

# 碳化硅中氦离子高温注入引入的缺陷 及其退火行为的光谱研究<sup>\*</sup>

张洪华<sup>1)†</sup> 张崇宏<sup>1)</sup> 李炳生<sup>1)‡</sup> 周丽宏<sup>1)‡</sup> 杨义涛<sup>1)‡</sup> 付云<sup>1)‡</sup>

1) 中国科学院近代物理研究所, 兰州 730000)

2) 中国科学院研究生院, 北京 100049)

(2008 年 7 月 21 日收到, 2008 年 10 月 28 日收到修改稿)

对氦(He)离子高温(600 K)注入 6H-SiC 中的辐照缺陷, 在阶梯温度退火后演化行为的拉曼光谱和室温光致发光光谱的特征进行了分析. 这两种方法的实验结果表明, 离子注入所产生晶格损伤的程度与注入剂量有关, 高温退火导致损伤的恢复, 不同注入剂量造成的晶格损伤需要不同的退火温度才可恢复. 在阶梯温度退火下呈现出了点缺陷的复合、氦-空位团的产生、氦泡的形核、长大等特性. 研究表明, 高温(600 K)注入在一定剂量范围内是避免注入层非晶化的一个重要方法, 为后续利用氦离子注入空腔掩埋层杂或者制备低成本、低缺陷密度的绝缘层上碳化硅(SiCOI)材料提供了可能.

关键词: 6H-SiC, 离子注入, 拉曼光谱, 光致发光谱

PACC: 6170T, 6170A, 7830, 7855

## 1. 引 言

碳化硅是一种宽禁带半导体材料, 具有禁带宽度大、击穿电压高、热导率高、电子饱和漂移速度大、介电常数小、抗辐射能力强、化学稳定性好等优良特性, 使其在越来越多的领域如航空航天、太空探测、人造卫星、地热勘探、核能仪器、雷达通讯等, 所需要高温、高速、高频、大功率的微电子器件方面备受青睐, 并和氮化镓、金刚石一起被誉为发展前景十分广阔的第三代半导体材料.

由于杂质在 SiC 中的扩散系数很小, 通过热扩散工艺达到掺杂目的所需要的温度应在 2300 K 以上, 在此温度下, 材料的上表面结构将遭到破坏<sup>[1]</sup>. 因此, 离子注入方法被认为是比较可行的掺杂技术. 然而离子注入时不可避免地在 SiC 中产生缺陷, 往往需要在一定条件下退火, 以使损伤的晶格得到一定程度地恢复, 激活注入杂质, 恢复晶体的电学性能.

先前的研究工作表明<sup>[2-5]</sup>, 借助 He<sup>+</sup> 注入方法

可在表面下一定深度处引入纳米尺度的空腔埋层, 作为氧化物电绝缘层的形核位置. 这是一个可供选择而且节俭的制备 SiCOI 的方法. 图 1 为我们以往透射电镜观察的注 He 碳化硅晶体中距离上表面约 170 nm 处的纳米尺度空腔埋层.

因此, 对 He<sup>+</sup> 注入 SiC 中引发的缺陷及其退火过程中的演化行为研究是碳化硅器件新工艺发展的一个重要内容.

室温下离子注入半导体时, 由于级联碰撞作用, 当剂量增加到一定程度时, 射程之内区域将会出现非晶层. 非晶层的退火回复是比较困难和不彻底的, 这是制备 SiCOI 不希望的. 由德国 Wendler 等人的研究报道, 对于 6H-SiC 中重离子 Ga, Sb 来说, 573 K 是个避免非晶化的临界注入温度, 高于这个温度非晶化可以避免, 注入过程中产生的损伤受到缺陷扩散、复合、转化的显著影响<sup>[6,7]</sup>.

以前的工作一般采用卢瑟福背散射(RBS)来分析离子注入后引起注入层的损伤程度, 但此方法主要用于分析间隙型缺陷, 不适于检测 SiC 中 He<sup>+</sup> 注入引起的空位型缺陷. 由于大量空位型缺陷的存在

<sup>\*</sup> 国家自然科学基金(批准号: 10575124)资助的课题.

