

微区中 MBE 共度生长 SiGe/Si 异质结构的 应变和退火效应*

杨鸿斌 樊永良 张翔九†

(复旦大学应用表面物理国家重点实验室, 上海 200433)

摘要: 报道了在 Si 衬底上微米尺寸的介质膜窗口中, 采用分子束外延技术共度生长的 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 薄膜的应变及其退火特性. 实验表明, 微区生长材料的这些特性, 与同一衬底上无边界约束条件下生长的材料相比, 有明显的不同. 微米尺寸窗口中生长的 SiGe/Si 材料的应变与窗口尺寸有关, 也和窗口的掩膜中的内应力有关. 实验还表明, 边缘效应对微区中共度生长的 SiGe/Si 材料的热稳定性也有显著的影响. 在 $3\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$ 窗口中共度生长的 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ /Si 异质结构材料, 在 950°C 高温退火 30min 后, 它的应变弛豫不大于 4%. 远小于同一衬底上非微区生长材料的应变弛豫. 文章还对微区生长材料的这些特性成因进行了探讨.

关键词: SiGe; 应变; 位错; 分子束外延

PACC: 7340L

中图分类号: TN304.1

文献标识码: A

文章编号: 0253-4177(2007)08-1226-06

1 引言

由于 SiGe 与 Si 之间存在着晶格失配, 因此硅衬底上外延生长的 SiGe 薄膜承受着压应变. 这种应变, 一方面给材料带来了新的物理性质, 为开发新型器件, 提高器件的性能提供了可能, 但同时也对材料在器件中的应用带来了困难和麻烦. 尤其是应变材料可能发生的应变弛豫会导致器件性能下降, 影响器件的可靠性. 因此研究 SiGe 材料中的应变、应变对于材料的物理性质的影响以及提高 SiGe/Si 器件的可靠性, 成为人们十分关注的有重要意义的课题.

用平面工艺研制 SiGe/Si 异质结器件时, 生长 SiGe 材料的常用方法之一是在介质膜窗口中采取选择外延的方法进行生长. 在介质膜窗口中外延生长的材料存在着两个边界, 一是外延膜的边界, 另一个是介质膜窗口的边界. 实验证明, 这两个边界都会对它附近的外延膜材料的应变产生影响^[1,2]. 因此在介质膜窗口中外延生长的材料和无边界约束(或生长的材料与边界距离很远)生长的材料相比, 它们之间的应变和物理性质的异同是一个令人很感兴趣的课题. 研究发现^[3,4], 当窗口的尺寸下降到数微米或更小时, 在微区内外延生长的晶格失配的异质结构材料的临界厚度增加, 其应变弛豫也有变化. 但是

对于微区中共度生长的材料, 边缘效应, 尤其是窗口掩膜的边缘效应, 对于材料应变的变化以及由此引起的物理性质的变化却很少有报道. 本文将报道微区中共度生长 SiGe/Si 异质结构材料和无边界约束生长材料之间在应变、位错及退火特性等方面存在的差异, 并讨论引起这些变化的原因.

2 实验

制作样品用的衬底是直径为 75mm 的 p 型 Si (100) 抛光片. 电阻率为 $10\Omega \cdot \text{cm}$. 为进行微区外延生长, 先在衬底上生长一层介质掩膜, 然后用光刻和等离子刻蚀工艺在掩膜上开出不同尺寸的窗口阵列. 窗口为正方形, 边长分别为 20, 12, 6, $3\mu\text{m}$. 在衬底片上同时还留有面积为 $15\text{mm} \times 20\text{mm}$ 的无掩膜覆盖的区域(以下称无图形区), 以生长无边界约束的外延膜. 样品所用的掩膜有两种, 一为热氧化生长的 SiO_2 层, 一为 CVD 生长的 Si_3N_4 薄膜. 厚度均为 450nm. 样品 A, B 的掩膜都是 SiO_2 , 样品 N 的掩膜为 Si_3N_4 . SiGe 薄膜用固态源 Si 分子束外延系统生长, 型号为 Riber-EVA32. 进入外延系统前, 衬底先用 Shiraki^[5] 方法清洗. 进入生长室后, 将衬底片升温到 980°C , 并保温 10min, 以去除表面的氧化层. 随后衬底片的温度降到 650°C , 生长厚度为 60nm 的 Si 缓冲层. 最后在 550°C 生长 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 合金. 样

