晶面向着晶体生长的上台阶流方向移动。记录每次平行条纹移动的距离 D 和抛光去除厚度 H , 如表 1 所示, 发现他们满足如下的关系式:

$$D = \frac{H}{\tan 4^\circ} \quad (1)$$

因为衬底表面与(0001)晶面的夹角是 4° , 因此由上述结果可知, 在外延生长过程中, 平行于(11 $\bar{2}$ 0)晶面的 BPD 连线在(0001)晶面内沿着下台阶流方向移动, 形成了基平面 SF。进一步抛光至衬底以下, BPD 连线仍然按照公式(1)的规律移动, 说明这种 SF 来自 SiC 衬底。只是因为导电 SiC 衬底的 N 含量偏高, 图 1 的 PL 谱中只显示外延层中的 I 类 SF^[21]。衬底和外延层中的 N 含量记录在表 2 中, 其中外延层中的 N 含量小于检测设备的下限。在(1 $\bar{1}$ 00)晶面方向观察 I 类 SF 的繁衍规律, 如图 3(a)所示。基平面型 SF 是相邻 BPD 在热应力的作用下滑移而产生的^[26-27]。一般认为 SiC 晶体中的基平面 SF 形成能很小, 约为 14.7 mJ/m^2 , 导致这种位错缺陷很容易产生^[28]。

图 2 的腐蚀结果同时发现, 在反复抛光去除外延层至衬底的过程中, 随着平行条纹在(0001)晶面内向着上台阶方向移动, II 类 SF 中胡萝卜的长度也

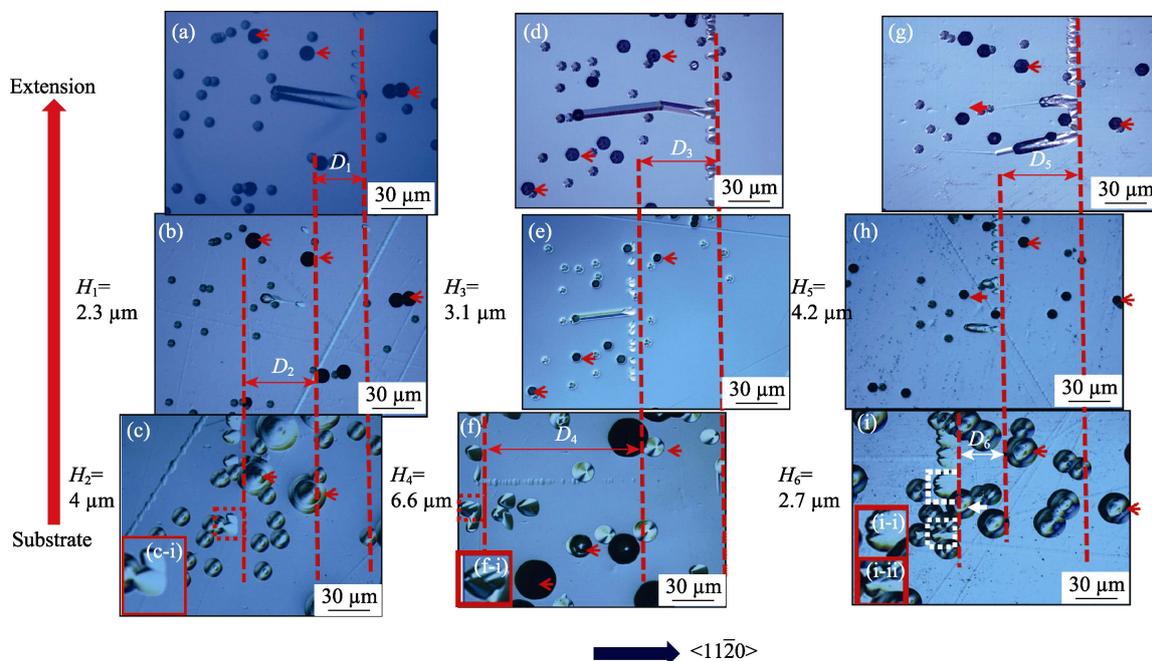


图 2 I 类和 II 类 SF 的起因和繁衍特征, $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向是晶体生长的下台阶方向, $D_1 \sim D_6$ 标记平行条纹的移动距离, $H_1 \sim H_6$ 标记外延层的去除厚度