<sup>†</sup> E-mail: zhanghonghua@impcas.ac.cn

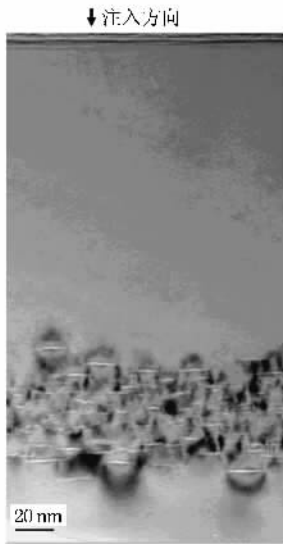


图1 30 keV 的  $\text{He}^+$  注入 4H-SiC 中经 1073 K 退火后形成空腔层的欠焦明场像<sup>[4]</sup>

会影响到注入层的致密性和其中 Si-C 键的共振吸收峰位置和强度,因而可通过分析其光谱特性变化的方法对其进行研究. SiC 是强共价性的材料(共价性约为 70%),其拉曼谱散射峰的强度、宽度、频率等参数能够提供晶型、损伤、晶格应力等丰富的信息<sup>[8]</sup>. 光致发光谱被广泛用来研究半导体中的杂质、缺陷态. 测试前不需要对样品进行特殊处理,是非接触和无损伤性的,而且分析便捷,易于操作. 本文分析了注入剂量分别为  $3 \times 10^{15}$ ,  $1 \times 10^{16}$ ,  $3 \times 10^{16}$   $\text{He}^+/\text{cm}^2$  在 600 K 注入 6H-SiC 中,辐照缺陷在阶梯温度退火后演化行为的光谱特性.

## 2. 实验过程

实验所用材料为 6H-SiC 单晶(从美国 MTI 公司购进的研究级单晶片, n 型掺杂,表面位于(0001)晶面).  $\text{He}^+$  注入是在中国科学院半导体研究所 200 kV 离子注入机上进行的,能量为 100 keV,注入时样品托温度保持在 600 K 左右. 注入剂量分别为  $3 \times 10^{15}$ ,  $1 \times 10^{16}$ ,  $3 \times 10^{16}$   $\text{He}^+/\text{cm}^2$ ,依照蒙特卡罗方法模拟程序<sup>[9]</sup>SRIM2006 估算,分别对应离位损伤峰值 0.13, 0.42 和 1.27 dpa, He 原子峰值原子百分比浓度 0.23%、0.76% 和 2.27%. 图 2 是 SRIM 给出的注入  $\text{He}^+$  在 SiC 中浓度和损伤深度分布. 注入后的 6H-SiC 样品在真空下做退火处理,真空度好于  $1 \times 10^{-3}$  Pa,退火时间均为 30 min,每组样品阶梯退火温度分

别为 600℃, 800℃, 1000℃ 和 1200℃. 拉曼散射分析所用的仪器为 JY-HR800,实验配置为背向散射,激发波长为 532 nm. 光致发光谱是用岛津公司的 RF-5301PC 荧光光谱仪在室温下测量注入前、后及阶梯温度退火下的 SiC 样品得到的. 激发波长为 340 nm,测试波段为 350—850 nm.

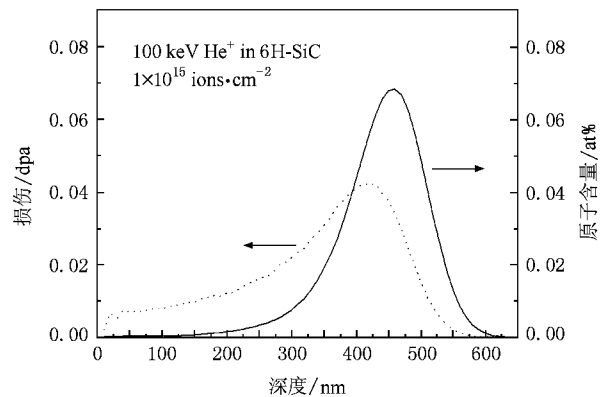


图2 利用 SRIM2006 估算得到的 SiC 中 100 keV  $\text{He}^+$  及辐照损伤的深度分布

## 3. 实验结果与分析

### 3.1. 拉曼散射光谱结果与分析

图 3 为不同剂量注 He 样品退火前的拉曼散射光谱,表 1 是未注 He 的 6H-SiC 样品拉曼散射峰的峰位以及相应的拉曼振动模式<sup>[8,10]</sup>,位于 1000—1800  $\text{cm}^{-1}$  范围的散射峰为次级拉曼峰. 由图 3 知:低剂量注入样品横向声学模(FTA),纵向声学模(FLA)散射峰变的很微弱,高剂量注入样品的 FTA, FLA 散射峰已经消失而难以辨认;同时发现,横向光学模(FTO),纵向光学模(FLO)散射峰强度随剂量的增大呈衰减趋势,这是因为离子注入引起的晶格损伤(断键和原子位移等)导致了拉曼极化张量的减小<sup>[11]</sup>.