* 国家自然科学基金资助项目(批准号:60376012)

† 通信作者. Email: xjzhang@fudan.ac.cn

2007-02-01 收到, 2007-04-19 定稿

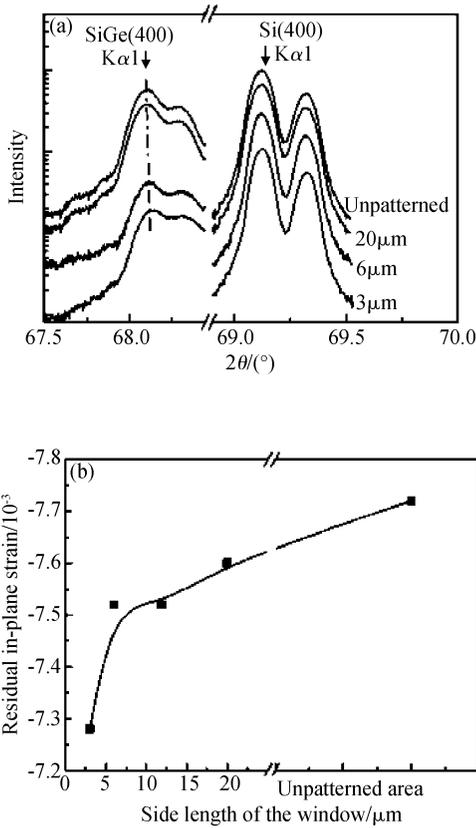


图 1 (a)样品 A 在不同尺寸窗口中的 Si_{0.8}Ge_{0.2} 薄膜的 XRD 谱；(b)样品 A 在不同尺寸窗口中的 Si_{0.8}Ge_{0.2} 薄膜的应变
Fig. 1 (a) XRD spectra of Si_{0.8}Ge_{0.2} films grown at unpatterned area and in different size windows; (b) In-plane strain of Si_{0.8}Ge_{0.2} films as a function of the window dimensions

品 A 的 Si_{0.8}Ge_{0.2} 合金层的厚度为 40nm。样品 B 和样品 N 的厚度为 120nm。

样品的残余应变是通过 X 射线衍射技术 (XRD) 测量的。样品表面形貌在 NT-MDT 公司型号为 P47-SPM-MDT 的原子力显微镜上用接触模式得到。为观察失配位错, 样品先用改进配方的 Schimmel 腐蚀液 (55vol% CrO₃ (0.4M) 和 45vol% HF (49%)^[6]) 在 0°C 下进行腐蚀, 然后用原子力显微镜进行记录。

3 结果与讨论

首先讨论微区生长的 SiGe/Si 材料中的应变。我们利用 X 射线衍射技术测量了样品 A 在不同尺寸窗口中和在无图形区上生长的 SiGe 的应变。图 1 (a) 是样品 A 的 Si_{0.8}Ge_{0.2} 薄膜的 X 射线衍射谱。利用衬底硅片和 SiGe 的 (400) 峰, 经过计算首先可以得到与 SiGe 面垂直方向的晶格常数和应变^[7]。

$$a_{SiGe\perp} = a_{Si} (\sin\theta_{Si} / \sin\theta_{SiGe}) \quad (1)$$

$$\epsilon_{\perp} = (a_{SiGe\perp} - a_{SiGe}) / a_{SiGe} \quad (2)$$

式中 $a_{SiGe\perp}$ 是 SiGe 垂直于生长面的晶格常数; a_{Si} 是 Si 的晶格常数; θ_{Si} 是 Si 的布喇格衍射角; θ_{SiGe} 是 SiGe 的布喇格衍射角; ϵ_{\perp} 是 SiGe 垂直于生长面的应变。

