

拉曼面扫描表征氮掺杂 6H-SiC 晶体多型分布

郭 啸^{1,2}, 刘学超¹, 忻 隽¹, 杨建华¹, 施尔畏¹

(1. 中国科学院 上海硅酸盐研究所, 上海 200050; 2. 中国科学院 研究生院, 北京 100049)

摘 要: 采用物理气相传输法(Physical Vapor Transport, PVT)沿[0001]方向生长了一个直径为 2 英寸的氮掺杂 6H-SiC 晶体. 采用拉曼面扫描方法对晶体中多型的分布进行了细致表征, 研究了 SiC 晶体生长过程中多型的产生和演化. 在 6H-SiC 晶体中观察到了 15R-SiC 和 4H-SiC 两种多型. 在拉曼面扫描得到的晶体多型分布图上观察到了两类次多型结构区域, 一类是继承其生长界面上对应的次多型结构形成的次多型结构区; 另一类是由温度、压力等生长条件波动导致在 6H-SiC 主多型中出现的 15R-SiC 多型结构区. 第一类次多型结构区中掺入的氮元素较多, 载流子浓度较高, 并且随着晶体生长不断扩大; 第二类次多型结构区对晶体结晶质量的影响较小, 且提高生长温度可以抑制 15R-SiC 多型结构.

关 键 词: 拉曼; 碳化硅; 多型; 面扫描

中图分类号: O761

文献标识码: A

Characterization of Polytype Distributions in Nitrogen-doped 6H-SiC Single Crystal by Raman Mapping

GUO Xiao^{1,2}, LIU Xue-Chao¹, XIN Jun¹, YANG Jian-Hua¹, SHI Er-Wei¹

(1. Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 201800, China; 2. Graduate University of the Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China)

Abstract: Nitrogen-doped 6H-SiC crystal with the diameter of 2-inch was grown along [0001] direction by physical vapor transport method. The spatial distribution of different polytypes such as 6H-SiC, 4H-SiC and 15R-SiC was characterized by mapping Raman spectra. The formation and evolution of different polytypes were investigated during the growth progress. 15R-SiC and 4H-SiC were observed in the as-grown 6H-SiC single crystal. Two different polytype regions are observed from the spatial distribution of different polytypes. One region originates from the growth interface of different polytypes. This region has higher nitrogen doping level and carrier concentration, and the area can become large during the growth process. The other region is dominated by 15R-SiC which appears in the main 6H-SiC due to the perturbation in growth temperature, pressure, etc. This region has less effect on the crystal quality, which could be inhibited by increasing the growth temperature.

Key words: Raman; SiC; polytype; mapping

碳化硅(SiC)半导体材料具有宽禁带、大的临界击穿场强、高饱和电子漂移速度、高热导率等特性^[1], 在高温、高频、大功率以及抗辐射器件领域具

有广阔的应用前景^[2]. SiC 是一种具有多种多型结构的材料^[3], 已报道多型已超过 200 种. 在碳化硅晶体生长过程中, 不同多型层错能非常接近, 容易出

收稿日期: 2011-08-08; 收到修改稿日期: 2011-10-27

基金项目: 中国科学院知识创新工程重要方向项目 (KJCX2-EW-W10)

The Innovation Programs of the Chinese Academy of Sciences (KJCX2-EW-W10)

作者简介: 郭 啸(1987-), 男, 硕士研究生. E-mail: guoxs007@126.com

通讯作者: 刘学超, 副研究员. E-mail: xcliu@mail.sic.ac.cn

现多型混杂^[4]. 拉曼光谱是无损检测鉴别 SiC 多型的最简单有效手段^[5]. 已报道的文章中, 大多集中在利用拉曼面扫描无损表征材料物质的组成和微结构空间分布^[5-6]、SiC 晶片微观应变情况^[7-8]、载流子浓度(电阻率)和迁移率分布^[5,7-9]等. 目前, 还没有报道采用拉曼面扫描方法进行系统的研究整个 SiC 晶锭多型结构的分布.

晶体生长界面上结晶反应的变化必然在晶体中留下痕迹. SiC 晶体多型的空间分布反映了 SiC 晶体生长界面在某个时间点上的结晶状况. 因此, 研究 SiC 晶体多型的空间分布对于系统理解晶体生长过程中生长界面上结晶反应的变化非常有意义.