图 4 为高剂量( $3 \times 10^{16}$   $\text{He}^+/\text{cm}^2$ )注入 6H-SiC 样品阶梯温度退火下的拉曼散射光谱. 高剂量注入的样品中,原本消失的散射峰(FTA, FLA)随退火温度的升高重现出来,峰值逐渐增强;FTO, FLO 散射峰强度随退火温度的升高也呈现出增长趋势,与未注 He 样品的散射峰差别越来越小.

在室温条件下,离子注入材料中,可能会出现较宽的拉曼带,这是形成非晶相和晶格无序化的特征

表现<sup>[12,13]</sup>.与室温条件相比,本文实验中,He<sup>+</sup>在高温(600 K)注入 6H-SiC 中,由于自退火作用使大部分简单的缺陷(点缺陷等)发生复合,以及注入过程产生的晶格应力得到基本回复,在基体中产生相对较小的损伤,与室温条件下注入得到的拉曼谱形状(较宽的拉曼带)有很大的不同,基本保持单晶 6H-SiC 的特征谱<sup>[12]</sup>.说明 He<sup>+</sup>在 600 K 的温度下注入没有引起单晶 6H-SiC 注入层的完全非晶化,但是,注入过程破坏了晶体结构原有的完整性,在近表面下一定深度处产生了各种缺陷.在随后的阶梯温度退火过程中,各种缺陷发生进一步的扩散、复合、演化,使损伤的晶体结构在很大程度上得到恢复.这与 Heft 等人用 RBS 方法得出的结论基本是一致的<sup>[6,7]</sup>.

表 1 实验测得拉曼散射峰、振动模式

拉曼散射峰/cm <sup>-1</sup>	振动模式
140	2E <sub>2</sub> 横向声学模 (FTA)
504	2A <sub>1</sub> 纵向声学模 (FLA)
774	E <sub>2</sub> 横向光学模 (FTO)
796	E <sub>1</sub> 横向光学模 (FTO)
976	A <sub>1</sub> 纵向光学模 (FLO)

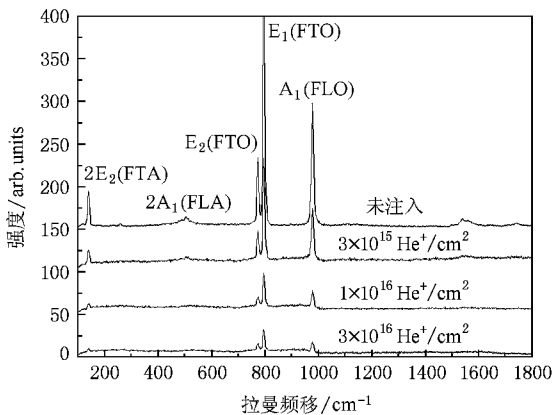


图 3 6H-SiC 空白样品与不同剂量注 He 样品退火处理前的拉曼散射光谱

由图 3 和图 4 看出,6H-SiC 样品 TO 模(796 cm<sup>-1</sup>)峰值强度变化较明显,为便于计算,取其峰值大小随注入剂量,及退火温度的变化来做定性分析.图 5 是 TO 模(796 cm<sup>-1</sup>)峰值的归一化强度随注 He 剂量的变化关系图.由图中模拟出函数如下:

$$y = A_1 \exp(-x/t_1) + y_0, \quad (1)$$

由(1)式可知拉曼振动模式强度随注入剂量的增大以指数形式衰减.图 6 表示三个不同剂量下 TO 模

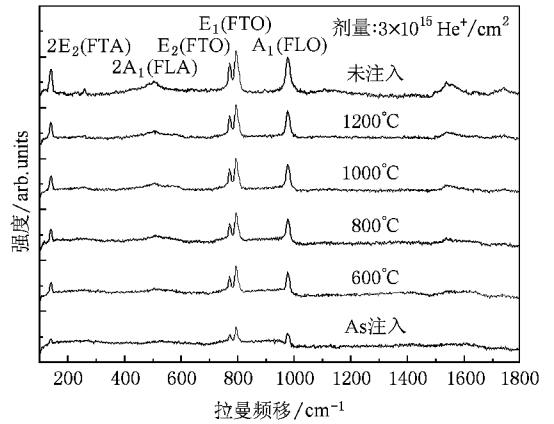


图 4 注氦(3×10<sup>16</sup> He<sup>+</sup>/cm<sup>2</sup>)6H-SiC 样品阶梯温度退火下的拉曼散射光谱

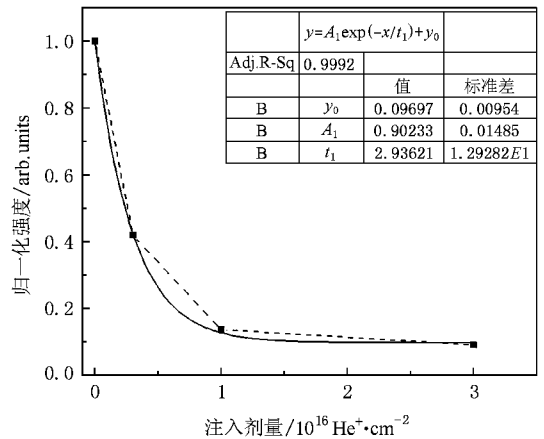


图 5 不同剂量注 He 的 6H-SiC 样品 TO 模(796 cm<sup>-1</sup>)峰值的归一化强度曲线

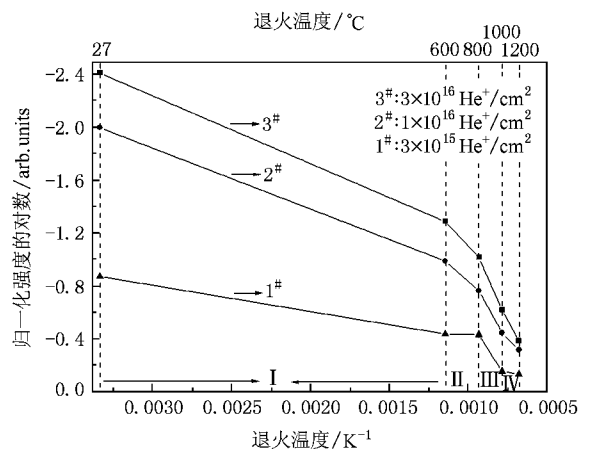


图 6 不同剂量注 He 的 6H-SiC 样品 TO 模(796 cm<sup>-1</sup>)峰值在阶梯温度退火下的归一化强度

( $796\text{ cm}^{-1}$ ) 峰值随退火温度的关系. 纵坐标表示归一化强度的对数 ( $\ln R$ ), 其中  $R = I/I_0$ ,  $I_0$  和  $I$  分别代表  $\text{He}^+$  注入前、后样品 TO 模峰的强度. 当  $\ln R = 0$  时,  $R = 1$ , 表明受损伤的晶格完全恢复到  $\text{He}^+$  注入前的水平.

根据图中阿列纽斯曲线斜率, 对  $\text{He}^+$  高温注入造成的缺陷在阶梯温度退火下的演化过程大致可分四个阶段<sup>[14]</sup>.

第 I 阶段 退火温度  $T_a \leq 600^\circ\text{C}$ , 三个不同注入剂量样品对应的归一化强度曲线斜率基本保持一致, 说明在此阶段, 发生演化的缺陷类型基本相同, 主要是高温注入后余留下的简单缺陷的复合<sup>[15]</sup>, 例如间隙子与空位之间的复合等.

第 II 阶段  $600^\circ\text{C} < T_a \leq 800^\circ\text{C}$ , 经上一阶段的退火, 低剂量注入的样品中, 游离的各种间隙子和空位复合, 或在稳定阱(位错)处复合. 在此温区随温度的升高不再有显著变化. 对于中、高剂量注入的样品, 辐照诱发缺陷浓度较高, 在第 I 阶段有限的退火时间内没有充分复合, 故在此阶段延续了上一阶段的退火特征.

第 III 阶段  $800^\circ\text{C} < T_a \leq 1000^\circ\text{C}$ , 对于低剂量样品,  $\text{He}$  从空位型缺陷显著释放, 导致空位型缺陷的基本回复, 而中、高剂量样品尚未回复, 可主要归于稳定氦泡的存在. 依 Zhang 等研究报道<sup>[4]</sup>可知, 在  $800^\circ\text{C}$  及更高温度退火过程中, 大多数氦-空位复合体以及很小的氦泡发生热分解. 在近表面处, 由热分解得来的  $\text{He}$  原子扩散至表面释放出去; 在离位损伤峰附近区域, 由于含有高浓度  $\text{He}$  原子(团)和空位(集团), 二者结合转化成的较大尺寸氦-空位复合体有很大机会再次俘获周围区域先前已释放出的  $\text{He}$  原子, 作为平面氦泡(团簇)的形核中心, 所以此阶段对应着  $\text{He}$  泡的显著生长. Oliviero 等<sup>[16]</sup>也认为,  $T_a = 1200\text{ K}$  时, 正是对应着空位团在奥斯特瓦尔德成熟机理作用下长大成  $\text{He}$  泡.