Fig. 2 Originations and propagations of SF I and SF II
 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ is the direction of lower steps of crystal growth. $D_1 \sim D_6$ are the moving distances of BPD lines
 $H_1 \sim H_6$ are the removing thickness of epitaxial layers

表 1 图 2 中平行条纹移动的距离 D 和外延层去除厚度 H 的对应关系

Table 1 Relationship of moving distance D of BPD lines and removing thickness H of epitaxial layers in Fig. 2

No.	1	2	3	4	5	6
Moving distance of BPD lines, $D/\mu\text{m}$	33	57	44	94	60	39
Removing thickness, $H/\mu\text{m}$	2.3	4	3.1	6.6	4.2	2.7

表 2 二次离子质谱(SIMS)检测衬底和外延层中的 N 含量
Table 2 Nitrogen concentration in substrate and epitaxial layers tested by SIMS

Test position	Substrate	Epitaxial layers
N concentration	8×10^{12}	$< 10^{10}$

逐渐减小至消失。胡萝卜的头部对应着一个 TED，尾部对应着一个 BPD。当抛光至衬底表面时，头部

TED 消失，紧邻位置对应着平行条纹上的 BPD，如图 2(c)、(f)和(i)中的插图所示。从图 2(c)和(f)的插图中可以看出，与 II 类 SF 紧邻的衬底区域存在两个 BPD，从图 2(i)的插图中可以看出，衬底区域存在三个或以上的 BPD，BPD 密集地排列在一起。根据能量最小模型，外延生长过程中 BPD 容易转化为 TED^[29]。上述现象说明 II 类 SF 起源于衬底的两个或以上的 BPD。这种起源于衬底表面两个或以上 BPD 的 II 类 SF 的繁衍示意图如图 3(b)所示。其中的一个 BPD 在延生长过程中转化为 TED^[28-29]，TED 沿着 c 轴繁衍至晶片表面；另外一个 BPD 在(0001)面内向下台阶方向繁衍形成 BPD 连线；沿 c 轴的 TED 位错线和(0001)面内的 BPD 位错线一同形成了垂直于(0001)面的棱镜面型 SF，与表面相交形成胡萝卜的形貌。其余 BPD 在(0001)平面内继续向下台阶方向移动，形成基平面型 SF。