然后利用 SiGe 的泊松比计算得到 SiGe 平行于生长面的应变 $\epsilon_{//}$:

$$\epsilon_{//} = -\epsilon_{\perp} (1 - \nu) / 2\nu \quad (3)$$

式中 ν 是 Si_{0.8}Ge_{0.2} 的泊松比。

图 1(b) 是窗口中的 SiGe 薄膜的应变和窗口尺寸关系的实验曲线。

样品 A 的掩膜是热氧化方法生长的 SiO₂ 膜。窗口中外延生长的 Si_{0.8}Ge_{0.2} 膜, 其厚度为 40nm, 低于产生失配位错的临界厚度, 是一个共生生长的样品。因此样品中不会因引入失配位错引起应变弛豫。令人感兴趣的是, 图 1(b) 中样品 A 在不同尺寸窗口内的 SiGe 膜其应变并不相同。在无图形区生长的 Si_{0.8}Ge_{0.2} 膜 (外延薄膜无边界约束) 的应变最大, 而随着窗口尺寸的变小, 应变逐渐降低, 呈单调下降趋势。在 3 \$\mu\$m \$\times\$ 3 \$\mu\$m 窗口中的 Si_{0.8}Ge_{0.2} 应变最小。由于不同尺寸窗口中的薄膜材料都是在完全相同的生长条件下在同一衬底上长成的。因此引起窗口内外和不同尺寸窗口中应变产生差异的唯一原因是微区的边界效应。

在窗口中生长的 Si_{0.8}Ge_{0.2} 膜, 存在着两个边界。一个是外延薄膜的边界, 另一个 SiO₂ 膜窗口的边界。对于前一个边界, 由于 SiGe 的晶格常数较 Si 大, 在硅衬底上外延生长的 SiGe 薄膜承受着压应力。但是在边界处的外延薄膜的原子, 可以通过向外的微小位移来释放压应力。这就是边界引发的应变弛豫, 如图 2(a) 所示。而窗口掩膜的边界会产生另一种边界效应。样品表面的 SiO₂ 膜是用热氧化方法生长的, 由于 SiO₂ 和 Si 热胀系数不同, 它们之间存在着很大的热失配, 因此在 Si 衬底上生长的 SiO₂ 在冷却后, SiO₂ 薄膜将承受有一个压应力。在 SiO₂ 薄膜上开出窗口后, SiO₂ 薄膜的边缘就会将硅衬底的表面原子向中心区挤压, 使窗口边缘处的衬底表面的原子间距减小, 如图 2(b) 所示。显然, 在这些地方外延生长的 Si_{0.8}Ge_{0.2} 的压应变将会增加。所以在 SiO₂ 薄膜窗口中生长的 SiGe 膜的边缘区域存在着两种相互竞争机理。前者使 SiGe 边缘区域的应变降低, 后者使应变增加。前述 XRD 测量结果显示, 样品 A 的无图形区 SiGe 的应变最大, 尺寸最小的窗口中的薄膜的应变最小。这一实验结果说明, 前一种边界效应对 SiGe 应变的影响更大 (必须注意的是, 由于样品中窗口的面积在 3 \$\mu\$m \$\times\$ 3 \$\mu\$m 至 20 \$\mu\$m \$\times\$ 20 \$\mu\$m 间, X 射线的束斑的面积远大于窗口面积, 因此 XRD 测量得到的是窗口内 SiGe 材料的应变

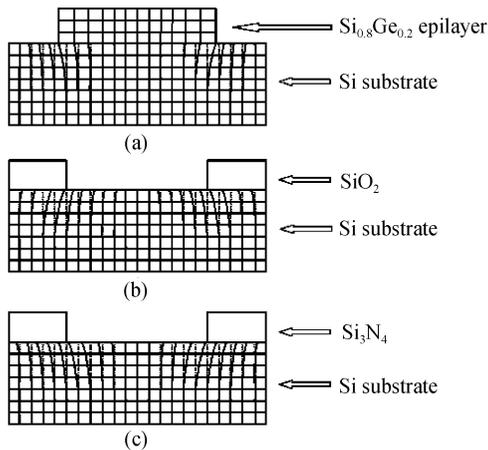


图 2 与窗口中生长 SiGe 薄膜有关的 3 种边缘效应的示意图 (a) 外延薄膜边缘引起的应变弛豫; (b) SiO_2 掩膜的边缘效应; (c) Si_3N_4 掩膜的边缘效应