第 IV 阶段  $1000^\circ\text{C} < T_a \leq 1200^\circ\text{C}$ , 低剂量注入的样品中, 氦-空位团的数量相对较少, 经第 III 阶段退火,  $\text{He}$  从空位型缺陷显著释放, 导致空位型缺陷基本回复, 随温度升高不再有显著变化. 经此阶段退火, FTO 峰值强度基本恢复到接近注入前样品的水平. 而中、高剂量样品尚未充分回复, 氦-空位团及  $\text{He}$  泡的浓度相对较高, 而且  $\text{He}$  原子被束缚在较稳定的  $\text{He}$  泡中, 故此阶段将延续上一阶段的退火特征.

### 3.2. 光致发光谱结果与分析

图 7 是注入剂量分别为  $3 \times 10^{15}$ ,  $1 \times 10^{16}$ ,  $3 \times 10^{16}\text{ He}^+/\text{cm}^2$  的样品退火前及阶梯温度退火下的光致发光谱. 对于未注  $\text{He}$  的样品, 在  $562\text{ nm}$  ( $2.21\text{ eV}$ ) 附近出现一个发光峰. 本实验样品为 n 型 6H-SiC, 氮 (N) 原子是主要的施主杂质, 在 SiC 中占据 C 原子位置<sup>[17]</sup>; 其次是硼 (B) 原子作为受主杂质进行补偿掺杂, 二者可能通过库仑作用束缚在一起, 形成一种新的状态, 叫做施主-受主对<sup>[18]</sup>. 依 Kawai 等人的研究报道<sup>[19]</sup>,  $562\text{ nm}$  处的发光峰源于 6H-SiC 生长过程中引入的施主-受主对的复合发光.

从图 7(a) 可知, 与未注  $\text{He}$  的样品相比, 经  $\text{He}^+$  注入后的 SiC 样品, 发光峰值显著减小, 而且发光强度随注入剂量增大呈减小趋势. 施主-受主对的发光强度与由 D-A 对距离和数目决定<sup>[18]</sup>,  $\text{He}^+$  注入引入的晶格损伤(断键和原子位移等)降低了跃迁概率, 从而引起发光效率的下降.

与前面的相关研究相比<sup>[20-23]</sup>, 我们在图 7 中没有观察到谱峰伴有明显的红移或蓝移现象, 表明注入层中仍然保持着相对稳定的晶型(晶相). 这主要是因为, 在  $600\text{ K}$  的注入温度下, 自退火作用使部分简单的缺陷(点缺陷等)发生复合以及注入产生的晶格应力得到基本回复.

从图 7(d) 图中曲线 c 看出, 高剂量 ( $3 \times 10^{16}\text{ He}^+/\text{cm}^2$ ) 注入的样品在  $1000^\circ\text{C}$  退火后, 除了在  $562\text{ nm}$  处出现发光峰外, 在  $438\text{ nm}$  ( $2.84\text{ eV}$ ) 又新出现一非常宽的蓝光带发光峰. 依 Morales Rodriguez 等人的研究报道<sup>[24, 25]</sup>, 位于  $2.84\text{ eV}$  的发光峰可能是由于在基体中局部区域(离位损伤峰附近)出现了碳化硅的纳米颗粒(nc-SiC).

我们依照前面拉曼散射谱中 TO 模 ( $796\text{ cm}^{-1}$ ) 峰值归一化强度在阶梯温度退火后的分析方法, 对 PL 谱在  $562\text{ nm}$  ( $2.21\text{ eV}$ ) 附近的发光峰强同样做了归一化强度的分析, 如图 8 所示. 纵坐标表示归一化强度的对数 ( $\ln R$ ). 其中  $R = I/I_0$ ,  $I_0$  和  $I$  代表未注  $\text{He}$  的样品和注入后样品在  $562\text{ nm}$  附近的发光峰的强度. 与图 6 作比较, 由图 8 同样可得出: 高剂量注入造成的晶格损伤较大, 退火温度越高, 受损伤晶格恢复得越好, 与未注入样品之间的差距减小. 根据阿列纽斯曲线斜率, 高温注入引入的缺陷在阶梯温度退火下演化过程同样划分为四个阶段. 经此退火后, 低剂量注入样品的发光峰值强度基本上回复, 意味