本工作采用拉曼面扫描方法对一个完整的 6H-SiC 晶锭加工成的所有晶片进行了多型结构分布研究, 再结合每片晶片的多型结构分布, 系统研究了整个 6H-SiC 晶体中多型结构的分布和演化过程.

1 实验步骤

物理气相传输法(Physical Vapor Transport, PVT)是目前世界上最成功的批量生长高质量、大尺寸碳化硅单晶的方法^[10-11]. 本实验即采用 PVT 法沿 [0001] 方向生长了一个直径约 2 英寸氮掺杂 6H-SiC 晶锭. 如图 1 所示, 此晶锭经整形、定向, 然后沿与晶体生长面(0001)平行的方向进行切割, 切割成厚度约为 0.5 mm 的晶片共 30 片. 把最接近籽晶生长面的晶片编为第 1 号晶片, 编号数以此为起点向晶体生长面方向逐片依次增大, 最接近晶体生长面的晶片被编为第 30 号. 对粗加工的 30 片晶片先后进行了双面磨、单面磨、硅面 CMP 抛光、清洗, 随后一一进行拉曼面扫描测试. 参照拉曼面扫描分析结果, 对其中的部分晶片还进行了高分辨 X 射线衍射摇摆曲线面扫描表征. 拉曼(X 射线衍射摇摆曲线)面扫描具体过程为: 在晶片的硅面平面建立以晶片中心为原点的 x 、 y 平面坐标系; 对 x 、 y 轴在 -26 mm

至 $+26$ mm 的范围, 使用激光拉曼光谱仪(高分辨 X 射线衍射仪)每隔 0.5 mm(1 mm)取一个点收集拉曼光谱(X 射线摇摆曲线)信号, 得到包含整个晶片的一个方形区域中的一系列点的拉曼谱(X 射线摇摆曲线图谱).

采用的显微激光拉曼光谱仪的型号是 Renishaw inVia Raman Microscope, 激光波长为 514 nm. 拉曼光谱仪的横向分辨率(平面方向的空间分辨率)为 3.1 μm , 轴向分辨率约为 10 μm . 采用的高分辨 X 射线衍射仪的型号是 Bruker D8-Discover, 测试时的电压和电流分别是 40 kV 和 40 mA.

2 结果和讨论

将晶片上一系列点的拉曼谱与 6H-SiC、15R-SiC 和 4H-SiC 多型的(0001)面背散射标准拉曼谱进行比对, 得到每一点拉曼谱与标准谱的匹配程度(0 表示完全不匹配, 100% 表示完全匹配), 得到了晶片的三种多型结构空间分布图像(横纵坐标代表测试点的空间位置, 颜色代表匹配程度, 靠近红色端的色彩代表匹配程度较高, 靠近紫黑色端的色彩代表匹配程度较低). 图 2 是邻近籽晶生长面相邻的第 5 号、第 6 号晶片的 6H-SiC、15R-SiC 和 4H-SiC 多型结构分布图像. 从图 2 可以看到, 两片晶片上主要存在 6H-SiC、15R-SiC 两种多型, 中间存在少量的 4H-SiC 多型, 基本上不存在其他多型. 在这两片晶片上, 靠近晶片边缘处存在大量 15R-SiC 多型. 比较图 2(a)、(b), (d)、(e), 可以看到除了中间区域的两小块椭圆形缺陷区域, 晶片上与 6H-SiC 多型标准拉曼谱匹配程度较低的地方, 即是与 15R-SiC 多型标准拉曼谱匹配程度较高的地方. 其他 28 片晶片的多型分布情况亦是如此, 图略. 比较图 2(d)和(e)可以看出, 在晶片右上角区域的晶体结构既有 6H-SiC 多型, 也有 15R-SiC 多型, 是“混合”多型区. 考虑到所用拉曼光谱仪的分辨率, 这类“混合”多型区出现的原因主要有两种可能: 一是测试时激光聚焦束在晶片平面(0001)面上 15R-SiC 和 6H-SiC 两种多型的交界处, 此时测试的信号包含了上述两种多型的信息, 表现为两种多型混合; 二是激光束聚焦在多型转变的区域(同一晶片内从晶片表面沿 (0001) 方向出现了另一种多型的厚度)的厚度小于测试深度, 导致在测试深度范围内有两种多型的信息.

