

# 绝缘氧化层上自离子注入 Si 薄膜 W 线发光性能的调控\*

王 堯<sup>1)</sup> 杨 宇<sup>1)†</sup> 杨瑞东<sup>1)</sup> 李 亮<sup>1)</sup> 韦 冬<sup>1)</sup> 靳映霞<sup>1)</sup> Bao Ji-Ming<sup>2)</sup>

1)(云南大学光电信息材料研究所,昆明 650091)

2)(Department of Electrical and Computer Engineering, University of Houston, Houston, Texas 77204, USA)

(2010 年 10 月 23 日收到;2011 年 2 月 3 日收到修改稿)

对 SOI 基片上的 Si 薄膜进行了一系列 Si<sup>+</sup> 自注入和热退火的改性实验,并利用低温光致发光(PL)光谱对这些 Si 薄膜样品的发光性能进行了测试. 在这些 SOI 样品的 PL 光谱中观察到了丰富的光学结构,包括 D<sub>1</sub>, D<sub>2</sub>, D<sub>3</sub>, X 以及异常尖锐的 W 线. 通过对比在同等光谱测试条件下的 W 线归一化强度,获得了针对 SOI 基片发射 W 线较为理想的自注入和热退火参数. 同时,还对 D 系列发光峰以及 W 线的缺陷起源和光学性质进行了很好的讨论.

**关键词:** SOI 结构, 自离子注入, W 线, 近红外发光器件

**PACS:** 61. 80. Jh, 78. 20.- e, 81. 40.- z

## 1. 引 言

尽管较高的发光效率使得 III-V 化合物半导体在发光器件(包括激光器和 LED 等)领域的应用独占鳌头. 但是,基于在单片硅上完成光电子-微电子技术集成的这一简单而美好的愿望,人们始终未曾中断对高效 Si 基发光材料和器件的探索<sup>[1-3]</sup>. 特别是近年来,通过离子注入<sup>[4-6]</sup>或者高能粒子束轰击<sup>[7-9]</sup>的方法向 Si 或 SiO<sub>2</sub> 中引入亚带隙光学中心(缺陷)的方法,观察到了从蓝光到中红外很宽波段范围内无声子参与的强烈发光现象,也令人们看到了打破由于间接带隙对 Si 材料中直接光学跃迁禁戒、以及实现高发光效率 Si 基器件的希望<sup>[10,11]</sup>. 自然而然,由人工向 Si 中引入发光中心的离子注入 Si 材料也再次成为近年来材料科学领域一个热点研究对象<sup>[12,13]</sup>.

不同于体硅或者硅基异质结材料,以多孔硅和离子注入硅为代表的缺陷硅中那些无声子参与的亚带隙发光过程并没有晶格弛豫行为参与其中. 在这些新型缺陷 Si 材料中光学声子的非极性特性使得电子和空穴并不因为库仑作用而耦合到光学声子上,这最终导致声子参与激子辐射复合的行为被

有效抑制. 因此,基于无声子参与的硅中亚带隙发光器件在理论上具有较小的光学增益损失<sup>[14]</sup>. 而作为离子注入硅中三个典型的近红外波段缺陷发光结构,尽管它们各自最大发光效率出现在不同的热退火温度范围,发光中心分别处于 ~1.54, ~1.37 和 ~1.22 μm 的 D<sub>1</sub>, R 和 W 三条无声子参与的发光线均表现出巨大的应用潜力. 针对 D<sub>1</sub> 线的应用研究开展得较早,1996 年 Weber 等人在注入 B<sup>+</sup> 的 Si 晶片上制成了第一个 D<sub>1</sub> 线发光二极管(LED)<sup>[15]</sup>,但其外量子效率较低,只有 10<sup>-4</sup> 量级,离实际应用还有很大的差距;接着 Homewood 等人对注入 B<sup>+</sup> 的 Si 晶片进行退火工艺改进后,在略低于室温的温度区域将该类 LED 的外量子效率提高到略低于 10<sup>-3</sup> 量级的水平<sup>[16]</sup>,但也仅为 GaAs 基 LED 器件的 1/10 左右. 而对 R 线和 W 线器件应用研究则开展得相对较晚. 2007 年, Bao 等人通过向 Si 晶片自注入 Si<sup>+</sup> 离子,在低温下实现了基于 W 线发光的 LED,而 R 线的 LED 则是到 2009 年才见相关报道<sup>[14]</sup>. 至于 W 线的物理起源, Commer<sup>[17]</sup> 等人认为其发光中心可能与由 3 个填隙原子聚合而形成的 I<sub>3</sub> 团簇有关; Nakamura<sup>[8]</sup> 和 Giri<sup>[18]</sup> 等人认为其与由 2 个填隙原