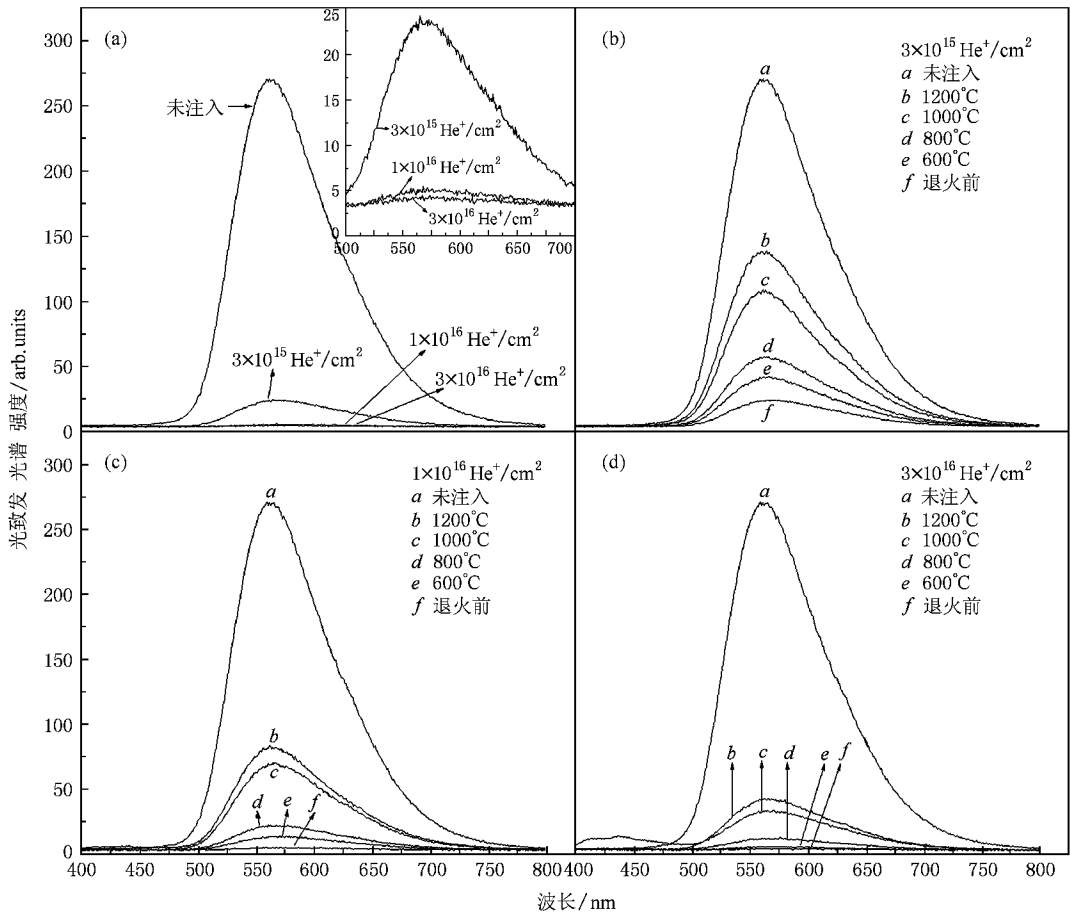


图 7 (a)未注 He 的 6H-SiC 样品与不同剂量注 He 样品未退火的光致发光谱 (b)注 He ( $3 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ ) 6H-SiC 样品阶梯温度退火下的光致发光谱 (c)注 He ( $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ ) 6H-SiC 样品阶梯温度退火下的光致发光谱 (d)注 He ( $3 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ ) 6H-SiC 样品阶梯温度退火下的光致发光谱

着缺陷基本复合 ;中、高剂量样品尚未回复 ,说明样品中尚存在较稳定的缺陷 .同时发现 ,注入剂量越高 ,发光峰值强度回复的越差 .