比较第 5 号、第 6 号多型分布可以看出, 这两片晶片的多型结构有显著差异. 例如, 第 5 号晶片右侧和右下侧有两个岛状的 15R-SiC 多型区域, 而

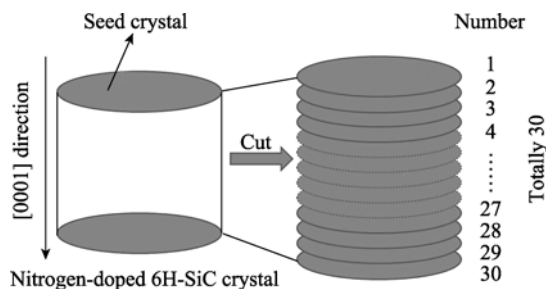


图 1 晶片取样示意图

Fig. 1 Schematic illustration of the samples taken from the crystal ingot

第 6 号晶片上同样位置则没有这两个岛状的 15R-SiC 区域; 第 5 号晶片上左侧、左上侧、右上侧有 15R-SiC 多型区, 在第 6 号晶片上同样位置上依然存在 15R-SiC 多型, 不过面积有所减少. 15R-SiC 多型随着晶片生长的过程可以被 6H-SiC 所取代而消失, 15R-SiC 多型区缩小(扩展)的过程就是 6H-SiC 多型扩展(缩小)的过程. 由于第 5、6 号晶片是近邻的两片晶片, 而 15R-SiC 多型分布却显著不同, 可见 15R-SiC 多型在晶体生长过程中演化得非常快, 即 15R-SiC 多型区在晶体生长过程中不是继承其生长界面上对应的多型结构, 而是由晶体生长时的生长条件决定其多型结构.

另外, 比较图 2(c)、(f)两图, 可以看到 4H-SiC 多型只分布在中间一个椭圆形的缺陷区里, 随着晶体的生长, 中间椭圆形缺陷区有所长大, 这个过程中, 4H-SiC 多型分布也有所扩展.

在中间缺陷区域外, 晶片上与 6H-SiC 多型标准拉曼谱匹配程度较低的地方, 即是与 15R-SiC 多型标准拉曼谱匹配程度较高的地方, 因此仅观察 6H-SiC 多型的分布, 就可以得到两种多型的分布. 图 3 是反映第 4 号、第 8 号、第 11 号、第 14 号、第 18 号、第 22 号、第 26 号和第 30 号晶片的 6H-SiC 多型分布的拉曼面扫描图. 从图 3 中可以看到, 15R-SiC 多型在晶体生长初期频繁出现, 但是在生

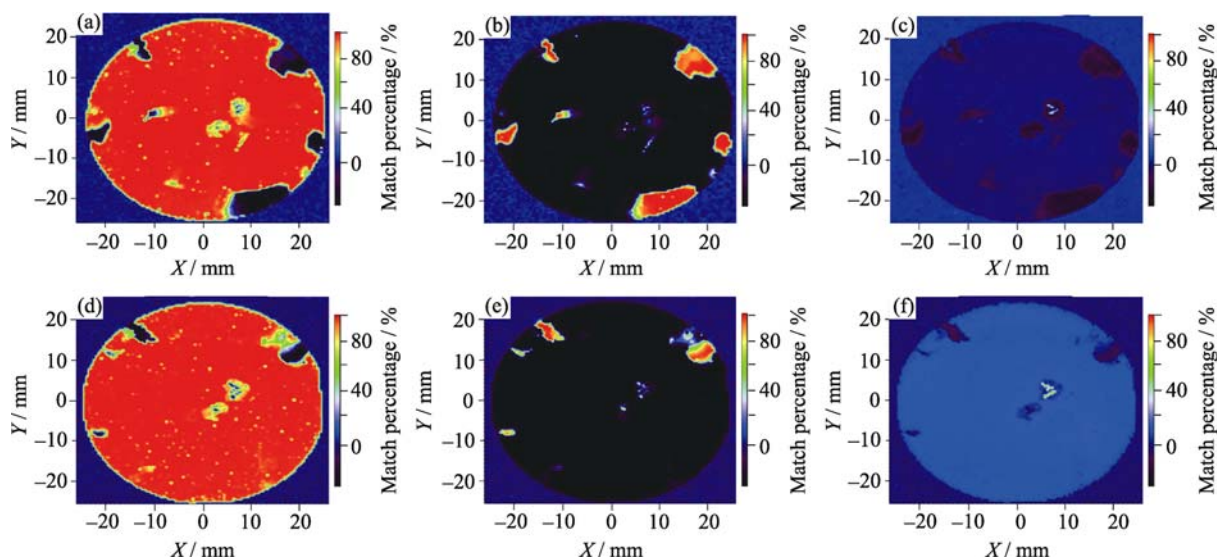


图 2 近邻籽晶生长面的第 5、6 号晶片的三种 SiC 多型分布图

Fig. 2 Spatial characterization images of three types of SiC polytypes in the 5th and 6th wafers close to the seed crystal

