

用减压化学气相沉积技术制备应变硅材料*

王 敬[†] 梁仁荣 徐 阳 刘志弘 许 军 钱佩信

(清华大学微电子学研究所, 北京 100084)

摘要: 利用减压化学气相沉积技术, 制备出应变 Si/弛豫 $\text{Si}_{0.9}\text{Ge}_{0.1}$ /渐变组分弛豫 SiGe/Si 衬底. 通过控制组分渐变 SiGe 过渡层的组分梯度和适当优化弛豫 SiGe 层的外延生长工艺, 有效地降低了表面粗糙度和位错密度. 与 Ge 组分突变相比, 采用线性渐变组分后, 应变硅材料表面粗糙度从 3.07nm 减小到 0.75nm, 位错密度约为 $5 \times 10^4 \text{cm}^{-2}$, 表面应变硅层应变度约为 0.45%.

关键词: 应变硅; 锗硅虚衬底; 减压化学气相沉积

PACC: 7280E; 8115H

中图分类号: TN304.1

文献标识码: A

文章编号: 0253-4177(2006)S0-0179-04

1 引言

利用应变弛豫 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 合金层作为“虚拟衬底”(virtual substrate), 外延生长应变 Si 层 (strained silicon) 可以使其载流子迁移率得到增强^[1], 从而提高芯片的开关速度 (响应频率), 因而日益受到重视. 获得 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 层的方法一般是外延, 为了使其中的应变弛豫, 可以采用较高温度的外延, 或在较低温度外延后采用高温退火、离子注入等手段促使其应变弛豫. 为了节约成本, 采用最多的仍是较高温度的外延工艺, 使应变在外延过程中直接弛豫, 比如常用的减压化学气相沉积 (RPCVD) 外延工艺. 对于 RPCVD 应变硅制备方法, 最突出的问题是外延完成后应变硅层表面粗糙度差^[2], 位错密度高. 表面粗糙度常常达到几个纳米, 而位错密度在 $1 \times 10^5 \text{cm}^{-2}$ 以上.

本文利用 RPCVD 技术, 制备出应变 Si/固定组分 SiGe/渐变组分 SiGe/Si 衬底结构, 通过研究和控制组分渐变 SiGe 层的组分梯度, 以及改善 SiGe 层的外延生长工艺, 以期获得低粗糙度和低位错密度的应变硅材料.

2 实验

实验采用直径 125mm p 型 (100) 硅片作为衬底. RPCVD 在应用材料公司生产的 Centura 外延炉中完成. 组分渐变 SiGe 层的厚度控制目标为

$2\mu\text{m}$, 设定 Ge 组分从 0 逐渐增加到约 10%~15%. 为降低位错密度和表面粗糙度, 在实验中优化了工艺参数, 将 Ge 组分尽量调整为线性变化. 固定组分 SiGe 层的 Ge 组分设定为 10%~15%, 目标厚度为 500nm. 应变硅层目标厚度为 20nm. 为了进一步降低表面粗糙度, 在实验过程中优化了外延的温度和沉积速度. 最终形成应变 Si/固定组分 SiGe/渐变组分 SiGe/Si 衬底结构.

外延完成后, 利用 Digital Instruments 3100 型原子力显微镜 (AFM) 来分析表面微粗糙度, FEI QUANTA 200F 型场发射扫描电子显微镜 (SEM) 分析样品断面形貌, PHI-610 型俄歇电子能谱仪测量固定组分 SiGe 层中的 Si 和 Ge 原子的相对含量, Siemens D8 Discover 型 X 射线衍射仪测量外延层的衍射峰, Schimmel 溶液腐蚀来显示位错, JOBIN YVON HR800UV 型喇曼光谱 (激发波长 325nm) 分析应变硅中的应变.

3 结果与讨论

图 1 为应变硅样品横断面的 SEM 二次电子像. 为更清楚地显示表层应变硅, 图 1(b) 中的圆圈部分放大成为图 1(a). 通过 Ge 组分变化引起的衬度差异, 可以较为清晰地看到各层的分布. 表层应变硅非常薄, 大约为 20nm, 由于边缘效应的影响, 这一层的衬度不太理想, 但仍可以清楚地分辨出来. 固定组分 SiGe 层厚约为 400~500nm, 组分渐变 SiGe 层厚约为 $2\mu\text{m}$, 各层厚度与目标厚度差异不大.