### 4. 结 论

我们利用拉曼光谱和室温光致发光谱对 He<sup>+</sup> 高温 (600 K) 注入 6H-SiC 引入的缺陷 ,在阶梯温度退火后缺陷演化行为的光谱特征进行了研究 .伴随着 He<sup>+</sup> 注入剂量的增大 ,拉曼散射峰和光致发光峰强度减小 ;在阶梯温度退火过程中 ( $600^\circ\text{C} \leq T_a \leq 1200^\circ\text{C}$ ) ,原本减小的两种谱峰随退火温度的升高呈现回升趋势 ,意味着晶格损伤有所恢复 .两种分析方法的实验结果一致表明 ,离子注入产生晶格损伤的程度与注入的剂量有直接关系 ;高温退火导致损伤的恢复 ,不同注入剂量造成的晶格损伤需要不同的退火温度才可恢复 .依本实验结果得知 ,只有低剂量注入样品在 1200°C 时基本回复 .中、高剂量样品没有完全回复可归于 He 泡的存在 .高温 (600 K) 注入在一定的剂量范围内是避免注入层非晶化的一个重

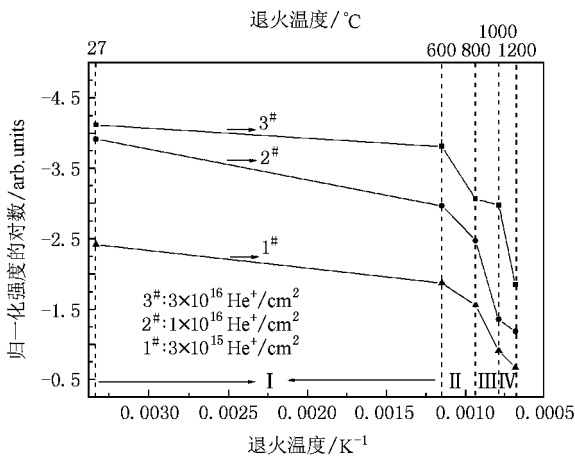


图 8 不同剂量注 He 的 6H-SiC 样品在 562 nm (2.21 eV) 附近的发光峰强峰值归一化强度

要方法,为后续利用高温注 He 空腔掩埋层制备低成本、低缺陷密度的 SiCOI 材料创造了条件.

- [ 1 ] Davis R F ,Sitar Z ,Williams B E ,Kong H S ,Kim H I ,Palmour J W , Emond J A ,Ryu J ,Glass J T ,Carter C H 1988 *Mater. Sci. Eng. B* **1** 77
- [ 2 ] Griffioen C C ,Evans J H ,de Jong P C ,van Veen A 1987 *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B* **27** 417
- [ 3 ] Myers S M ,Bishop D M ,Follstaedt D M ,Stein H J ,Wampler W R 1993 *Mat. Res. Soc. Symp.* **283** 49
- [ 4 ] Zhang C H ,Donnelly S E ,Vishnyakov V M ,Evans J H 2003 *J. Appl. Phys.* **94** 6017
- [ 5 ] van Veen A ,Rivera A ,Schut H ,van Gog H 2004 *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B* **216** 264
- [ 6 ] Heft A ,Wendler E ,Bachmann T ,Glaser E ,Wesch W 1995 *Mater. Sci. Eng. B* **29** 142
- [ 7 ] Heft A ,Wendler E ,Heindl J ,Bachmann T ,Glaser E ,Strunk H P ,Wesch W 1996 *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B* **113** 239
- [ 8 ] Nakashima S ,Harima H 1997 *Phys. Stat. Sol. A* **162** 39
- [ 9 ] Ziegler J F ,Biersack J P ,Littmark U 1984 *The Stopping and Range of Ions in Solids* ( New York : Pergamon Press ) Vol 1
- [ 10 ] Zhou L H ,Zhang C H ,Yang Y T ,Song Y ,Yao C F 2007 *Nucl. Technol.* **30** 314 ( in Chinese ) [ 周丽宏、张崇宏、杨义涛、宋银、姚存峰 2007 核技术 **30** 314 ]
- [ 11 ] Nakashima S ,Hangyo M 1989 *IEEE J. Quantum Elect.* **25** 965
- [ 12 ] Feng Z C ,Lien S C ,Zhao J H ,Sun X W ,Lu W 2008 *Thin Solid Films* **516** 5217
- [ 13 ] Wang L S ,Tripathy S ,Sun W H ,Chua S J 2004 *J. Raman Spectrosc.* **35** 73
- [ 14 ] Yu J N 2007 *Material Irradiation Effect* ( Beijing : Chemical Industry Press ) p205 ( in Chinese ) [ 郁金南 2007 材料辐照效应( 北京 : 化学工业出版社 )第 205 页 ]
- [ 15 ] Yang Y T ,Zhang C H ,Zhou L H ,Li B S 2008 *Acta Phys. Sin.* **57** 5165 ( in Chinese ) [ 杨义涛、张崇宏、周丽宏、李炳生 2008 物理学报 **57** 5165 ]
- [ 16 ] Oliviero E ,Beaufort M F ,Barbot J F ,van Veen A ,Fedorov A V 2003 *J. Appl. Phys.* **93** 231
- [ 17 ] Egilsson T ,Ivanov I G ,Henry A ,Janzen E 2002 *J. Appl. Phys.* **91** 2029
- [ 18 ] Fang R C 2001 *Solid State Spectroscopy* ( Hefei : University of Science and Technology of China Press ) p150 ( in Chinese ) [ 方容川 2001 固体光谱学( 合肥 : 中国科学技术大学出版社 )第 150 页 ]
- [ 19 ] Kawai Y ,Maeda T ,Nakamura Y ,Sakurai Y ,Lwaya M ,Kamiyama S ,Amano H ,Akasaki I ,Yoshimoto M ,Furusho T ,Kinoshita H ,Shiomi H 2006 *Silicon Carbide and Related Materials* **527-529** 263
- [ 20 ] Fung S ,Chen X D ,Beling C D ,Huang Y ,Li Q ,Xu S J ,Gong M ,Henkel T ,Tanoue H ,Kobayashi N 2001 *Physica B* **308-310** 710
- [ 21 ] Feng Q ,Duan M ,Hao Y 2003 *Acta Photonica Sinica* **32** 1510 ( in Chinese ) [ 冯倩、段猛、郝跃 2003 光子学报 **32** 1510 ]
- [ 22 ] Yang X C ,Han G R ,Zhang X B ,Ding Z S 1998 *Chin. J. Semicond.* **19** 423 ( in Chinese ) [ 杨修春、韩高荣、张孝彬、丁子上 1998 半导体学报 **19** 423 ]
- [ 23 ] Munetaka H ,Shiozaki A ,Kukimoto H 1981 *J. Lumin.* **24-25** 43
- [ 24 ] Morales Rodriguez M ,Diaz Cano A ,Torczynska T V ,Palacios Gomez J ,Gomez Gasga G ,Polupan G ,Mynbaeva M 2008 *J. Mater. Sci. - Mater. Electron.* **19** 682
- [ 25 ] Yu M B ,Rusli ,Yoon S F ,Xu S J ,Chew K ,Cui J ,Ahn J ,Zhang Q 2000 *Thin Solid Films* **377-378** 177