(a) 5th-6H; (b) 5th-15R; (c) 5th-4H; (d) 6th-6H; (e) 6th-15R; (f) 6th-4H

(The color represents matching degree between the Raman spectra of test points and the standard Raman spectra of three polytypes)

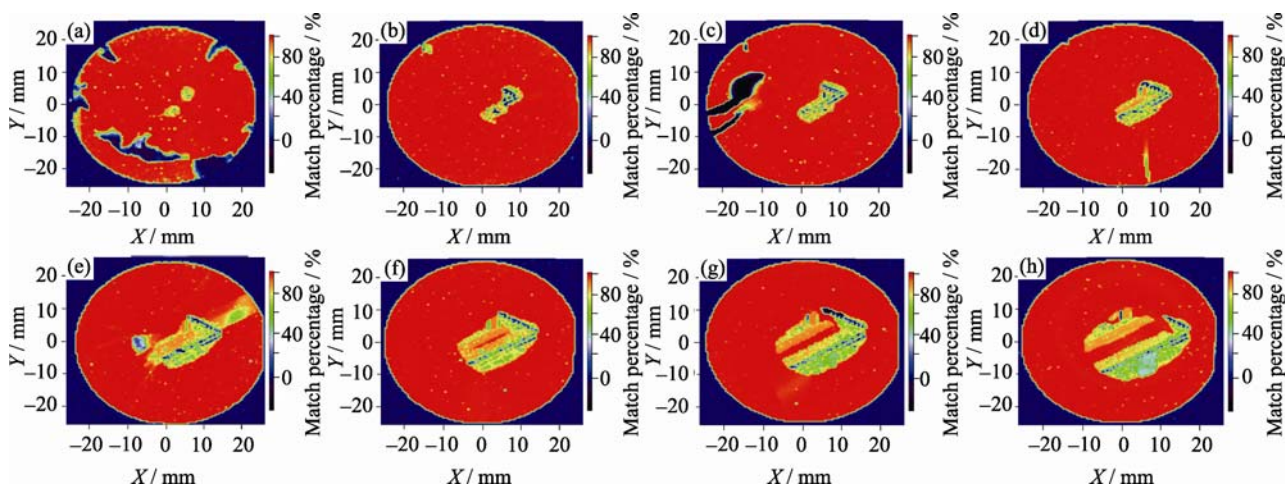


图 3 晶圆中 8 片晶片的 6H-SiC 多型分布图

Fig. 3 Spatial characterization images of 6H-SiC in 8 wafers from the same ingot

(a) 4th-6H; (b) 8th-6H; (c) 11th-6H; (d) 14th-6H; (e) 18th-6H; (f) 22nd-6H; (g) 26th-6H; (h) 30th-6H

(The color represents matching degree between the Raman spectra of test points and the standard Raman spectra of 6H-SiC)

长后期,除中间缺陷区外就没有再出现.通过观察全部 30 片晶片的多型分布可以看出(由于篇幅所限本文只给出了其中 8 片晶片的多型分布图),从第 21 号到第 30 号晶片未出现 15R-SiC 多型;而生长初期大部分晶片中出现或大或小的 15R-SiC 多型区或者 6H-SiC、15R-SiC 两种多型的“混合”多型区.中间的两个椭圆形缺陷区一直存在,并且随着生长的进行不断扩大,在第 8 号晶片上两块区域连成一体;随着晶体生长的进行缺陷区域继续扩展,到第 20 号晶片时,连成一体的多型缺陷区中间出现了 6H-SiC 多型“沟道”;随着晶体生长继续进行,中间缺陷区扩展,缺陷区中间 6H-SiC 多型区“沟道”也不断扩展,在第 26 号晶片时,晶片中间缺陷区域中间“沟道”与晶片周围连接,将中间缺陷区域分割成两块缺陷区.