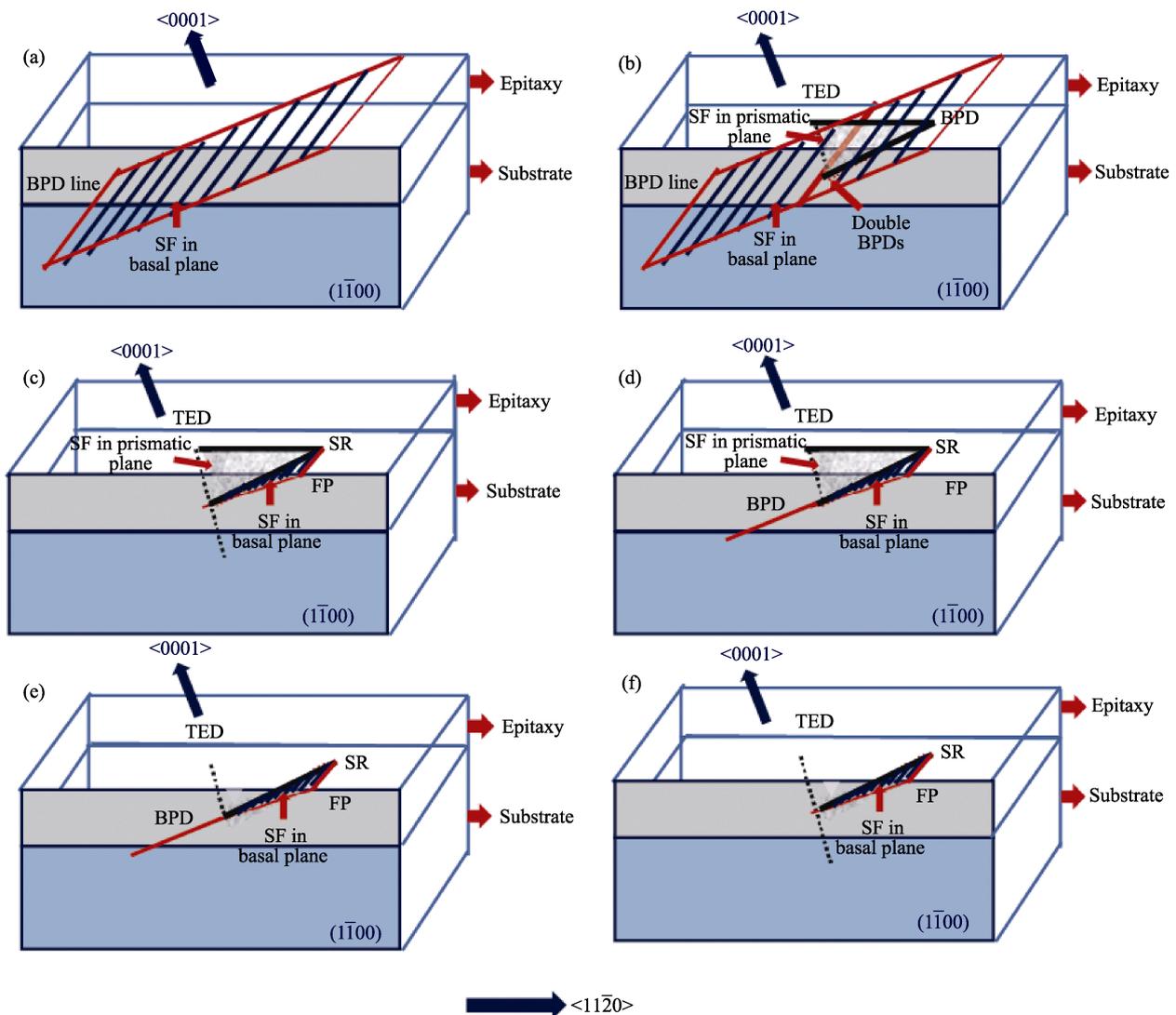


图 3 (a) SF I; (b) SF II; (c)~(d) SF III; (e)~(f) SF IV 的繁衍规律示意图
Fig. 3 Propagation diagrams of (a) SF I, (b) SF II, (c)~(d) SF III, and (e)~(f) SF IV

选择尾部不与梯形 SF 重合的 III 类 SF 进行研究, 如图 4 所示。图 4(a) 是两个连在一起的具有胡萝卜形貌的缺陷, 两个胡萝卜的头部分别被标记为 A 和 B。当抛光去除一定的外延层厚度 H_1 时, 胡萝卜在 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向投影的长度减小 D_1 , 对应图(b)中红色虚线移动的距离; 头部 A 和 B 处的 TED 仍然存在。继续抛光去除厚度 H_2 至衬底以下时, 胡萝卜消失, B 处胡萝卜头部的 TED 仍然存在, 如图 4(c) 中插图(c-ii)所示, 说明它起源于衬底的 TED, TED 在外延过程中分解为两个不全位错, 形成 III 类 SF, 其繁衍示意图如图 3(c) 所示。A 处胡萝卜头部的 TED 消失, 距上台阶方向 D_2 处存在一个 BPD, 如图 4(c) 中插图(c-i)所示。其中 H_1 和 D_1 、 H_2 和 D_2 记录在表 2 中, 它们分别满足公式(1)的关系。上述现象说明 A 处的 III 类 SF 起源于衬底的 BPD, 在外延过程中转化为 TED, TED 沿着 c 轴繁衍, TED 同时分解产生两个不全位错^[10,30], 在(0001)平面内向下台阶方向移动, 它们一起形成了 III 类 SF。这类起源于衬底单 BPD 的 III 类 SF 的繁衍示意图如图 3(d) 所示。图 4(d)~(f) 给出另外一个 III 类 SF 的繁衍过程。图 4(d) 中 SF 在形貌上显示为胡萝卜, 头部对应 TED, 尾部对应

