

不同温度下快速热退火对 SiGe 量子阱光致发光谱的影响

司俊杰 杨沁清 王红杰 雷红兵 滕 达 王启明

(中国科学院半导体研究所集成光电子国家重点实验室 北京 100083)

刘学锋 李建民

(中国科学院半导体研究所半导体材料科学实验室 北京 100083)

摘要 本文对 GSMBE 生长的 Si/SiGe/Si 量子阱结构用快速热退火(RTA)方法进行处理,研究了其在低温下的光致发光(PL)特性.发现存在一个最佳退火温度范围,使得 PL 谱的发光得到改善.随着退火温度的继续提高,PL 谱线发生兰移,发光强度下降.认为这种趋势是由内部缺陷和位错以及 Si/SiGe/Si 量子阱结构在退火过程中相应的变化所导致.辅助的缺陷显微观察证实了我们的结论.

PACC: 6855, 3250F, 7820N

1 引言

应变 SiGe/Si 异质结构材料近几年得到广泛地关注.其量子结构利用能带工程方法来改变材料性质.如 SiGe/Si 异质结双极晶体管(HBT)实现了 Si 基材料在高速器件上的应用^[1]; SiGe/Si 远红外探测器上开拓了 Si 基材料在光电子领域中的应用^[2].而对 SiGe/Si 量子阱结构发光特性的研究,则是针对硅基光电子集成这一重要研究领域^[3].

由于 Ge 在应变 SiGe 层中的无序分布使得 SiGe 层的无声子辅助(NP)光复合跃迁几率大大增加,这方面已得到细致的研究^[4-6].退火对材料质量的改善及对样品 PL 谱线的影响也有报道.如 Souifi 报道了由 RTCVD 所生长的 SiGe/Si 量子阱(QW)退火后 PL 强度的增加^[7]; Sunamura 发现了退火导致 GSMBE 生长的 SiGe 层 PL 谱线兰移^[8].本文中,作者用快速热退火对 GSMBE 生长的 SiGe/Si QW 结构的发光性能进行了较详细研究,分析和解释了所观察到的现象.对 RTA 作用后的样品进行了表面腐蚀,对缺陷的显微观察证实了我们的结论.

司俊杰 男,1963 年出生,博士生,现从事硅基低维半导体材料和结构的光学性质研究
杨沁清 男,1938 年出生,研究员,现从事硅基光电子器件研究
刘学锋 男,1963 年出生,副研究员,现从事硅基微电子材料外延生长研究
1997-11-18 收到,1998-03-02 定稿

2 实验方法

样品由国产 GS-MBE 生长 结构为 Si 盖帽层 30nm/Si_{0.88}Ge_{0.12} 10nm/Si 缓冲层 20nm. 衬底选用 N 型 Si(100), 电阻率为 5~10Ω·cm, 生长温度为 700 . 然后用快速热退火 (RTA) 对样品进行处理, 退火时间为 60s, 退火温度由 750 至 1000 , 间隔 50 . 然后对样品进行 10K 下光致发光 (PL) 谱的研究 激发光为 Ar⁺ 离子激光器的复合谱线, 经 SPEX 1404 双光栅单色仪分光后, 由制冷 Ge 探测器记录信号, 经标准锁相放大后采集处理

表面缺陷的显微观察是用日产 Olympus BH2-UMA 显微镜进行的 放大倍数为 1000 倍 样品表面由稀释的 Schimmel 溶液 (50% HF 0.1M CrO₃=1:5) 腐蚀 1min.