Fig. 2 Schematic presentation of the three kinds of edge effects for the SiGe film in the window (a) Strain relaxation induced by the edge of SiGe epilayer; (b) Edge effect induced by the mask of the SiO_2 film; (c) Edge effect induced by the mask of the Si_3N_4 film

的平均值). 此外, 边界效应对于薄膜材料的影响显然是随着离开边界距离的增加而降低. 因此在窗口中应变弛豫的平均值, 将随着窗口尺寸的增大而减小. 这就是样品 A 的 SiGe 薄膜中的应变随着窗口尺寸的减小, 其应变(窗口面积中的平均值)会相应地降低的原因. 另外, 从图 1 中可以看到, 窗口尺寸从 $20\mu\text{m} \times 20\mu\text{m}$ 减小至 $6\mu\text{m} \times 6\mu\text{m}$ 时, 应变的变化较为缓慢, 而从 $6\mu\text{m} \times 6\mu\text{m}$ 减小到 $3\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$ 时, 应变下降迅速, 应变弛豫也更显著. 它表明, 边界效应能够较显著影响应变弛豫的范围大约在数微米内. 因此采用微区技术生长 SiGe 时, 当窗口尺寸小于 $3\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$ 时, 必须十分重视边界效应引起的应变弛豫. 此外, 值得注意的是, 这种边缘效应引起的应变弛豫与失配位错引起的应变弛豫完全不同, 它不会在材料中引入任何缺陷, 因而不会引起材料品质的下降.

在上述关于窗口掩膜的边缘效应的讨论中已经指出, 掩膜边缘对外延膜应变的影响是通过衬底表面原子来实现的. 对于 SiO_2 膜的窗口来说, SiO_2 膜中的压应变使窗口中衬底表面原子向内挤压, 引起外延层边缘处应变的上升. 因此可以设想, 如果采用具有张应力的掩膜覆盖在 Si 衬底的表面, 就会引起相反的现象. 它将使窗口中衬底表面原子向外移动, 引起外延层边缘处应变的下降, 参见图 2(c). 由于 PECVD 生长的 Si_3N_4 具有张应变, 因此我们采用 Si_3N_4 作掩膜来验证这一现象, 我们制作了样品 N 和样品 B. 两个样品的制作方法与光刻图样均与样

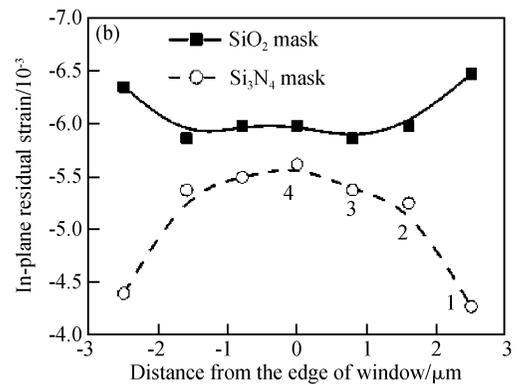
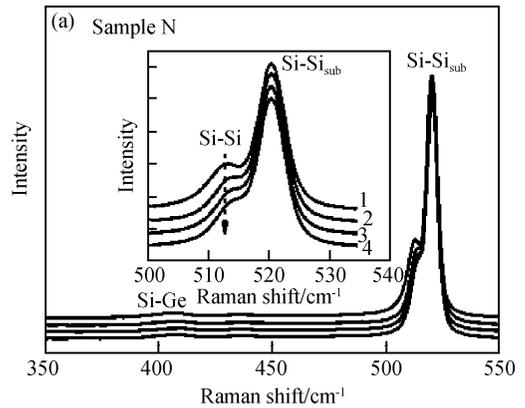


图 3 (a) Si_3N_4 掩膜窗口中 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 薄膜的 Raman 谱(插图是放大的 Si 衬底的 Si-Si_{sub} 模和 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 的 Si-Si 模的谱图); (b) 在 SiO_2 掩膜的窗口中(实线)和 Si_3N_4 掩膜的窗口中(虚线) $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 薄膜的应变分布