两个 BPD 或不全位错。当反复抛光至接近衬底表面时, 头部 TED 仍然存在, 但是具有不规则的形貌, 似乎与贝壳形 BPD 重合, 如图 4(f) 中插图(f-i)所示。当继续向衬底内部抛光时, TED 消失, 相邻区域存在 BPD, 如图 4(f) 中插图(f-ii)所示。说明这种 III 类 SF 起源于衬底的 BPD, 在外延开始阶段即转化为 TED。图 4(f) 中插图(f-i)应该是外延层中的 TED 和衬底表面的 BPD 同时腐蚀的结果。在本实验观察的 50 个 III 类 SF 的结果中, 起源于衬底的 BPD 缺陷的占比 80% 以上, 说明 BPD 是 III 类 SF 的主要起因。

本课题组进一步研究了在形貌通道中不显示图像的 IV 类 SF 的繁衍规律, 如图 5 所示。该类缺陷腐蚀后尾部对应两个 BPD 的连线, 没有线形结构与头部相连, 说明没有棱镜面 SF 与表面相交。图 5(a) 中 IV 类 SF 尾部的两个 BPD 向上台阶的延伸方向与 TED 交汇成三角形, 如图 5(a) 中插图所示, 其形貌与 PL 谱测试中三角形 SF 的形貌吻合。三角形的底边长度为 L , TED 顶点到底边的垂直距离为 W , 相应数据记录在表 3 中。抛光去除一定的外延层厚度 H , BPD 连线向上台阶方向移动距离 D , 三角形底边长度 L 和宽度 W 缩短, 但是形状保持不变, 如图 5(b)

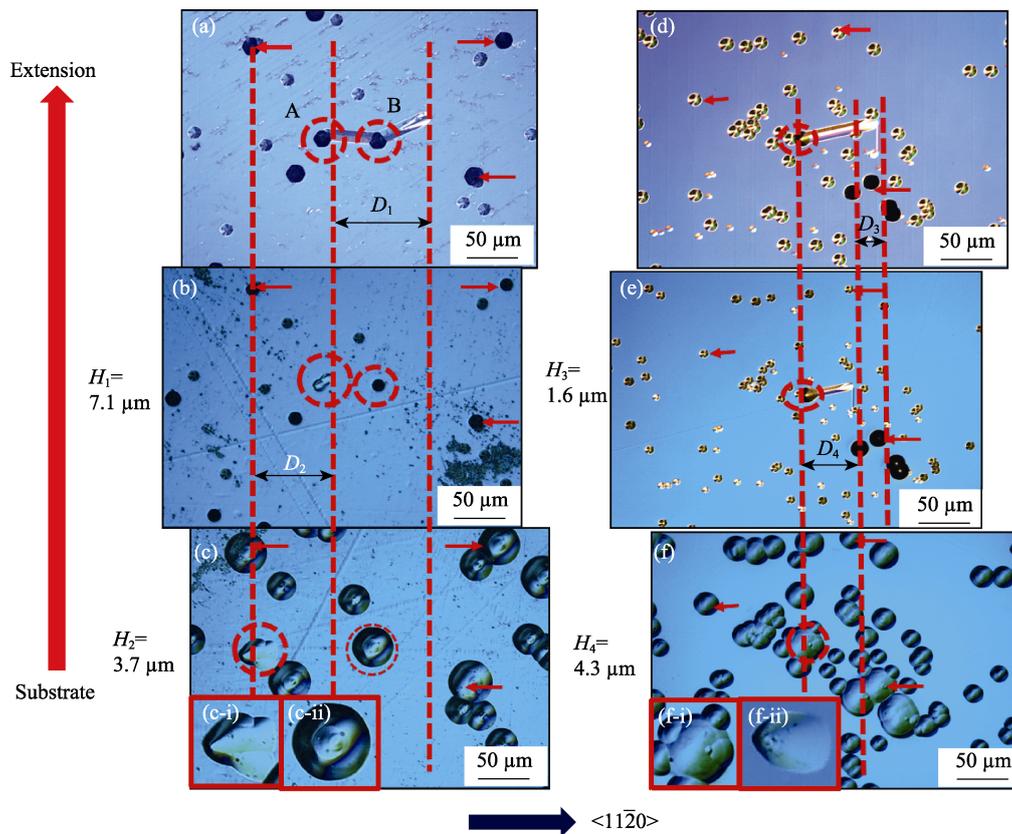


图 4 III 类 SF 的起因和繁衍特征, $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向是晶体生长的下台阶方向,