\* 国家自然科学基金(批准号:10964016,10990103)、教育部科学技术研究重点项目(批准号:210207)和云南大学理工基金(批准号:2009E27Q)资助的课题.

† 通讯联系人. E-mail: yuyang@ynu.edu.cn

子构成的 I<sub>2</sub> 团簇有关,而 Bao<sup>[14]</sup> 和 Bürger<sup>[19]</sup> 等人则提出 W 发光中心似乎更接近于单填隙缺陷 (I<sub>1</sub>, 即点缺陷). 尽管针对 W 线已经尝试开展应用研究,但其物理起源仍存在较大争议,且限制基于该线发光器件在室温附近工作的因素还没有弄清,因此还需要大量相关的理论和实验工作来澄清这些悬而未决的问题. 本文通过向 SOI 基片上的 Si 薄膜进行<sup>28</sup>Si<sup>+</sup> 自注入,使用低温光致发光(PL) 光谱研究了不同注入剂量、注入能量和退火温度等因素对自注入 SOI 样品中 W 线发光的影响,并进一步对 W 线等光学结构的起源和性能进行了讨论.

## 2. 实 验

实验中所使用的 SOI 基片是市场上购买到的成熟产品. 这些 SOI 基片具体结构为:底部为 300 μm 的本征 Si 单晶,电阻率约为 10 Ω·cm,其上覆盖一层厚度为 ~1.2 μm 的氧化硅;接着是一层注入 B 离子并在短时间退火而形成的 ~200 nm 厚的 p<sup>+</sup>-Si 薄膜(B 掺杂浓度 2 × 10<sup>15</sup> cm<sup>-2</sup>),可作为下电极层;最后是 ~1.5 μm 厚的 Si 薄膜层. SOI 基片上 Si 薄膜的<sup>28</sup>Si<sup>+</sup> 自离子注入实验在液氮温度下进行;同时为了避免隧道效应,注入实验在离子束方向偏离 SOI 基片法向 7° 的方向上进行,相应的离子束辐照在 SOI 基片表面的投影区域直径约为 450 nm. 在注入实验结束后,将 SOI 样品送入有 N<sub>2</sub> 气保护的退火炉中进行 30 min 的快速热退火实验,热退火温度范围为 200—500 °C.

光致发光(PL) 光谱实验在 Syner JY (Tria 550) 型光谱仪上进行. 测试时将 SOI 样品用导热硅胶黏贴在液氮循环制冷的光学杜瓦冷头上,基片上的温度为 6 K. 激发 PL 光谱所用的氩离子激光波长为 458 nm. 为了便于比较,使用光阑将激光斑直径限制在 2.5 mm,并保持整个光路的空间位置不变;激光激发功率设定在 15 mW,并使用激光功率计对其进行实时监控. 在激光激发下 SOI 样品发出的 PL 信号使用液氮制冷的 Ge 探测器进行接收,光信号转换为模拟电信号后使用与计算机相连的精密锁相放大器进行分析.