Fig. 3 (a) Raman spectra of the $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ film (The inset shows the amplified spectra of the Si-Si_{sub} mode of the Si substrate and the Si-Si mode of the $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ film); (b) Strain distribution of the $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ film in the window with the mask of SiO_2 film (the solid line) and Si_3N_4 film (the dotted line)

品 A 相同, 只是两个样品的掩膜不同. 样品 B 的掩膜是 SiO_2 , 样品 N 的掩膜采用 PECVD 方法生长的 Si_3N_4 . 对于这两个样品, 我们采用了微区 Raman 散射谱^[8,9]技术分别测试它们的 $6\mu\text{m} \times 6\mu\text{m}$ 窗口内不同地方的 SiGe 膜的应变. 为了提高 Raman 散射的信号强度, 两个样品的 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 膜的厚度都提高到 120nm. 测量结果如图 3 所示, 图 3(a) 是 Si_3N_4 掩膜窗口中的 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 膜在不同地方的 Raman 散射谱. 其中的插图是 Si-Si 模放大后的谱. 利用 SiGe 的 Raman 散射谱中的 Si-Si 模, Si-Ge 模的 Raman 位移, 运用下述方程可以计算得到 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 平行于生长面内的应变 ϵ_{\parallel} ^[9].

$$\omega_{\text{Si-Si}} = 520.5 - 62x - \Delta_{\text{Si}}\epsilon_{\parallel} \quad (4)$$

$$\omega_{\text{Si-Ge}} = 400.5 + 14.2x - \Delta_{\text{Ge}}\epsilon_{\parallel} \quad (5)$$

式中 $\omega_{\text{Si-Si}}$ 和 $\omega_{\text{Si-Ge}}$ 分别是 Si-Si 模和 Si-Ge 模峰位处

的波数; Δ_{Si} 和 Δ_{GS} 分别是 Si-Si 模和 Si-Ge 模的应变-位移系数, 其中 $\Delta_{\text{Si}} = 815\text{cm}^{-1}$, $\Delta_{\text{GS}} = 575\text{cm}^{-1}$.

图中 Si-Si 模的位移随着位置的变动而有所变化. 图 3(b) 是利用 Si-Si 模和 Si-Ge 模得到的两个样品的 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 薄膜的应变分布图. 可以看到两个样品的窗口中的 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 薄膜的应变都是不均匀的. 样品 B 边缘处的应变大于中心处; 而样品 N 则相反, 其边缘处的应变小于中心处. 如同在前节中所叙述的那样, 在 SiGe 薄膜的边缘处的应变实际上是上述两种边缘效应——外延 SiGe 膜的边缘效应和介质膜的边缘效应的综合结果. 对于样品 N, 两种效应都使 SiGe 膜的应变下降. 由于边缘效应随着离开边缘的距离增加而下降, 因此 SiGe 膜边缘处的应变最低. 对于样品 B 情况却不一样, 由于 SiO_2 介质膜窗口边缘效应会使 SiGe 膜边缘处应变增加, 而 SiGe 薄膜本身的边缘效应引起的则是应变弛豫, 二者对于应变的影响相反. 由于图 3(b) 显示窗口内 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 边缘处的应变较中心处大, 而 XRD 的测量表明窗口内 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 的应变的平均值较无图形区为小, 因此我们可以得到以下的推论: 外延薄膜边缘引发的应变弛豫影响范围较大, 使窗口内 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 膜的大部分区域的应变降低. 而窗口掩膜的边界效应对 SiGe 应变产生影响的范围较小. 但是在外延膜边缘处, 它的影响是不容忽视的.