拉曼面扫描显示晶片中间缺陷区与晶片周围区域界限分明,中间缺陷区域不断扩展,随着晶体的生长而“遗传”下来,受晶体生长条件波动的影响较小.

图 4 是对 22 号晶片中间区域进行更加精细(X 方向间隔 200 μm , Y 方向间隔 50 μm)的拉曼面扫描,再将拉曼面扫描结果与 6H-SiC、15R-SiC 和 4H-SiC 多型的标准谱进行比对得到的三种多型的分布图.图 5 为偏光条件下拍摄的照片.由图 4 可以看出,中间缺陷区域有明显的边界,在图 5(b)对应的偏光照片下也可以观察到明显的边界.缺陷区域的多型成带状分布,而且根据带状线的取向可以分成几个部分;每部分内多型分布线相互平行而与周围其他部分多型分布线成 60°(或 120°)夹角.因为 6H-SiC、15R-SiC 和 4H-SiC 三种多型都是六方晶系的,所以倾向形成 60°(或 120°)夹角的多型分布带.图 4(c)显示 4H-SiC 多型只有两条分布带,这两条分布带处于不同的部分并且成 60°夹角.4H-SiC 多型只存在于中间缺陷区,并且仅出现在两条分布带上;随着

晶体的生长、中间缺陷的扩展,两条分布带也在延伸变长.对比图 5(b)偏光照片,可以看到 4H-SiC 多型带成棕黄色,而周围 6H-SiC 多型区呈绿色.对比图 3(a)第 4 号晶片的 6H-SiC 多型的分布和图 5(a)第 4 号晶片偏光照片,可以看出第 4 号晶片上存在 15R-SiC 多型的区域对应偏光照片上呈淡黄色.由所有晶片的偏光照片和多型的分布图(由于本文篇幅所限,未给出所有偏光照片图像)可以看出,所有的晶片都是如此,4H-SiC 多型呈棕黄色、6H-SiC 多型呈现绿色、15R-SiC 多型呈淡黄色,这与其他文献[12-13]报道相一致.

对第 5 号晶片进行了高分辨 X 射线双轴晶摇摆曲线面扫描,由面扫描得到的一系列点的摇摆曲线计算统计了其半高宽,这一系列测试点的实际位置与 FWHM 值构成的二维分布如图 6 所示.由图 2(a)的 6H-SiC 多型分布和图 6 中的 FWHM 分布,可以看到,晶片中间缺陷区的摇摆曲线 FWHM 值非常大,这说明区域结晶质量较差;而晶片上存在 15R-SiC 多型的区域的 FWHM 值与周围 6H-SiC 多型区差别不大,这说明除了晶片中间缺陷区外的 15R-SiC 多型区域的出现对晶片 FWHM 值的影响很小.由于三种多型结构在(0001)方向上的面间距差别很小,三种多型 c 面对应的衍射角在 35.6°附近;而在测试摇摆曲线时,采用固定衍射角为此原子面对应的衍射角 35.6°,因此如果在 6H-SiC 晶体中出现的其他多型结构也是沿着[0001]方向生长,出现多型的位置依然可以检测到摇摆曲线,此时其他多型区的摇摆曲线 FWHM 值与周围 6H-SiC 多型区差别不大.因此,这类 15R-SiC 多型结构也是沿着生长面(0001)面生长,只是生长时原子面堆垛次序发生了改变.这类多型缺陷对晶体结晶质量的危害较小.另外,在靠近晶片边缘处摇摆曲线 FWHM 值比较大,说明结晶质量较差,但是在对应 6H-SiC 多型分布上并没有出现其他多型.因此影响晶体结晶质