## 3. 实验结果和讨论

根据现有的文献报道和我们前期的工作已经

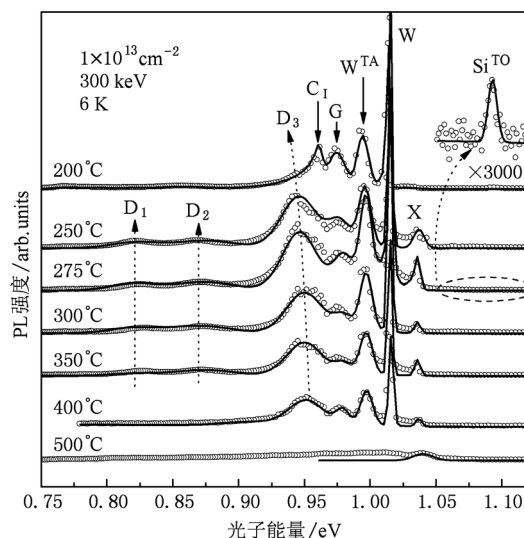


图 1 自离子注入剂量为  $1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ , 注入能量为 300 keV 的 SOI 样品在不同温度下退火 30 min 的 PL 光谱,光谱测试温度为 6K;空心圆表示每 3 个实验值中其中一个数值,实曲线则为高斯线形拟合实验得到的结果

知道,热退火温度是影响亚带隙缺陷发光性能最为重要的因素之一<sup>[6, 18, 20]</sup>. 图 1 显示了注入剂量同为  $1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ , 注入能量同为 300 keV、但退火温度各不相同的自注入 SOI 样品的低温 PL 光谱图. 图中空心圆表示实验数值,实线则是使用高斯线形模型拟合得到的结果<sup>[20, 21]</sup>. 在 250—350 °C 退火温度范围内均观察到了明显的 D<sub>1</sub> 和 D<sub>2</sub> 缺陷发光,这两个发光峰位分别处于 0.821 和 0.874 eV, 半峰宽 (FWHM) 分别为 40 和 52 meV;而在 200 °C 的 SOI 样品中难分辨出这两个光学结构,但在其中观测到微弱的、处于 0.946 eV 处、半峰宽为 32 meV 的 D<sub>3</sub> 线. 仅在 200 °C 退火样品中观察到了标记为“C<sub>1</sub>”的发光峰,其峰位在 0.961 eV. 这一个发光峰在文献中并未有过记载,文献中记载这一峰位附近的两个发光峰(0.957 线和 0.965 eV 线),均与 CZ 硅晶体中的填隙式 C 和 O 原子所形成的团簇有关. 我们认为 C<sub>1</sub> 线在物理上似乎更接近于 0.957 eV 线,因为 0.957 eV 线仅在低于 200 °C 的退火温度下能被观察到,这与我们的实验结果相符. 之所以出现 4 meV 的发光峰蓝移,可能与 SOI 基片上 Si 薄膜内的残存应变有关. 这一现象与我们在实验中观察到的 D<sub>1</sub> 线情况很相似:与自离子注入 Si 晶体材料中的 D<sub>1</sub> 线(位于 0.816 eV)相比<sup>[20]</sup>,在氧化层上自离子注入 Si 薄膜中 D<sub>1</sub> 线也发生了 5 meV 的蓝移. 随着退火温度从 200 °C 升高到 400 °C, D<sub>3</sub> 线发生了蓝移,

峰位从 0.942 eV 移到 0.951 eV.  $D_3$  线的这一行为可能与退火温度升高过程中自离子注入区域填隙子扩散加剧而导致的晶格应力弛豫有关. 在本实验所选的退火温度范围内, 从  $D_3$  线的几个异常行为(例如,  $D_3$  线强度高出  $D_1$  线和  $D_2$  线强度约 1 个数量级、D 系列线中仅有  $D_3$  线能出现在 200 °C 退火的样品中、以及其峰位随退火温度升高而发生蓝移等)来看, 可以看出  $D_3$  缺陷的物理性质和缺陷结构与  $D_1$  和  $D_2$  缺陷有明显的不同. Homewood<sup>[22]</sup> 和 Yu<sup>[23]</sup> 等人认为 D 系列发光中心均起源于位错环; Sauer 等人提出  $D_1$  和  $D_2$  缺陷可能起源于位错应变区域内形变所导致的点缺陷, 而  $D_3$  缺陷则与位错环的关系更为密切<sup>[24]</sup>. 根据我们近期结合反应离子刻蚀工艺的 PL 光谱实验, 可以推断  $D_1$  和  $D_2$  缺陷的起源似乎更接近于点缺陷, 因为在位错环区域被反应离子刻蚀之前,  $D_1$  和  $D_2$  线就已经完全被湮没<sup>[6]</sup>.