从以上的实验结果可以清楚看到, 微区中共度生长的 SiGe/Si 材料的应变与无图形区域生长的材料是有所不同的. 由于应变对一个晶格失配的异质结构材料的物理性质有十分重要的影响, 因此微区生长材料中应变的变化也必然会影响它的物理性质. 下面我们将讨论微区中共度生长 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 材料的退火特性. 实验所用的样品是样品 A 在 $3\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$ 窗口中和在无图形区上生长的 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 薄膜. 退火在氮气气氛中进行, 时间为 30min, 退火温度分别为 650, 750, 850 和 950°C. 样品在退火后用 XRD 技术分别测量了它们的应变. 图 4 是用 XRD 技术测量得到的两个样品在不同温度退火后, 在 $3\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$ 窗口中和在无图形区上的 SiGe 膜中的应变. 可以看到, 样品 A 在 $3\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$ 窗口中的 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 薄膜经过 650 和 750°C 的温度退火后, 它的应变几乎没有发生变化. 在退火温度达到 850°C 以上时, SiGe 薄膜中的应变才略有下降. 应变从 0.75% 下降到 0.72%. 至 950°C 时, 降至 0.71%. 但是对于在同一衬底的无图形区域上以完全相同的生长条件同时生长的 SiGe 材料, 在经过 650°C, 30min 的退火后, 样品 A 的应变就发生了较为显著的变化. 而在退火温度上升到 950°C 时, 应变已经从退火前的 0.76% 下降到 0.63%. 以上的实验结果表明, 在 $3\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$ 窗口中生长的 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 材料的应变具有十分

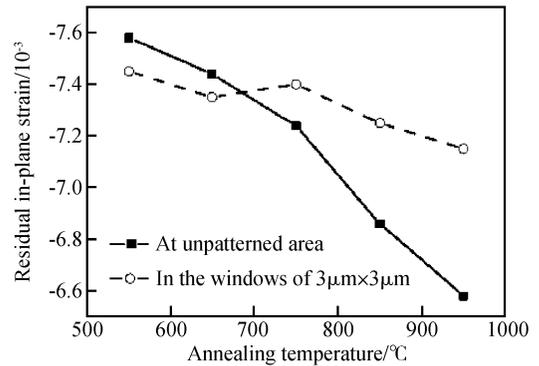


图 4 样品 A 在无图形区和 $3\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$ 窗口中的 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 薄膜, 经退火后的应变与退火温度的关系

Fig. 4 Residual in-plane strain of the $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ film at the unpatterned area and in the window of $3\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$ for sample A as a function of the annealing temperature

良好的热稳定性.

此外, 我们还观察和测量了样品 A 经退火后, 生长在无图形区和 $3\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$ 窗口中 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 膜的位错. 图 5(a) 和 (b) 是退火前窗口中和无图形区的表面形貌的 AFM 的图像 (为了测量位错, 样品经过腐蚀, 所以 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 膜的表面不很平整). 显然在这两个图中, 都很难找到位错线. 而经过 950°C, 30min 退火后, 我们可以看到, 在窗口中的 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 薄膜上仍然很难找到位错线, 而在无图形区出现了位错, 如图 5(c) 和 (d) 所示. 样品经 750 和 950°C 退火后的位错密度和退火温度关系的实验曲线如图 6 所示. 无图形区上生长的 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 薄膜退火后, 位错密度增加得很快. 但是, 在 $3\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$ 窗口中的 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 薄膜, 经过 950°C 退火后, 它的位错密度仍然很低. 这一结果和图 4 所示的退火引起的 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 薄膜中应变的变化情况是一致的. 也就是说, 无图形区 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 薄膜中大量位错的出现导致了 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 薄膜的应变产生显著的弛豫. 但是, 使微区生长的材料在退火后位错密度降低的原因, 除了因为 SiGe 膜中的应变由于边缘效应产生弛豫, 导致位错密度减少外, 另一个原因是窗口的介质膜边缘对位错传播的阻断作用. Fitzgerald 等人^[10] 在研究台面上外延生长薄膜的位错时发现, 失配位错密度随台面直径的减小而线性降低, 并认为这是由于台面的边缘阻断了位错传播的结果. 显然在介质膜窗口中的外延层, 一旦产生位错, 它的传播也必然会遭到窗口介质的阻断. 我们认为, 微区生长 SiGe 材料的良好热稳定性是 SiGe 薄膜的应变弛豫和窗口边缘对于位错阻断两种效应共同作用的结果. 实验中选择了生长于 $3\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$ 窗口中的外延 SiGe 薄膜, 这是因为在前面已经提到, 当窗口尺寸在