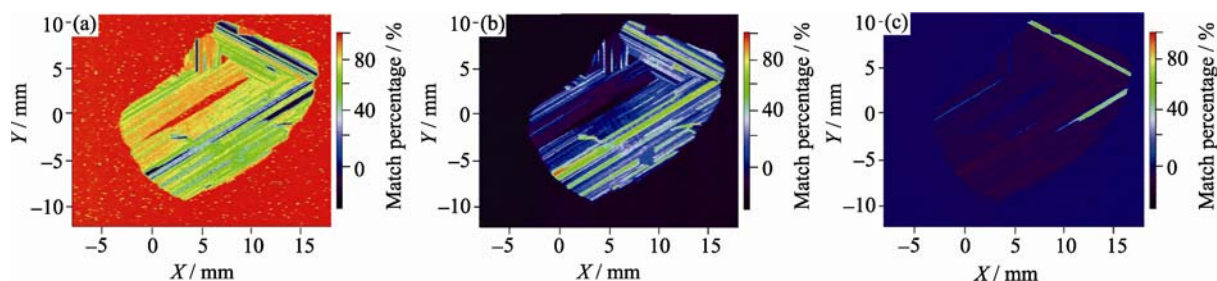


图 4 第 22 号晶片中间区域三种 SiC 多型精细分布图

Fig. 4 Fine spatial characterization images of three types of SiC polytypes in the central area of the 22nd wafer

(a) 6H-SiC; (b) 15R-SiC; (c) 4H-SiC

(The color represents matching degree between the Raman spectra of test points and the standard Raman spectra of three polytypes)

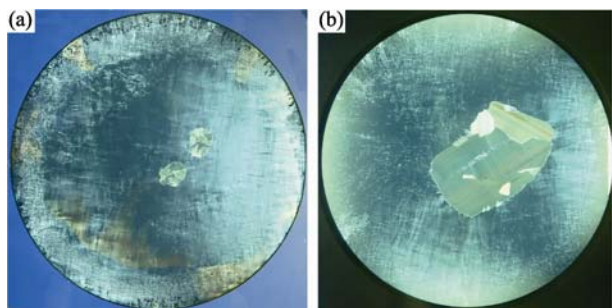


图5 第4(a)和22(b)号晶片的光学照片

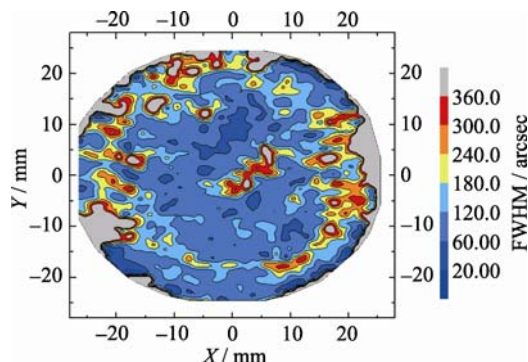
Fig. 5 Optical photographs of the 4th (a) and 22nd (b) wafers

图6 第5号晶片的高分辨X射线摇摆曲线半高宽分布图

Fig. 6 Spatial image of the full width at half maximum of high-resolution X-ray diffraction rocking curve for the 5th wafer

量的还有其他缺陷, 多型夹杂只是其中一种.

我们把占晶片大部分面积的多型结构称为主多型结构, 把夹杂在主多型结构区域的其他多型结构称为次多型结构. 对于采用 PVT 方法生长的氮掺杂 6H-SiC 晶体, 由图 2、图 3 及其他晶片的多型分布图可知, 6H-SiC 多型是主多型结构, 15R-SiC 多型和 4H-SiC 多型是次多型结构. 造成同一晶片上出现主、次多型结构共生的原因主要有两个: 一是次多型结构区域是从晶体生长面繁衍而成的, 即如果在晶体生长面上有不同多型结构显露, 那么在而后的生长中, 生长界面上对应于不同多型结构的区域将继续继承相应的多型结构, 或者说次多型结构区域将在晶体中“遗传”下去. 当然, 次多型结构区域在晶体生长过程中受生长条件的影响也会扩展或缩小, 但是很难消失. 二是对应于晶体生长面上没有出现次多型结构区域, 当晶体生长时, 生长界面在某一时刻发生生长条件的扰动, 从而导致次多型结构的出现. 随着晶体的进一步生长, 这种次多型结构随着生长条件扰动的恢复而消失.

对于本实验选择的氮掺杂 6H-SiC 晶体, 晶片中间缺陷区应该属于第一种次多型结构区, 这个次多型结构区随着晶体的生长而“遗传”下来. 由于这个次多型结构区取向与周围主多型结构区晶体取向