处于 0.970 eV 的发光峰就是所谓的“G”线. 该线发光中心起源于 Si 薄膜中残留的 C 原子, 其团簇结构由一个填隙式 C 原子被一个替位式的 C 原子俘获而形成, 通常可标记为  $C_i C_s$ <sup>[18, 20]</sup>. 在 SOI 中的 G 线, 相对于 Si 晶体中的 G 线(位于 0.967 eV)<sup>[20]</sup>, 也在残余应变的作用下发生了 3 meV 的蓝移. 处于 1.038 eV 的发光峰应为 X 线. 起初 Tkachev<sup>[25]</sup> 和 Davies<sup>[26]</sup> 等人认为 X 中心起源于三个填隙原子组成的  $I_3$  团簇; 随后 Jones 等人基于密度泛函理论计算的结果, 提出 X 中心应起源于 4 个填隙子组成的  $I_4$  团簇<sup>[27]</sup>. Giri 根据多种离子注入 Si 晶片的低温 PL 光谱实验, 同样得出了 X 缺陷起源于  $I_4$  团簇的推断, 而且他提出 X 中心是由 W 中心经过进一步退火形成, 换句话说, W 缺陷是 X 缺陷热退火的“前驱体”<sup>[18]</sup>. 最近在高能中子束辐照且在 250 °C 以上温度退火的 Si 晶片, Pierreux 等人获得以 Si-B3 缺陷共振模占主导的电子自旋共振 (ESR) 谱<sup>[28]</sup>, 并证实 Si-B3 顺磁中心具有与 X 中心极其相似的对称性和热动力学行为; 与此同时, 他们还建立了包含电子塞曼作用项和超精细作用项的哈密顿算符, 通过原子轨道线性组合 (LCAO) 方法的计算, 指认  $I_4$  团簇就是 Si-B3 共振模的起源, 从而也得出 X 中心是由  $I_4$  团簇构成的结论.

处于 1.016 eV 的强发光峰即为本文所重点关注的 W 线, 而位于 0.996 eV 的  $W^{TA}$  线则可归因于 W 缺陷的横声学声子辅助发光峰<sup>[20]</sup>. 在 400 °C 以

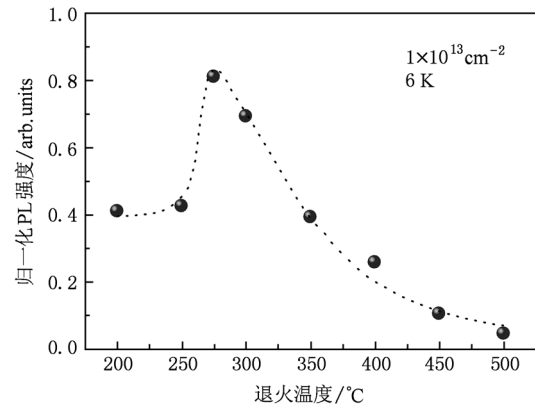


图2  $Si^+$  自注入剂量为  $1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ , 注入能量为 300 keV 的 SOI 样品在不同温度下退火 30 min 的归一化 PL 强度; 实心圆为统计实验的结果, 虚线为数学拟合曲线