3 结果及讨论

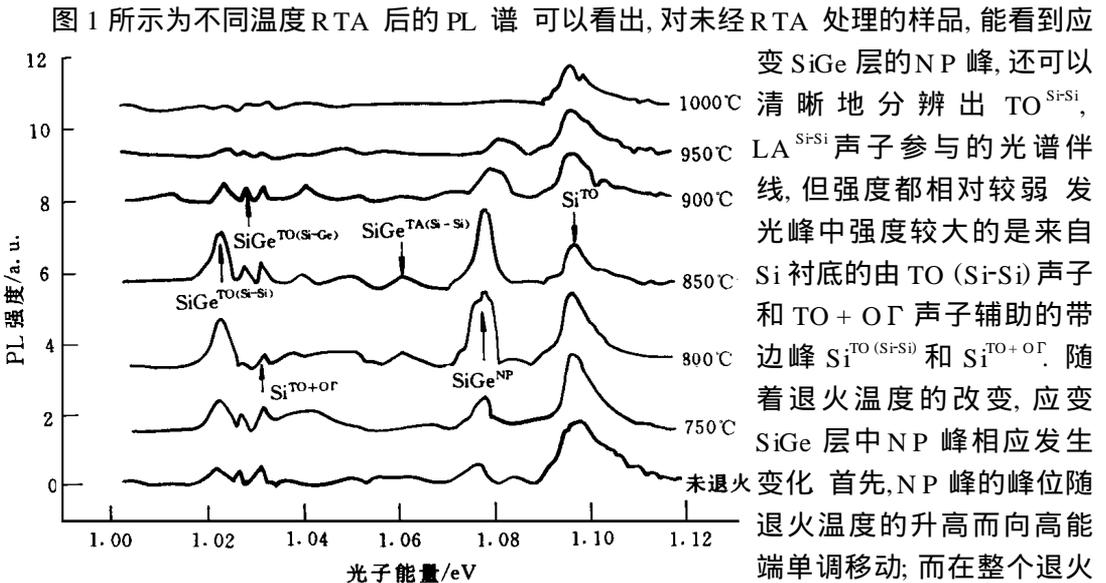


图 1 不同温度 RTA 后样品的 PL 谱

图 1 所示为不同温度 RTA 后的 PL 谱 可以看出, 对未经 RTA 处理的样品, 能看到应变 SiGe 层的 NP 峰, 还可以清晰地分辨出 TO^{Si-Si}, LA^{Si-Si} 声子参与的光谱伴线, 但强度都相对较弱 发光峰中强度较大的是来自 Si 衬底的由 TO (Si-Si) 声子和 TO+OR 声子辅助的带边峰 Si^{TO(Si-Si)} 和 Si^{TO+OR}. 随着退火温度的改变, 应变 SiGe 层中 NP 峰相应发生变化 首先, NP 峰的峰位随退火温度的升高而向高能端单调移动; 而在整个退火温度范围内 (750 到 1000) 峰值强度有一个最佳值, 即在 800 下退火达到最大 其次, NP 峰的线宽在退火温度为 850 以下时, 变化不大, 超过 850 后, NP 峰迅速变宽; 而 NP 峰的整体积分强度随退火温度的升高, 先是增强, 在 800 至 900 范围内基本恒定; 而 900 以上退火则导致 NP 峰强度急剧下降 以上结果表示于图 2 (见图版 D) 和图 3 (见图版 D) 中.

我们认为, 实验反映出的结果是快速退火对晶体质量及应变 SiGe/Si 量子阱结构综合影响的结果 通常而言, 退火是改善材料质量, 提高其光学性能的常用手法^[9]. 对应变 SiGe/Si 结构, 发光特性紧密依赖于晶体的质量 样品内部缺陷是形成非辐射复合通道、影响载流子光复合跃迁的最主要因素 通常 MBE 生长的 SiGe/Si 结构, 内部缺陷主要由点缺陷 (Si 或 Ge 的原子空位或间隙原子) 和线缺陷 (失配位错) 构成 对原生 (as-grown) 样品, 可认为点缺陷相对线缺陷来说密度较大 在 RTA 作用下, 原子受瞬间热影响位置得到重整, 点缺陷得以消除, 密度下降, 使得发光质量得以改善 这就是为什么 NP 峰强度在 800 至 850 下 RTA 作用后达到最大的原因 此时, 由图 1 中我们甚至可以分辨出其它退火情况下不很清

晰的由 TA (Si-Si) 声子辅助的发光峰 $\text{SiGe}^{\text{TA (Si-Si)}}$. 随着退火温度的进一步上升, 由线缺陷变化导致的影响占据主导地位. 线缺陷变化可分为位错线的移动和繁殖两个过程, 它们都会使 PL 谱线强度下降. 可以认为在 RTA 温度在 800~ 900 范围时, 位错线的移动居于优先地位, 实验上表现为 800~ 900 下 RTA 的结果使得 NP 峰强度降低, 但相对趋势并非很大; 而在 900~ 1000 范围内 RTA 作用时, 由于高的退火温度可提供更多能量, 满足位错繁殖所需激活能的要求, 此时位错的繁殖过程居于优先地位. 大量位错线的产生使得非辐射复合通道急剧增加, 大大影响了 PL 谱 NP 峰的发光强度, 表现为发光性能急剧衰退. 此时测得的 PL 谱线在低能端可以观察到位错的发光峰 D 线.