有差异, 因此能够比较顽强的“遗传”下来, 而不消失. 在晶体中除晶片中间次多型结构区以外的频繁出现、而又消失的 15R-SiC 次多型结构区应该属于第二种次多型结构. 这个次多型结构区在晶体生长过程中不继承其生长界面上对应的多型结构, 而是由生长条件决定其多型结构. 这个次多型结构与主多型结构的晶面取向相同, 只是堆垛次序不同. 在这个晶体的生长过程初期生长温度较低、后期生长温度较高(初期约在 2150℃, 后期约在 2300℃). 而生长得到的 6H-SiC 晶体初期经常大面积出现 15R-SiC 次多型结构, 而中后期出现得较少, 从第 21 号晶片开始就不再出现这种次多型结构. 这说明, 温度可能是影响这类 15R-SiC 次多型结构的决定性因素. SiC 多型对温度是非常敏感的, 6H-SiC 晶体的生长过程中, 较低的温度(相对于 6H-SiC 多型的生长温度)有利于 15R-SiC 多型结构形成^[13]. 这可能是因为不同多型的层错形成能非常接近, 温度较低时较适合 15R-SiC 多型结晶. 还有一个可能的原因是在 PVT 法生长 SiC 晶体时, 温度发生大的波动, 将会改变石墨坩埚中的气相组份、生长速率等其他生长条件, 温度较低时, 形成的气相组份、生长速率等条件最符合 15R-SiC 多型结晶要求, 它们在生长界面某些位置集聚, 形成了 15R-SiC 多型结构区. 当温度升高时, 又有利于 6H-SiC 多型形成, 15R-SiC 多型就会消失. 因此为了控制这类次多型结构的产生, 生长温度的稳定和生长区温度的均匀性是非常重要的.

SiC 晶体拉曼谱中的 LOPC 峰的强度、FWHM 值和峰位偏移可以表征自由载流子浓度. 一般来说, LOPC 峰的峰强越大、FWHM 值越小、峰位偏移越小, 说明自由载流子浓度越小^[5,9,14-15]. 图 7 给出了第 5 号晶片拉曼面扫描得到的一系列测试点拉曼谱中的 LOPC 峰的峰位偏移(峰位偏移是相对于主多型区域峰位的偏移值)和 FWHM 值的分布图, 可间接地反映 SiC 晶体中自由载流子浓度的分布. 由峰位偏移和 FWHM 值, 估算出: 蓝白色区域(主多型区)的载流子浓度约为 $2 \times 10^{17}/\text{cm}^3$, 绿黄色区域载流子浓度约为 $6 \times 10^{18}/\text{cm}^3$, 红色区域载流子浓度约为 $4 \times 10^{19}/\text{cm}^3$. 从图 7 可以看出, 峰位偏移和 FWHM 值的分布图类似, 峰位偏移量与 FWHM 值成对应关系. 通过对比图 2(a)和图 7 发现 6H-SiC 主多型分布处载流子浓度较低; 存在 15R-SiC 的次多型结构区, 载流子浓度比 6H-SiC 主多型区要高; 晶片中间两个椭圆形次多型结构区载流子浓度最高. 对于本实验选择的氮掺杂 6H-SiC 晶体来说, 载流

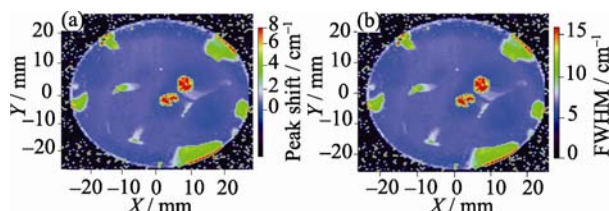


图 7 第 5 号晶片的 LOPC 峰位偏移(a)和半高宽分布图(b)
Fig. 7 Spatial characterization images of peak shift (a) and FWHM (b) of LOPC in the 5th wafer

子浓度高的区域说明掺入的氮元素比较多;而载流子浓度低的区域,说明掺入的氮元素相对较少。

晶片中间的两个椭圆形次多型结构区域载流子浓度较高的原因,一方面是这部分缺陷区的结晶质量较差、容易形成杂质元素(氮元素)聚集,导致载流子浓度很高;而结晶质量较好的主多型结构区较难掺入杂质,因此载流子浓度较低。另一方面氮元素的掺杂影响 6H-SiC 多型的稳定性^[16],所以出现了这类次多型结构。