* 国家自然科学基金资助项目 (批准号: 60476017)

[†] 通信作者. Email: wang_j@tsinghua.edu.cn

2005-10-11 收到, 2006-01-16 定稿

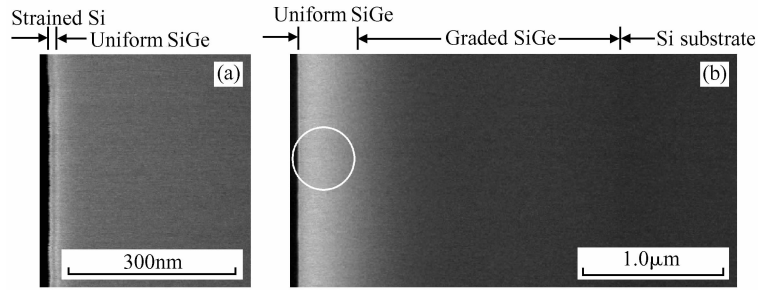


图 1 应变硅样品横断面的 SEM 二次电子像 图(a)为图(b)中圆圈部分的放大图.

Fig.1 Cross-sectional SEM images of strained Si Figure 1(a) is the magnified image of the corresponding part indexed by the circle in Fig.1(b).

图 2 为俄歇电子能谱仪(AES)测量的固定组分 SiGe 层中的 Si 原子和 Ge 原子浓度的相对比值,可以看到 Ge 原子的组分约为 10%. 这是设定的目标组分的下限. 目前,优化工艺参数以获得更为准确 Ge 组分的研究工作正在进行当中. 为了验证渐变组分 SiGe 层中 Ge 组分是否线性渐变,采用了 X 射线衍射仪来扫描外延层衍射峰. 从图 3 能够看到应变

硅样品各层的衍射峰,可以看出组分渐变 SiGe 层的组分呈现出明显的线性渐变趋势.

图 4 为原子力显微镜分析得到的应变硅样品的表面形貌. 为便于了解组分变化梯度对粗糙度的影响,对比列出了 Ge 组分突变(图 4(a))和渐变(图 4(b))的表面形貌. 图 4(b)中,组分渐变 SiGe 层中 Ge 组分线性渐变,可以得到很好的表面微粗糙度,

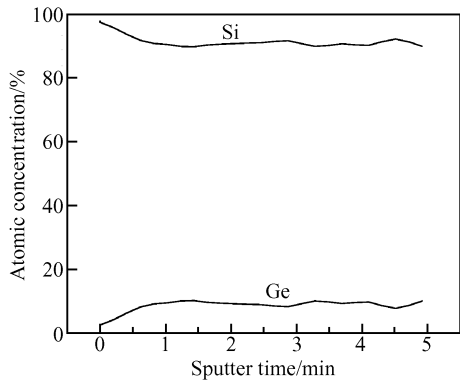


图 2 AES 测量的固定组分 SiGe 层中 Si 和 Ge 的原子浓度
Fig.2 AES profile of Si and Ge atomic concentration for the uniform SiGe layer

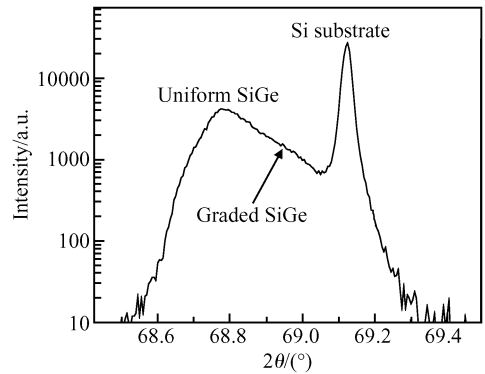


图 3 X 射线双晶衍射 $2\theta-\omega$ 扫描曲线
Fig. 3 X-ray double-crystal diffraction $2\theta-\omega$ scan curve of the strained Si