下退火的所有 SOI 样品中, W 线的半峰宽均仅为 3 meV; 而且在 275 °C 退火的样品中, W 线强度高出 1.097 eV 处 Si 晶体带边光学声子辅助发光峰  $Si^{TO}$  的强度约 4 个数量级. 图 2 显示了不同退火温度下 W 线强度曲线, 可以看到在 275 °C 温度下退火的样品归一化 PL 强度最大, 表明该温度为  $Si^+$  自注入的 SOI 样品的较佳退火温度. 这一温度与 Davies 在中子束辐照过的 Si 片上发现激发最强的 W 线的退火温度 (253 °C) 相近<sup>[29]</sup>, 这也从侧面反映出禁带中 W 能带与向 Si 中注入离子的种类以及 Si 片受损伤方式(离子注入或高能离子束轰击)无关<sup>[18]</sup>, 表现出明显的自填隙团簇缺陷性质. 然而, 与注入其他种类离子相比,  $Si^+$  自注入还是有其独特的优势: 比如在注入  $Al^+$ ,  $P^+$  和  $B^+$  等异类离子的 Si 片中, W 线宽平均在 8—10 meV 的范围<sup>[18, 30, 31]</sup>, 这一范围高出  $Si^+$  自注入 SOI 材料 W 线宽的 2—3 倍. 这主要是异类离子的注入对 Si 晶格周期性产生微扰的同时, 还产生了附加的化学势, 这些微扰和附加势均会对 Si 晶体的能带结构乃至光学性质产生影响, 而附加的化学势则很有可能是导致异种注入离子 Si 材料中 W 线宽增大的原因. 近期, 在高能质子束 (24 GeV) 和高能电子束 (2 MeV) 辐照 (即无异类离子掺入) 而受损的 Si 晶体中<sup>[7, 8]</sup>, 人们观察到了半峰宽仅为 2 meV 的超细 W 线, 这一实验事实似乎也能支持上述说法.

为考察自离子注入剂量对 W 线发光的影响, 选择了较为理想的 275 °C 作为退火温度, 进行了四个不同  $Si^+$  自注入剂量 (分别为  $7 \times 10^{12}$ ,  $1 \times 10^{13}$ ,  $4 \times 10^{13}$ ,  $3 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ ) 的实验, 并获得了相应 SOI 样品

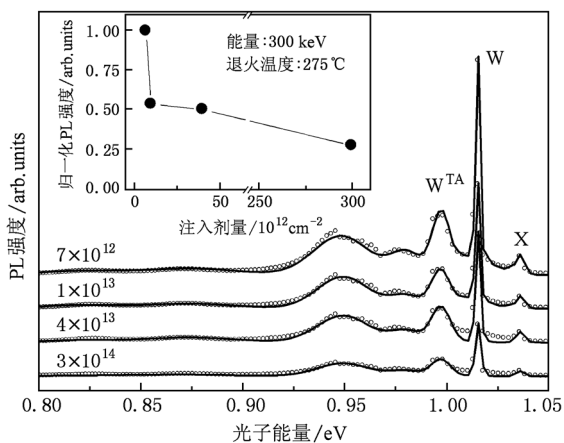


图3 自离子注入能量为 300 keV, 退火温度为 275 °C 的 SOI 样品在不同注入剂量下的 PL 光谱; 空心圆表示每 3 个实验值中其中一个数值, 实线则为高斯线形拟合实验得到的结果; 内插图为注入剂量不同时 W 线的归一化强度