$D_1 \sim D_4$ 标记胡萝卜尾部的移动距离, $H_1 \sim H_4$ 标记外延层的去除厚度

Fig. 4 Originations and propagations of SF III

$\langle 11\bar{2}0 \rangle$ is the direction of lower steps of crystal growth. $D_1 \sim D_4$ are the moving distances of BPD lines

$H_1 \sim H_4$ are the removing thickness of epitaxial layers

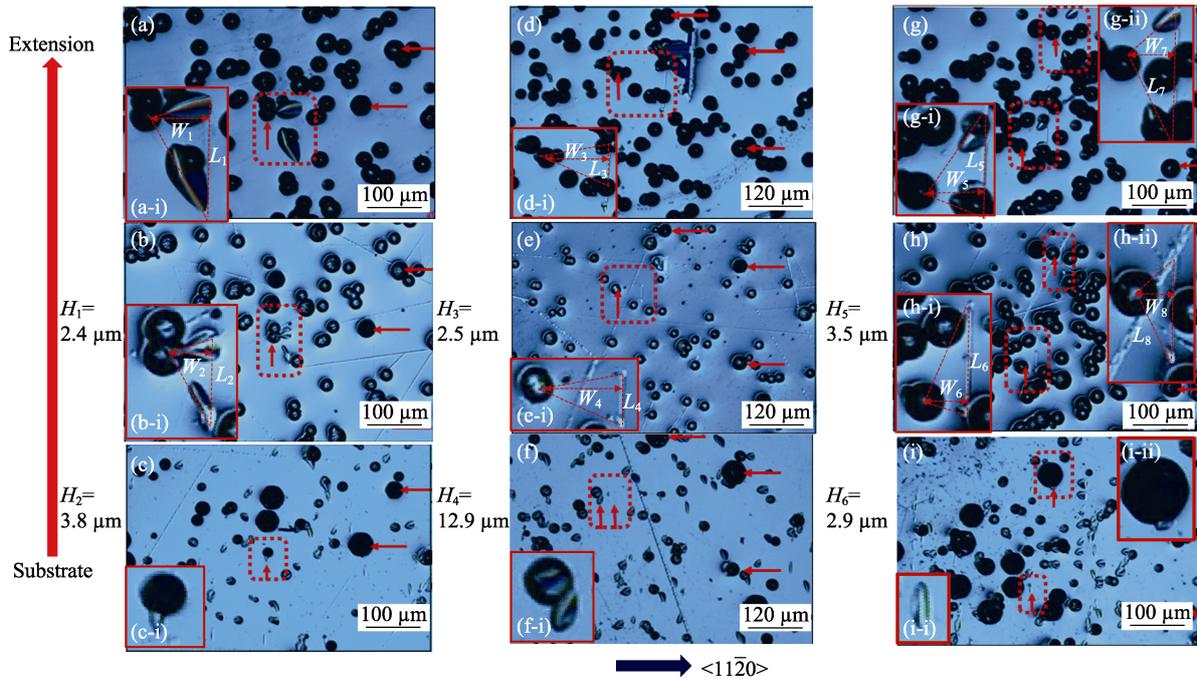


图 5 IV 类 SF 起因和繁衍特征, $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向是晶体生长的下台阶方向, $H_1 \sim H_6$ 标记外延层的去除厚度, $L_1 \sim L_8$ 是三角形底边长度, $W_1 \sim W_8$ 是三角形顶点到底边的垂直距离

Fig. 5 Originations and propagations of SF IV

$\langle 11\bar{2}0 \rangle$ is the direction of lower steps of crystal growth. $H_1 \sim H_6$ are the removing thickness of epitaxial layers. $L_1 \sim L_8$ are bottom lengths of triangle defects. $W_1 \sim W_8$ are widths of triangle defects