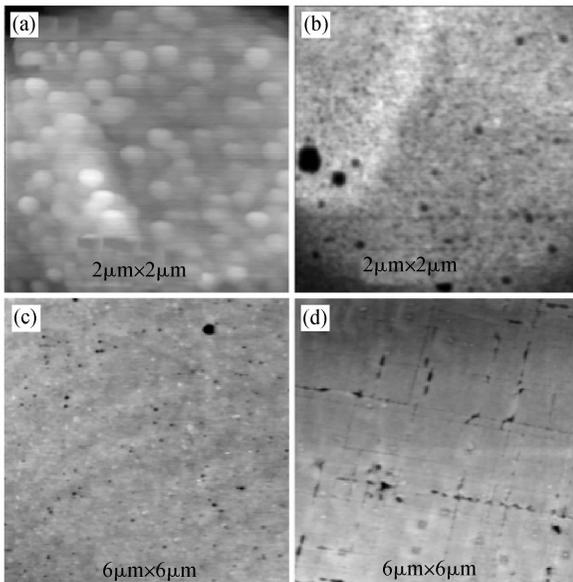


图 5 样品 A 的 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 薄膜, 经腐蚀后用 AFM 技术测量得到的表面形貌 (a) 退火前 (在 $3\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$ 窗口中); (b) 经过 950°C , 30min 退火后 (在 $3\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$ 窗口中); (c) 退火前 (在无图形区); (d) 经过 950°C , 30min 退火后 (在无图形区)

Fig. 5 AFM images of the surface morphology of the etched $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ film of sample A (a) As grown (in the window of $3\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$); (b) After annealing at 950°C for 30min (in the window of $3\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$); (c) As grown (at the unpatterned area); (d) After annealing at 950°C for 30min (at the unpatterned area)

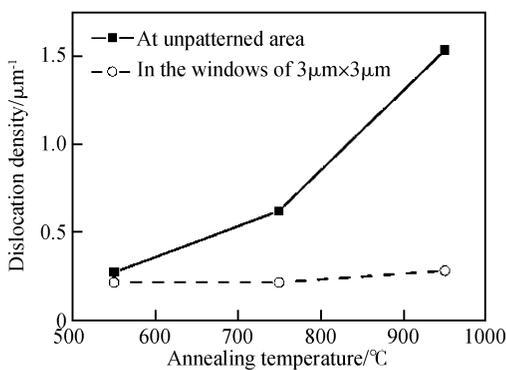


图 6 样品 A 的 $3\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$ 窗口中和无图形区的 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 膜中位错密度与退火温度的关系

Fig. 6 Misfit dislocation densities of the $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ film grown at unpatterned area and in the windows of $3\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$ as a function of the annealing temperature for the sample A

$3\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$ 以下时, 边界效应引起的应变弛豫较大. 同时, 掩模边界的阻断效应也因窗口尺寸较小而变得更为显著起来, 因而可以在很大程度上抑制位错的产生和传播. 而对于尺寸较大的窗口, 边界效应引起的应变弛豫将减小. 在窗口掩模边缘的阻断作用

成为抑制位错的主要原因时, 位错密度将随窗口边长的减小而线性下降. 此外, 微区生长材料的应变在退火后所显示的良好稳定性, 意味着它在高温退火后 SiGe 和 Si 间的互扩散也并不显著, SiGe 材料的组分也是稳定的. 因为如果 SiGe 和 Si 两者之间发生剧烈的互扩散, 必然引起 SiGe 膜中应变的下降.

微区生长 SiGe/Si 材料的良好热稳定性, 对 SiGe 材料的应用具有十分重要的意义. 它表明利用微区生长材料研制器件时, 将允许后续工艺可以在较高温度下进行, 使得 SiGe 器件工艺和 Si 器件工艺间的兼容性更容易得到满足. 更重要的是, 微区生长 SiGe/Si 材料在高温良好的稳定性, 也意味着这种材料可能具有良好的时间稳定性, 降低了 SiGe/Si 材料因应变弛豫导致器件性能下降或失效的可能性, 有望提高器件的可靠性.