的 PL 光谱, 如图 3 所示. 在大部分有关离子注入硅 W 线的实验研究中, 鲜有注入剂量低于  $1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$  的报道, 一般认为低于此剂量很难导致可观的 W 中心的产生<sup>[29]</sup>. 出乎意料的是, 在本实验所选注入剂量最低 ( $7 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ ) 的自注入 SOI 样品中, 却在同等实验条件下观察到了最强的发光峰, 且随着注入剂量的增大, 发光强度减弱, 不同注入剂量样品 W 线的归一化强度如图 3 中的内插图所示. 这表明在最低注入剂量下, 已经生成了数量较为可观的 W 发光中心; 继续增大  $\text{Si}^+$  注入剂量, 却反而在 SOI 的 Si 薄膜中形成了更多影响 W 线发光的损伤或非辐射复合中心. 有文献报道认为, 后退火实验是 W 发光中心形成的必要工艺条件, 并因此推测 W 缺陷是由注入损伤等缺陷在后退火的驱动下而形成结构较为复杂的  $\text{I}_3$  团簇<sup>[17]</sup>; 但我们近期在未经过任何热退火的  $\text{Si}^+$  自注入剂量分别为  $3 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$  和  $3 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$  的 Si 晶体材料中, 均观察到了明显的 W 线发光<sup>[6,20]</sup>. 再考虑到本实验在较低的自注入剂量及较低热退火温度 (200 °C) 的 Si 薄膜中就观察到强烈的 W 线发光的行为, 可知这些实验事实似乎并不支持 W 缺陷起源于复杂  $\text{I}_3$  团簇的推论或指认, 而更倾向支持 W 中心起源于粒子束注入 (和辐照) 导致的简单填隙式点缺陷 ( $\text{I}_1$ ) 的说法. 另外, 随着自注入剂量的增大, W 线峰位和宽度没有变化, 表明注入剂量对 W 线半峰宽没有显著的影响.

图 4 显示了不同注入能量下 SOI 样品的 PL 光

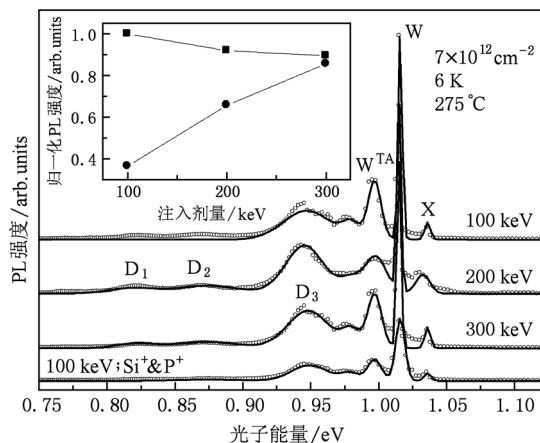


图4 自离子注入剂量为  $7 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ , 退火温度为 275 °C 的 SOI 样品在不同注入能量下的 PL 光谱; 空心圆表示每 3 个实验值中其中一个数值, 实线则为高斯线形拟合实验得到的结果; 内插图为不同注入能量下单纯  $\text{Si}^+$  (“■”) 以及复合  $\text{P}^+$  注入 (“○”) 的 W 线的归一化强度

谱, 而其内插图中的符号“■”表示不同注入能量条件下 W 线的归一化强度. 可以看到, 随着注入能量的增大, PL 光谱强度略有所降低. 这一现象应是由 W 缺陷形成的深度决定的. 强度为 80 keV 的  $\text{Si}^+$  自注入在 Si 晶体材料中所形成的绝大多数 W 缺陷分布在表面以下约 280—400 nm 的区域<sup>[32]</sup>, 而 300 keV 强度自注入导致 W 中心分布在 Si 晶片表面以下约 800—1200 nm 的区域<sup>[6]</sup>, 在 SOI 上的 Si 薄膜中也应大抵如此. 从更深处的位置发光, 导致 300 keV 样品的自发辐射光子在被 Ge 探测器接收到之前被注入损伤非辐射复合的概率增大, 其发光强度也比 100 keV 样品的强度降低了 ~14%. 因此看来似乎较小的注入能量可以获得较大的发光强度.

若考虑将这些 SOI 样品制作成发光器件, 往往需要制作  $\text{p}^+$  和  $\text{n}^+$  层来实现欧姆接触.  $\text{p}^+$  层可以由本实验所选 SOI 样品中原本通过注入 B 离子并退火的  $\text{p}^+$ -Si 层来替代, 这里我们通过向  $\text{Si}^+$  自注入和热退火后的 SOI 样品再注入 P 离子来实现  $\text{n}^+$  层, P 离子注入能量和剂量分别为 60 keV 和  $4 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ ; 然后再在 275 °C 温度下  $\text{N}_2$  气氛中快速热退火 3 min 使 P 离子适当扩散. 复合注入 P 离子后的 SOI 样品的 PL 光谱如图 4 最底部的一条谱线所示. 可以看到在 100 keV 能量下复合注入 P 离子的自注入 Si 薄膜的 W 线强度有了显著的降低. 尽管 P 离子复合注入在此 Si 薄膜也会产生一些新的 W 中心, 但似乎这些新生成的 W 中心所发射的有效光子