及内部插图所示, 相应数据记录在表 3 中。进一步抛光至衬底表面, 三角形形貌消失, 头部对应一个 BPD, 如图 5(c) 及内部插图所示。上述现象说明 IV 类 SF 起源于衬底的 BPD, 在外延过程中首先转化为 TED, TED 沿着 c 轴传播, 同时分解为两个不全位错, 不全位错沿着 (0001) 面移动形成 IV 类 SF, 其繁衍示意图如图 3(e) 所示。IV 类 SF 没有形成垂直于 (0001) 面的棱镜面 SF, 或棱镜面 SF 在生长过程中消失, 没有与表面相交。

图 5(d)~(f)、(g)~(i) 进一步跟踪了其它 IV 类 SF 的起源。图 5(f) 中的插图 (f-i) 和图 5(i) 中的插图 (i-i) 说明部分 IV 类 SF 起源与衬底的 BPD, 与图 3(e) 中繁衍规律相同。图 5(c) 和 (f) 的插图中 BPD 紧邻位置存在 TED, 图 5(i) 中 BPD 单独存在, 说明紧邻位置的 TED 应该不对 IV 类 SF 有贡献。图 5(i) 中的插图 (i-ii) 表示, 当抛光至衬底表面时, TED 仍然存在, 说明这种 IV 类 SF 起源于衬底的 TED, TED 分解为两个不全位错, 不全位错沿着 (0001) 面移动形成 IV 类 SF, 其繁衍示意图如图 3(f)。因为腐蚀后晶片表面没有胡萝卜形貌, 说明 IV 类缺陷没有形成垂直于 (0001) 面的棱镜面 SF, 或棱镜面 SF 在生长中途消失, 没有与表面相交。

图 5(a)~(i) 中三角形缺陷底边的长度 L 、宽度 W 、每次去除外延层的厚度 H 和底边的移动距离 D 记录在表 4 中。去除外延层的厚度 H 和底边的移动距离

表 3 图 3 中平行条纹移动的距离 D 和外延层去除厚度 H 的对应关系

Table 3 Relationship of the moving distance D of BPD lines and the removing thickness H of epitaxial layers in Fig. 3

No.	1	2	3	4
Moving distance of BPD lines, $D/\mu\text{m}$	102	53	23	61
Removing thickness, $H/\mu\text{m}$	7.1	3.7	1.6	4.3

D 仍然满足公式(1)。此外在去除外延层的过程中, 同一三角形形貌保持不变, 底边的长度 L 和宽度 W 满足如下关系是:

$$\frac{W_i}{L_i} = \frac{W_{(i+1)}}{L_{(i+1)}} \quad (2)$$

上述现象进一步验证了 IV 类 SF 是按照图 3(e) 和 (f) 中的繁衍规律在 (0001) 面内进行。这类 SF 与 III 类 SF 都起源于衬底的 BPD 或 TED, 在 (0001) 平面内的繁衍规律相同, 主要的区别只是不产生与表面相交的棱镜面 SF。

上述研究说明在偏 4° 4H-SiC 表面外延生长的薄膜中, I 类 SF 起源于衬底的 BPD 连线; II 类 SF 起源于衬底的两个或以上的 BPD; III 类和 IV 类 SF 都起源于衬底的 BPD 或 TED, 其中 III 类层错产生垂直于 (0001) 面的棱镜面 SF 与表面相交, 而 IV 类 SF 不产生。在研究结果中, I 类、II 类和 80% 以上的 III 类和 IV 类 SF 均源于衬底的 BPD; 其余少量 III 类和 IV 类 SF 起源于衬底的 TED 或与其它因素有关

表 4 图 5 中平行条纹移动的距离 D 、外延层去除厚度 H 、三角形缺陷宽度 W 和底边长度 L 的对应关系表

Table 4 Relationship of the moving distance D of BPD lines, the removing thickness H of epitaxial layers and width of triangle defects W with bottom lengths of triangle defects in Fig. 3

No.	1	2	3	4	5	6	7	8
Moving distance of BPD lines, $D/\mu\text{m}$	34	-	36	-	50	-	-	-
Removing thickness, $H/\mu\text{m}$	2.4	3.8	2.5	12.9	3.5	2.9	-	-
With triangle defects, $W/\mu\text{m}$	85	51	85	49.0	85	35	85	35
Bottom lengths of triangle defects, $L/\mu\text{m}$	105	63	90	52	60	25	110	45