NP 峰的峰位及峰宽的变化则与 RTA 造成的量子阱结构的变化相关. 尽管选用 RTA 正是为了避免应变 SiGe 层中 Ge 的扩散, 但 NP 峰位的变化无疑同 SiGe 层中 Ge 成分的降低相关. 随 RTA 温度的增加, Ge 原子向盖帽层和缓冲层中扩散加强, Ge 浓度的降低使得应变 SiGe 层中带隙的增加占据主导作用. 所以带边 NP 峰持续兰移. 但由于 RTA 的特点, 这种兰移的范围并不大, 仅有约 5meV. NP 峰经 RTA 作用后展宽的机理尚不明了, 估计同界面的模糊相联系. 当退火温度升高时, SiGe/Si 界面由于热作用而不再陡峭^[10], 这种界面不均匀性的增强使得 NP 峰宽也越来越大. 需要说明的是, 图 2 中的结果显示退火温度在 850 以下时, NP 峰宽的增加并不明显, 峰位的变化也是如此. 这也反映了 850 以下 RTA 作用所引起的应变弛豫并不显著. 而当 RTA 温度超过 850 后, 峰宽及峰位的变化都显著加强, 说明应变弛豫效果明显. 这同 NP 峰强度变化的分析相一致.

缺陷的显微观察结果如图 4 所示 (见图版 D). 由于我们的外延层较薄, Ge 组分值较小, 故原生样品质量较好, 表面腐蚀后基本上观察不到缺陷的存在. 850 下 RTA 后, 已能观察到表面位错腐蚀坑的出现, 表明 RTA 的作用已使位错线的移动和繁殖趋于明显; 1000 下 RTA 后, 可看到大量的表面位错腐蚀坑, 这直观地说明了 1000 下 RTA 后 PL 谱线变弱的原因. 值得注意的是未观察到平行于表面的失配位错线, 其原因尚待进一步研究.

4 结论

快速热退火 (RTA) 是改善 Si/SiGe/Si 应变量子阱结构材料光学特性的一个有效手段. 存在一个最佳的退火温度, 使得应变 SiGe 层 NP 峰的位置、线宽和强度诸方面达到最优化. 随着 RTA 温度的改变, 较低温度范围内 (< 850) RTA 的结果减小了样品内部的点缺陷, 使 NP 峰得到加强. 较高温度范围内 (> 850), RTA 的结果使得样品内部位错的移动和繁殖占据主导, 削弱了 NP 峰的强度. 同时, 伴随着 RTA 的作用有轻微的 Ge 扩散改变了 Si/SiGe/Si 量子阱结构, 这使得 NP 峰的位置兰移.

参 考 文 献

- [1] G. L. Patton *et al*, IEEE Electron Device Lett, 1990, **11**: 171.
- [2] B. Y. Tsaur *et al*, IEEE Electron Device Lett, 1991, **12**: 293.
- [3] K. Terashima *et al*, Jpn. J. Appl. Phys., 1991, **30**: 3601.
- [4] Y. Shiraki and S. Fukatsu, Semicond. Sci. Technol., 1994, **9**: 2017.
- [5] U. Menciagar *et al*, Thin Solid Films, 1992, **222**: 227.
- [6] K. Terashima *et al*, J. Vac. Sci. Technol., 1993, **B11**: 1089.

- [7] A. Souifi *et al* , J. Appl Phys , 1995, **78**: 4039
[8] H. Sunamura *et al* , Appl Phys Lett , 1993, **63**: 1651
[9] V. Arbet-Engels *et al* , Appl Phys Lett , 1992, **61**: 2586
[10] B. Hollander *et al* , Phys Rev , 1992, **B46**: 6975

Photoluminescence of SiGe/Si Quantum Well After Rapid Thermal Annealing at Different Temperatures

Si Junjie, Yang Qinqing, Wang Hongjie, Lei Hongbing, Teng Da, Wang Qiming

*(State Key Lab on Integrated Optoelectronics, Institute of Semiconductors,
The Chinese Academy of Sciences, Beijing 100083)*

Liu Xuefeng, Li Jianmin

*(Lab on Semiconductor Material Science, Institute of Semiconductors,
The Chinese Academy of Sciences, Beijing 100083)*

Received 18 November 1997, revised manuscript received 2 March 1998

Abstract Photoluminescence study of rapid thermal annealed Si/Si_{1-x}Ge_x/Si quantum well structure grown by GSMBE has been done at temperature of 10K. It is found that NP peak of PL can be maximal when annealing temperature in a certain range. The lines of PL have a blue-shift and intensity declining with the annealing temperature increasing. We attribute this tendency to the change of internal defects and dislocations and to the change of QW structure. Assisted microscope observations of surface defects have approved our conclusion.

PACC: 7855, 6170A, 6865