3 结论

采用拉曼面扫描方法研究了氮掺杂 6H-SiC 晶圆加工出的每一片晶片,对晶体中的多型分布进行了细致表征,分析了生长过程中多型结构的产生和演化,回溯了晶体生长过程中生长界面上结晶反应变化。通过对晶体中多型分布的研究,发现 PVT 法生长的氮掺杂 6H-SiC 晶体中最常见的次多型结构是 15R-SiC 和 4H-SiC。在拉曼面扫描得到的晶体多型分布图谱上直接观察到两类次多型结构区域。一类是继承其生长界面上对应的次多型结构继续生长形成的次多型结构区;另一类是由温度、压力等生长条件波动导致在 6H-SiC 多型上出现的 15R-SiC 多型结构区。第一类次多型结构区存在于晶体中间区域,多型成带状分布;与周围的主多型结构有清晰的边界,在晶体生长过程中顽强地“遗传”下来,而且随着晶体的生长,次多型结构区不断扩大,在该类区域中氮较容易掺入,载流子浓度较高。第二类次多型结构区在晶体生长初期频繁出现和消失,受温度、压力等生长条件波动的影响较大,晶体生长后期,由于生长温度的升高,这类 15R-SiC 多型结构不再出现。

参考文献:

[1] Treu M, Rupp R, Blaschitz P, *et al.* Commercial SiC device processing: Status and requirements with respect to SiC based

power devices. *Superlattice Microsc.*, 2006, **40(4/5/6)**: 380–387.

- [2] Okumura H. Present status and future prospect of widegap semiconductor high-power devices. *Japanese Journal of Applied Physics*, 2006, **45(10A)**: 7565–7586.
- [3] Shaffer P T B. A review of structure of silicon carbide. *Acta Crystall B-Stru.*, 1969, **B25**: 477–488.
- [4] Fujimoto T, Katsuno M, Ohtani N, *et al.* 4H Polytype Grain Formation in PVT-grown 6H-SiC Ingots. *Silicon Carbide and Related Materials* 2001, Pts 1 and 2, Proceedings, 2002, **389(3)**: 47–50.
- [5] Nakashima S, Harima H. Raman investigation of SiC polytypes. *Physica Status Solidi a-Applied Research*, 1997, **162(1)**: 39–64.
- [6] Ward Y, Young R J, Shatwell R A. A microstructural study of silicon carbide fibres through the use of Raman microscopy. *Journal of Materials Science*, 2001, **36(1)**: 55–66.
- [7] Wellmann P J, Straubinger T, Kunecke U, *et al.* Optical mapping of aluminum doped p-type SiC wafers. *Phys Status Solidi A*, 2005, **202(4)**: 598–601.
- [8] Mermoux M, Crisci A, Baillet F. Raman imaging characterization of structural and electrical properties in 4H-SiC. *Mater. Sci. Forum*, 2004, **457-460**: 609–612.
- [9] Burton J C, Sun L, Pophristic M, *et al.* Spatial characterization of doped SiC wafers by Raman spectroscopy. *J. Appl. Phys.*, 1998, **84(11)**: 6268–6273.
- [10] Muller S G, Glass R C, Hobgood H M, *et al.* The status of SiC bulk growth from an industrial point of view. *Journal of Crystal Growth*, 2000, **211(1-4)**: 325–332.
- [11] Sakwe S A, Stockmeier M, Hens P, *et al.* Bulk growth of SiC - review on advances of SiC vapor growth for improved doping and systematic study on dislocation evolution. *Physica Status Solidi B-Basic Solid State Physics*, 2008, **245(7)**: 1239–1256.
- [12] Li X B, Shi E W, Chen Z Z, *et al.* Polytype formation in silicon carbide single crystals. *Diam. Relat. Mater.*, 2007, **16(3)**: 654–657.
- [13] Lin S H, Chen Z M, Liu B, *et al.* Identification and control of SiC polytypes in PVT method. *Journal of Materials Science-Materials in Electronics*, 2010, **21(4)**: 326–330.
- [14] Caldwell J D, Glembocki O J, Prokes S M, *et al.* Free carrier distribution profiling of 4H-SiC substrates using a commercial optical scanner. *J. Appl. Phys.*, 2007, **101(9)**: 093506–1–7.
- [15] Sun G S, Liu X F, Wu H L, *et al.* Determination of the transport properties in 4H-SiC wafers by Raman scattering measurement. *Chinese Phys. B*, 2011, **20(3)**: 033301.
- [16] Lin S H, Chen Z M, Feng X F, *et al.* Observation of polytype stability in different-impurities-doped 6H-SiC crystals. *Diam. Relat. Mater.*, 2011, **20(4)**: 516–519.