4 结论

综合上述的实验结果, 可以看到在微区中共度生长的 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}/\text{Si}$ 异质结构材料, 由于外延薄膜和窗口介质膜的边缘效应引起应变弛豫, 导致了 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 薄膜应变的下降和窗口内应变的不均匀. 这种引入应变弛豫的机理和失配位错引入应变弛豫完全不同. 它不会破坏材料的结晶性, 反之, 当窗口尺寸降低到数微米时, 边缘效应所引起的应变的下降以及窗口边缘对于位错传播的阻断作用, 使 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 薄膜的退火特性获得了很大的提高. 实验表明, 微区的边缘效应不仅对于非共度生长的材料具有重要的影响, 对于共度生长的材料同样也十分重要, 尤其对于研制小尺寸的器件, 这种边缘效应对于器件性能的影响将不可忽视. 这项研究工作说明微区生长技术在上具有广阔的前景.

参考文献

- [1] Fischer A, Richter H. Elastic misfit stress relaxation in heteroepitaxial SiGe/Si mesa structures. *Appl Phys Lett*, 1992, 61: 2656
- [2] Wong S P, Peng H J. Analytic solution of stress distribution under a thin film edge in substrates. *Appl Phys Lett*, 2001, 79: 1628
- [3] Liang Y, Nix W D, Griffin P B, et al. Critical thickness enhancement of epitaxial SiGe films grown on small structures. *J Appl Phys*, 2005, 97: 043519
- [4] Stoica T, Vescan L. Misfit dislocations in finite lateral size $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ films grown by selective epitaxy. *J Cryst Growth*, 1993, 131: 32
- [5] Ishizaka A, Shiraki Y. Low temperature surface cleaning of silicon and its application to silicon MBE. *J Electrochem Soc*, 1986, 133: 666

- [6] Werner J, Lyutovich K, Parry C P. Defect imaging in ultrathin SiGe (100) strain relaxed buffers. *Eur Phys J Appl Phys*, 2004, 27; 367
- [7] Sheng Chi, Jiang Zuimin, Lu Fang. Silicon-germanium superlattices and low dimensional quantum structures. Shanghai, Shanghai Scientific & Technical Publishers, 2004 (in Chinese)[盛旒, 蒋最敏, 陆昉. 硅锗超晶格及低维量子结构. 上海: 上海科学技术出版社, 2004]
- [8] Groenena J, Carles R, Christiansen S, et al. Phonons as probes in self-organized SiGe islands. *Appl Phys Lett*, 1997, 71; 3856
- [9] Tsang J C, Mooney P M, Dacol F, et al. Measurements of alloy composition and strain in thin $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ layers. *J Appl Phys*, 1994, 75; 8098
- [10] Fitzgerald E A, Watson G P, Proano R E, et al. Nucleation mechanisms and the elimination of misfit dislocations at mismatched interfaces by reduction in growth area. *J Appl Phys*, 1989, 65; 2220

Strain and Annealing Effect of SiGe/Si Heterostructure in Limited Area Grown by MBE*

Yang Hongbin, Fan Yongliang, and Zhang Xiangjiu[†]

(Surface Physics Laboratory, Fudan University, Shanghai 200433, China)

Abstract: We report results about the strain and annealing effects for a SiGe/Si structure grown in micron-sized windows by MBE. Experiments show that the strain of the SiGe film in the window is significantly different from that of the film grown on an unpatterned area on the same substrate, the former of which depends not only on the size of the window but also on the stress of the mask material of the window. Experiments also show that the edge effects significantly affect the thermal stability of the $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ film in the window. For $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ film in a window of $3\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$, its strain is relaxed by only less than 4% after the sample is annealed at 950°C for 30min, which is much less than the strain relaxation of the $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ film grown on the unpatterned area on the same substrate under the same annealing condition. We discuss the possible reasons for these results.

Key words: SiGe; strain; dislocation; MBE

PACC: 7340L

Article ID: 0253-4177(2007)08-1226-06

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (No. 60376012)

[†] Corresponding author. Email: xjzhang@fudan.ac.cn

Received 1 February 2007, revised manuscript received 19 April 2007