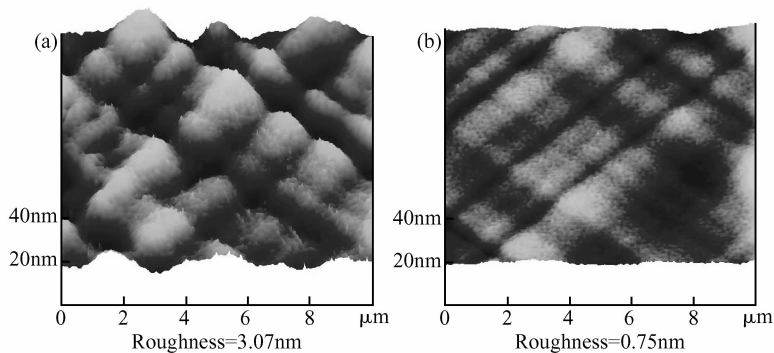


图 4 应变硅表面 AFM 图像 (a) SiGe 过渡层中 Ge 组分突变;(b) SiGe 过渡层中 Ge 组分线性渐变
Fig.4 Surface AFM images of strained Si with an abrupt Ge mole fraction SiGe buffer layer (a) and with a graded SiGe buffer layer (b)

均方根 rms 为 0.75nm ($10\mu\text{m} \times 10\mu\text{m}$)。如果该层不采用 Ge 组分渐变的方式,直接生长固定组分 SiGe 过渡层,表面就会变得非常粗糙,如图 4(a)所示,均方根 rms 达到 3.07nm 。

图 5 为应变硅样品表面经 Schimmel 溶液腐蚀后利用具有微分干涉衬度(DIC)的光学显微镜拍摄的形貌像。图中可看到位错的表面露头(如箭头所指示),以及由失配位错引起的交叉线(cross hatch)。统计表明位错密度大约为 $5 \times 10^4\text{cm}^{-2}$ 。与常规的 Ge 组分突变所能获得的 $10^6 \sim 10^8\text{cm}^{-2}$ 相比,位错密度得到了很大的改善。

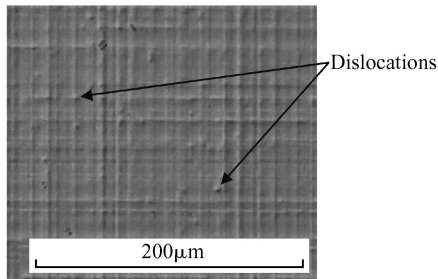


图 5 经腐蚀后的应变硅表面光学显微图像

Fig.5 Optical microscopy image of the strained Si surface etched by Schimmel solution

图 6 是利用波长为 325nm 的激光激发出的应变硅的喇曼光谱。为便于比较,无应变的体硅的喇曼光谱也列在图中。波长 325nm 的激光对硅的穿透深度大约为 $5 \sim 10\text{nm}$,因此只有表层应变硅被激发。由于应变的作用,硅的喇曼峰从无应变的 520cm^{-1} 移到了约 516.5cm^{-1} ,根据经验图表^[3]换算,大约产生了 0.45% 的应变。按 10% 的 Ge 组分计算,固定组分 SiGe 层应已完全弛豫,而应变硅层则是完全应变。

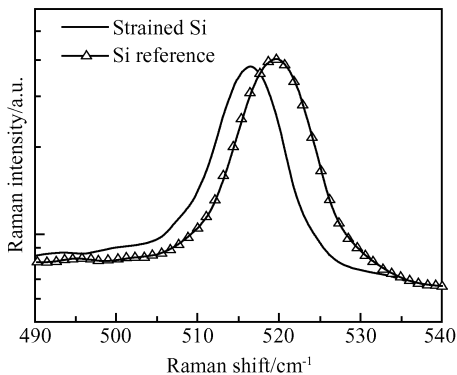


图 6 325nm 激光激发应变硅的喇曼光谱

Fig.6 Raman spectra of the strained Si in comparison with a bulk Si reference

SiGe 缓冲层中的失配应力是引起表面粗糙的根本原因^[4]。由于失配应力的存在,造成有位错和无

位错的区域外延沉积厚度不一致,因而在表面形成大量的交叉线,交叉线上即是表面凹凸不平的地方。通过引入 Ge 组分线性变化的 SiGe 缓冲层,如图 7 所示,因界面处失配应变大幅度减弱,可降低在界面处形成的位错核心的密度,减少位错堆积,抑制位错排的形成及位错线延伸,并从微观范围内减小失配应力的不均匀性,从而降低表面位错露头的密度以及表面粗糙度。