系。因此衬底的 BPD 对外延层中的 SF 起主要的贡献作用，应当在晶体生长中着重研究和解决。

3 结论

本文对同质外延生长的 4H-SiC 中 SF 进行了分类，并应用 KOH 腐蚀和显微镜观察的方法，确定了不同形貌 SF 的繁衍特征和起因。其中 I 类 SF 显示为 BPD 连线在基平面内的移动，主要起源于衬底的基平面型 SF。三角形 SF 在形貌上分为与梯形重合的胡萝卜、单独的胡萝卜、不显示或三角形，分别标记为 II-V 类 SF。II 类 SF 起源于衬底的两个或以上的 BPD，其中一个 BPD 在外延时转化为 TED，其余 BPD 在(0001)平面内移动形成三角形基平面 SF。III 和 IV 类 SF 有 80% 以上起源于衬底的 BPD，BPD 在外延过程中转化为 TED，TED 同时分解为两个不全位错，在(0001)面内传播形成三角形基平面 SF。在 II-III 类 SF 中，沿着 c 轴繁衍的 TED，连同沿着(0001)面内繁衍的 BPD，一同形成了垂直于(0001)面的 SF，与表面相交形成胡萝卜形貌。其余少量的 II-V 类 SF 起源于衬底的 TED 或其它。上述研究说明减少衬底的 BPD，对减少外延层中的 SF 尤为重要。

参考文献:

[1] PENG T H, LIU C J, WANG B, *et al.* Progress in growth and physical properties of wide band gap semiconductor silicon carbide single crystals. *Journal of Synthetic Crystal*, 2012, **SI**: 234–241.
 [2] PENG T H, YANG H, JIAN J K, *et al.* Factors affecting the formation of misoriented domains in 6H-SiC single crystals grown by PVT method. *J. Cryst. Res. Technol.*, 2009, **44(4)**: 357–362.
 [3] CHANG S H, LIU X C, HUANG W, *et al.* Preparation and properties of lateral contact structure SiC photoconductive semiconductor switches. *Journal of Inorganic Materials*, 2012, **27(10)**: 1058–1062.
 [4] WANG B, PENG T H, LIANG J K, *et al.* Characterizations and formation mechanism of a new type of defect related to nitrogen doping in SiC crystals. *Appl. Phys. A*, 2014, **117(3)**: 1563–1569.
 [5] LIU C J, CHEN X L, PENG T H, *et al.* Step flow and polytype transformation in growth of 4H-SiC crystals. *J. Cryst. Growth*, 2014, **394**: 126–131.