# Optical properties revealing annealing behavior of high-temperature He-implantation induced defects in silicon carbide<sup>\*</sup>

Zhang Hong-Hua<sup>1,2)†</sup> Zhang Chong-Hong<sup>1)</sup> Li Bing-Sheng<sup>1,2)</sup> Zhou Li-Hong<sup>1,2)</sup> Yang Yi-Tao<sup>1,2)</sup> Fu Yun-Chong<sup>1,2)</sup>

<sup>1</sup> *Institute of Modern Physics, Chinese Academy of Sciences, Lanzhou 730000, China*

<sup>2</sup> *Graduate University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China*

( Received 21 July 2008 ; revised manuscript received 28 October 2008 )

## Abstract

6H-SiC single crystal specimens were implanted at 600 K with 100 KeV He ions to three successively increasing fluences and subsequently annealed at different temperatures ranging from 600°C to 1200°C in vacuum. After the annealing, the samples were investigated by using Raman scattering spectroscopy and photoluminescence spectrometry, respectively. Both of the two methods showed that the damage induced by helium-ion-implantation in the lattice is closely related to the dose. The thermal annealing brings about recovery of the damage, and different levels of damage require different annealing temperature to recover efficiently. It is indicated that different annealing stages involve different mechanisms, corresponding to recombination of point defects, formation of He-vacancy complexes, and nucleation and coarsening of bubbles, respectively. The experimental results indicate that high temperature implantation is an effective way to avoid amorphization of the implanted layer due to damage accumulation. Helium implantation can be used to introduce buried nanoscale cavities as the nucleation site for the buried oxide in a well defined region proposed for an alternative and more economical method of manufacturing SiC-on-Insulator (SiCOI).

**Keywords :** 6H-SiC, ion-implantation, Raman spectrum, photoluminescence spectrum

**PACC :** 6170T, 6170A, 7830, 7855

<sup>\*</sup> Project supported by the National Natural Science Foundation of China ( Grant No. 10575124 ).

<sup>†</sup> E-mail : zhanghonghua@impcas.ac.cn