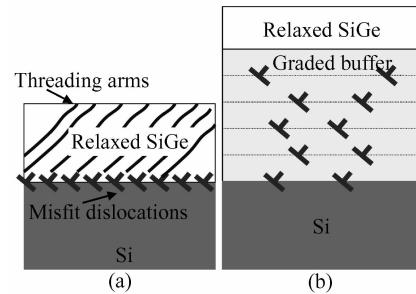


图 7 SiGe 层中位错形成示意图 (a)无 Ge 组分渐变的 SiGe 缓冲层;(b)有 Ge 组分渐变的 SiGe 缓冲层

Fig.7 Schematic of dislocation distribution in SiGe layer without graded SiGe buffer (a) and with a graded SiGe buffer layer (b)

从器件应用的角度来看,期望弛豫 SiGe 层中 Ge 组分能更高,达到 20% 以上。目前,对于如何进一步提高 Ge 组分和优化应变硅沟道 MOS 器件的制作工艺等研究还在进一步进行中。

4 结论

通过改进减压化学气相沉积工艺,控制组分渐变 SiGe 层的组分梯度,有效降低了表面粗糙度和位错密度,制备出应变 Si/弛豫 $\text{Si}_{0.9}\text{Ge}_{0.1}$ /组分渐变 SiGe/Si 衬底结构。与没有使用组分线性渐变 SiGe 过渡层相比,采用该层后,表面粗糙度从 3.07nm 改善到 0.75nm 。获得的表面应变硅层应变度约为 0.45% ,位错密度约为 $5 \times 10^4\text{cm}^{-2}$ 。

参考文献

- [1] Mii Y J, Xie Y H, Fitzgerald E A, et al. Extremely high electron mobility in Si/Ge_xSi_{1-x} structures grown by molecular beam epitaxy. Appl Phys Lett, 1991, 59: 1611
- [2] Harper R. Gaining synergy with strained silicon. Solid State Technol, 2005, 5: 26
- [3] Schmidt J, Vogg G, Bensch F, et al. Spectroscopic techniques for characterization of high-mobility strained Si CMOS. Mater Sci Semicond Processing, 2005, 8: 267
- [4] Fitzgerald E A, Xie Y H, Monroe D, et al. Relaxed Ge_xSi_{1-x} structure for III-V integration with Si and high mobility two-dimensional electron gases in Si. J Vac Sci Technol B, 1992, 10(4): 1807

Fabrication of Strained Silicon Using Reduced Pressure Chemical Vapor Deposition Process^{*}

Wang Jing[†], Liang Renrong, Xu Yang, Liu Zhihong, Xu Jun, and Qian Peixin

(*Institute of Microelectronics, Tsinghua University, Beijing 100084, China*)

Abstract: Strained Si/uniform relaxed Si_{0.9}Ge_{0.1}/graded relaxed SiGe/Si substrate is fabricated using reduced pressure chemical vapor deposition process. The surface roughness and dislocation density are effectively decreased by optimizing the Ge grading rate in the graded SiGe buffer layer and the SiGe epitaxial process. Compared with samples without graded SiGe buffer, the surface roughness (root mean square) of strained Si with the graded SiGe buffer is improved from 3.07 to 0.75nm. The dislocation density is about $5 \times 10^4 \text{ cm}^{-2}$, and the strain in the strained Si cap layer is about 0.45%.

Key words: strained Si; SiGe virtual substrate; RPCVD

PACC: 7280E; 8115H

Article ID: 0253-4177(2006)S0-0179-04

^{*} Project supported by the National Natural Science Foundation of China(No.60476017)

[†] Corresponding author. Email: wang_j@tsinghua.edu.cn

Received 11 October 2005, revised manuscript received 16 January 2006