[6] SUN W, SONG Y T, LIU C J, *et al.* Basal plane dislocation-threading edge dislocation complex dislocations in 6H-SiC single crystals. *Mater. Express*, 2015, **5(1)**: 63–67.
 [7] LIU C J, PENG T H, WANG S C, *et al.* Formation mechanism of type 2 micropipe defects in 4H-SiC crystals. *CrystEngComm*, 2013, **15(7)**: 1307–1313.
 [8] ZHAO N, LIU C J, WANG B, *et al.* Stacking faults in 4H-SiC single crystal. *Journal of Inorganic Materials*, 2018, **33(5)**: 540–544.
 [9] LIU K X, STAHLBUSH R E, TWIGG M E, *et al.* Photoluminescence and electroluminescence imaging of carrot defect in 4H-SiC epitaxy. *Journal of Electronic Materials*, 2007, **36(4)**: 297–306.
 [10] ZHANG X, HA S Y, BENAMARA S, *et al.* Structure of carrot defects in 4H-SiC epilayers. *Materials Science Forum*, 2006, **527–529**: 327–332.
 [11] MIAO M S, WALTER R L. Stacking faults and 3C quantum wells in hexagonal SiC polytypes. *Mater. Sci. Forum*, 2006, **527–529**: 351–354.
 [12] WANG Y, CHERT L, MILDAOV M K, *et al.* Characterization of stacking fault induced behavior in 4H-SiC p-i-n diodes. *Mater. Sci. Forum*, 2006, **527–529**: 363–366.
 [13] HIDEYUKI U, KEISUKE F, MASANHIKO I, *et al.* Analysis and reduction of stacking faults in fast epitaxial growth. *Materials Science Forum*, 2016 **858**: 173–176.
 [14] RADU H, STEFAN G S, DENIS E T, *et al.* Identification of stacking faults in silicon carbide by polarization-resolved second harmonic generation microscopy. *Scientific Reports*, 2017, **7(1)**: 4870–1–9.
 [15] HIDEKAZU Y. Assessment of stacking faults in silicon carbide crystals. *Sensors and Materials*, 2013, **25(3)**: 177–187.
 [16] HASSAN J, HENRY A, IVANOV I G, *et al.* In-grown stacking faults in 4H-SiC epilayers grown on off-cut substrates. *Journal of Applied Physics*, 2009, **105(12)**: 123513.
 [17] ZHOU R W, LIU X C, GUO H J, *et al.* Study of triangle-shaped defects on nearly on-axis 4H-SiC substrates. *Materials Science Forum*, 2016, **858**: 225–228.
 [18] HASSAN J, BERGMAN J P. Single Shockley stacking faults in as-grown 4H-SiC epilayers. *Materials Science Forum*, 2010, **645–648**: 327–330.
 [19] LIJIMA A, KAMATA I, TSUCHIDA, H, *et al.* Correlation between shapes of Shockley stacking faults and structures of basal plane dislocations in 4H-SiC epilayers. *Philosophical Magazine*, 2017, **97(30)**: 2736–2752.
 [20] STAHLBUSH R E, MYERS-WARD R L, VANMIL B L, *et al.* A pictorial tracking of basal plane dislocations in SiC epitaxy. *Materials Science Forum*, 2010, **645–648**: 271–276.
 [21] OKOJIE R S, HUANG X, DUDLEY M, *et al.* Process-induced deformations and stacking faults in 4H-SiC. *MRS Proceedings*, 2011, **911**: B07–02.
 [22] LIU K X, STAHLBUSH R E, TWIGG M E, *et al.* Photoluminescence and electroluminescence imaging of carrot defect in 4H-SiC epitaxy. *Journal of Electronic Materials*, 2007, **36(4)**: 297–306.
 [23] YUTARO M, SHUHEI Y, YASUTO H, *et al.* Photoluminescence study of oxidation-induced stacking faults in 4H-SiC epilayers. *Materials Science Forum Vols.*, 2015, **5(12)**: 327–330.
 [24] LI Z Y, LIU L T, DONG X, *et al.* Defects in homogeneous epitaxial layers of 4H-SiC. *Equipment for Electronic Products Manufacturing*, 2005, **11(130)**: 62–64.
 [25] MIAO M S, WALTER R L. Stacking faults and 3C quantum wells in hexagonal SiC polytypes. *Mater. Sci. Forum*, 2006, **527–529**: 351–354.
 [26] KATSUNO M, NAKABAYASHI M, FUJIMOTO T, *et al.* Stacking fault formation in highly nitrogen-doped 4H-SiC substrates with different surface preparation conditions. *Mater. Sci. Forum*, 2008, **600–603**: 341–344.
 [27] KUHR T A, LIU J Q, CHUNG H J, *et al.* Spontaneous formation of stacking faults in highly doped 4H-SiC during annealing. *J. Appl. Phys.*, 2002, **92(10)**: 5863–5871.
 [28] GALECKAS A, LINNROS J, PIROUZ P, *et al.* Recombination-induced stacking faults: evidence for a general mechanism in hexagonal SiC. *Phys. Rev. Lett.*, 2006, **96(2)**: 025502–1–4.
 [29] OHNO T, YAMAGUCHI H, KURODA S, *et al.* Direct observation of dislocations propagated from 4H-SiC substrate to epitaxial layer by X-ray topography. *Journal of Crystal Growth*, 2004, **260**: 209–216.
 [30] HASSAN J, HENRY A, MCNALLY P J, *et al.* Characterization of the carrot defect in 4H-SiC epitaxial layers. *Journal of Crystal Growth*, 2010, **312(11)**: 1828–1837.