数远远低于复合注入 P 离子所产生的损伤对 Si<sup>+</sup> 自离子注入层发射光子非辐射复合的数目,使得总体的 W 线发光强度有所降低. 随着 Si<sup>+</sup> 自注入能量的增大,复合注入 P 离子的 SOI 样品的 W 线强度有所回升,到 300 keV 时接近于未复合注入前的水平,如图 4 中的内插图所示. 这表明此时 P 离子注入和 Si<sup>+</sup> 自注入各自形成的缺陷层在深度上有了明显的分离,复合注入产生的损伤对 W 中心非辐射复合的耦合作用减弱. 因此,从研制发光器件的角度来看,并非 Si<sup>+</sup> 注入强度越小越好,而 ~300 keV 的能量则是个较为理想的自注入工艺参数.

#### 4. 结 论

通过改变 Si<sup>+</sup> 自注入条件和热退火温度,我们

对产生理想 W 缺陷发光的工艺条件进行了探索和研究. 利用低温光致发光光谱,我们在这些自注入的 SOI 样品上观察到了丰富的光学结构(包括异常尖锐的 W 线),并逐一对这些光学结构进行了指认. 分别在退火温度为 275 °C、注入剂量为  $7 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  以及注入强度为 100 keV 的条件下,均获得的最强的 W 线归一化强度. 但若考虑复合注入施主杂质来制作发光器件的 n<sup>+</sup> 型层时,300 keV 则是一个较为理想的注入能量. 我们的结果同时也表明 W 线可成为制作优质近红外激光器的候选光学结构.

作者衷心感谢澳大利亚国立大学的 S. Charnvanichborikarn 博士和 J. S. Williams 教授在离子注入实验中提供的无私帮助.

- [1] Park J H, Gu L, Maltzahn G, Bhatia S N, Sailor M J 2009 *Nat. Mater.* **8** 331
- [2] Ding J N, Wu J X, Yuan N Y, Kan B, Chen X S 2010 *Chin. Phys. B* **19** 077103
- [3] Cloutier S G, Kossyrev P A, Xu J M 2005 *Nat. Mater.* **4** 887
- [4] Ng W L, Lourenco M A, Shao G, Homewood K P 2001 *Nature* **410** 192
- [5] Geis M W, Spector S J, Grein M E, Schulein R T, Yoon J U, Lennon D M 2007 *IEEE Photon. Tech. Lett.* **19** 152
- [6] Yang Y, Bao J M, Wang C, Aziz M J 2010 *J. Appl. Phys.* **107** 123109
- [7] Davies G, Hayama S, Murin L, Sengupta A, Karpenko A 2006 *Phys. Rev. B* **73** 165202
- [8] Nakamura M, Nagai S 2002 *Phys. Rev. B* **66** 155204
- [9] Nakamura M, Nagai S 2003 *Appl. Phys. Lett.* **94** 3075
- [10] Tyschenko I E, Talochkin A B, Bagaev E M, Cherkov A G, Popov V P, Yankov R A 2007 *J. Appl. Phys.* **102** 074312
- [11] He J H, Wu W W, Lee S W, Chen L J, Chueh Y L, Chou L J 2005 *Appl. Phys. Lett.* **86** 263109
- [12] Bao J M, Yu N F, Capasso F, Belyanin A 2007 *Appl. Phys. Lett.* **91** 131103
- [13] Recht D, Capasso F, Aziz M J 2009 *Appl. Phys. Lett.* **94** 251113
- [14] Bao J M, Tabbal M, Kim T, Aziz M J, Capasso F 2007 *Opt. Express* **15** 6728
- [15] Sveinbjornsson E O, Weber J 1996 *Appl. Phys. Lett.* **69** 2686
- [16] Lourenco M A, Homewood K P 2005 *Appl. Phys. Lett.* **87** 201105
- [17] Coomer B J, Goss J P, Jones R, Oberg S, Broddon P R 2001 *J. Phys. : Condens. Matter* **13** L1
- [18] Giri P K 2005 *Semicond. Sci. Technol.* **20** 638
- [19] Bürger N, Thonke K, Sauer R, Pensl G 1984 *Phys. Rev. Lett.* **52** 1645
- [20] Yang Y, Wang C, Yang R D, Xiong F, Bao J M 2009 *Chin. Phys. B* **18** 4906
- [21] Wang C, Yang Y, Yang R D, Li L, Xiong F, Bao J M 2011 *Chin. Phys. B* **20** 026802
- [22] Leong D, Harry M, Reeson K J, Homewood K P 1997 *Nature* **387** 686
- [23] Yu X, Seifert W, Vyvenko O F, Reiche M 2008 *Appl. Phys. Lett.* **93** 041108
- [24] Sauer R, Weber J, Stolz J, Weber E R, Alexander H 1985 *Appl. Phys. A* **36** 1
- [25] Tkachev V D, Mudryi A V 1977 *Inst. Phys. Conf. Ser.* **31** 231
- [26] Davies G, Lightowlers E C, Ciechanowska 1987 *J. Phys. C* **20** 191
- [27] Jones C R, Coutinho J, Briddon P R 2005 *Phys. Rev. B* **72** 155208
- [28] Pierreux D, Stetsmans A 2005 *Phys. Rev. B* **71** 115204
- [29] Davice G 1989 *Phys. Rep.* **176** 83
- [30] Giri P K, Coffa S, Rimini E 2001 *Appl. Phys. Lett.* **78** 291
- [31] Schutz P J, Thompson T D, Eillman R G 1992 *Appl. Phys. Lett.* **60** 59
- [32] Bao J M, Charnvanichborikarn S, Yang Y, Tabbal M, Shin B, Williams J S, Aziz M J, Capasso F 2008 *Proc. SPIE* **6800** 68000T

## Manipulations of properties of the $W$ -line emitting from the $\text{Si}^+$ Self-ion-implanted Si thin films on insulated oxide layer\*

Wang Chong<sup>1)</sup> Yang Yu<sup>1)†</sup> Yang Rui-Dong<sup>1)</sup> Li Liang<sup>1)</sup> Wei Dong<sup>1)</sup> Jin Ying-Xia<sup>1)</sup> Bao Ji-Ming<sup>2)</sup>

1) (Institute of Optoelectronic Information Materials, Yunnan University, Kunming 650091)

2) (Department of Electrical and Computer Engineering, University of Houston, Houston, Texas 77204, USA)

(Received 23 October 2010; revised manuscript received 3 February 2011)

### Abstract

The  $\text{Si}^+$  self-ion-implanted and annealing experiments are conducted on the Si film based on the silicon-on-insulator wafers. The photoluminescence (PL) spectroscopy is used to investigate the luminescence properties of these Si film samples. Plentiful optical structures are observed in the PL spectra, including the  $D_1$ ,  $D_2$ ,  $D_3$ ,  $X$ , and the sharp  $W$  lines. By comparing the normalized PL intensities recorded by the same spectral experiments, we obtain the optimum self-ion-implanted and thermal annealing parameters. In addition, the defect origins and optical properties of the series of the  $D$  peaks and  $W$  line are well discussed.

**Keywords:** SOI structure, self-ion-implantation,  $W$  line emission, near-infrared light emission device

**PACS:** 61.80.Jh, 78.20.-e, 81.40.-z

---

\* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 10964016, 10990103), the Key project of Chinese Ministry of Education, China (Grant No. 210207), and the Science and Technique Foundation of Yunnan University, China (Grant No. 2009E27Q).

† Corresponding author. E-mail: yuyang@ynu.edu.cn