

· 电子信息材料与器件 ·

Si衬底上3C-SiC异质外延应力的消除

陈 达, 张玉明, 张义门, 王悦湖

(西安电子科技大学微电子学院 西安 710071)

【摘要】利用低压化学气相沉积方法在N型Si衬底上异质外延生长3C-SiC薄膜, 研究和分析了不同碳化工艺和生长工艺对3C-SiC外延层的影响; 探讨了Si衬底3C-SiC异质外延应力的消除机理。通过台阶仪和XRD对不同工艺条件下的外延层质量进行分析, 得到最佳工艺条件的碳化温度为1 000 °C, 碳化时间为5 min, 生长温度为1 200 °C, 生长速度为4 μm/h。对最佳工艺条件下得到的外延层的台阶仪分析表明外延层弯曲度仅为5 μm/45 mm; 而外延层的XRD和AFM分析表明, 3 μm厚度外延层SiC(111)半高宽为0.15°, 表面粗糙度为15.4nm, 表明外延层结晶质量良好。

关键词 3C-SiC; 碳化; 异质外延; 生长; Si衬底

中图分类号 O484

文献标识码 A

doi:10.3969/j.issn.1001-0548.2011.01.025

Strain Reducing in 3C-SiC Film Growth on Si Substrate

CHEN Da, ZHANG Yu-ming, ZHANG Yi-men, and WANG Yue-hu

(School of Microelectronics, Xidian University Xi'an 710071)

Abstract Heteroepitaxial growth of 3C-SiC on n-Si substrates has been performed by low pressure chemical vapor deposition process. The effects of different carbonized conditions and growth conditions on 3C-SiC films are investigated by optical profilometry and X-ray diffraction. The mechanism to reduce the 3C-SiC/Si wafer strain is discussed. The results show that the curvature of the wafer is reduced when the crystalline quality is improved. This can be interpreted that the crystalline quality improvement increases the intrinsic mismatch strain ϵ_m and compensates for the thermoelastic strain ϵ_θ , leading to the reduction of the residual strain. The best process condition is: carbonized temperature 1 000 °C, carbonized time 5min, growth temperature 1 200 °C, and growth rate 4 μm/h. High quality SiC epilayer has been obtained under the above condition and the epilayer curvature of the epilayer is only 5 μm/45 mm. The full-width at half maximum of the SiC(111) peak is 0.15°. The surface roughness is 15.4 nm.

Key words 3C-SiC; carbonized; eteroepitaxial; growth; Si substrate

SiC具有独特的物理性能和电学性能, 击穿电压高、电子饱和漂移速率高、电子迁移率高、热导率高、介电常数小、抗辐射能力强和化学稳定性好, 可用于高温、高压、高速、高频及强辐射等极端条件^[1-2]。相对于同质外延, 3C-SiC具有相对高的电子迁移率、高的饱和电子漂移速度和在Si上生长制作大面积器件的优势, 且SiC器件还具有与成熟的Si器件工艺兼容的特点^[3-5]; 异质外延的SiC还可作为在Si上生长GaN和其他相关材料的缓冲层^[6-7]。所以, Si衬底上3C-SiC的异质外延引起了人们的广泛关注。

异质外延过程中存在因衬底与外延层之间热膨胀系数和晶格常数失配的问题, 导致衬底与外延层

之间存在应力, 产生弯曲, 影响外延层的质量。对于应力的消除, 有着很多不同的方法。如文献[8]尝试在衬底中注锗使得生长12 μm厚的外延层最终曲率为120 μm/45 mm; 还在异质外延生长过程中采用冷壁CVD与热壁CVD相结合的方法, 最终使得6 μm厚的外延层弯曲度小于10 μm/45 mm。文献[9]在异质外延生长过程中掺N, 将厚度为10 μm的外延层弯曲度降低到了40 μm/45 mm; 这些方法在消除应力方面都取得了一定的成功, 但却增加了工艺的复杂性, 加大了异质外延生长过程中的成本。

本文采用LPCVD系统, 通过优化碳化条件, 初步降低外延层弯曲度, 再在该基础上继续对生长条

收稿日期: 2009-10-15; 修回日期: 2010-04-13

基金项目: 国家自然科学基金(60876061); 部级预研基金; 陕西13115创新工程(2008ZDKG-30)

作者简介: 陈 达(1981-), 男, 博士生, 主要从事宽禁带半导体材料与器件方面的研究。

件进行优化, 最大程度地降低外延层弯曲度。通过对外延层弯曲度和结晶质量的分析, 探讨了异质外延应力消除的机理。

1 实验

本文实验采用瑞典Epigress公司的VP508水平式低压热壁CVD系统^[10]。衬底是直径为5.08 cm、厚为360 μm、(111)导向的硅片。生长的源气为硅烷(SiH₄)和丙烷(C₃H₈)。氢(H₂)作为载气, 其流量定为20 L/min, 生长压力为9.7 kPa。实验中通过改变不同的碳化和生长条件, 考察不同工艺对于最终外延层应力和结晶质量的影响。

首先考察碳化条件对外延层的影响。生长一个3 μm的3C-SiC层, 所有样品生长阶段采用相同的温度和相同的气体流量。生长温度为1 200 °C, 硅烷(SiH₄)和丙烷流量分别为15 ml/min和30 ml/min。生长时间为1 h。其间, 为了找到最好的碳化温度, 保持碳化时间为5 min, 同时从950 °C~1150 °C调整碳化温度(以50 °C间隔), 保持最佳碳化温度不变, 从3~7 min调整碳化时间。

其次考察生长条件对外延层的影响。在优化后的碳化条件下改变生长温度分别为1150 °C、1200 °C、1250 °C、1300 °C, 改变生长速率, 通过改变源气即硅烷和丙烷的流量达到, 其中碳硅比保持为6:1。

使用X射线衍射仪分析3C-SiC外延层的结晶质量, 选取不同外延层θ-2θ扫描谱SiC(111)衍射峰的FWHM值进行分析, 结果表明FWHM值越小, 结晶质量越好^[11]。通过光学轮廓测定法测量外延层弯曲度表征外延层应力, 当外延层弯曲度减小时, 残余应力也减小^[12]。使用原子力显微镜分析观测外延层的表面形貌。

2 结果与分析

2.1 Si衬底3C-SiC异质外延分析结果

不同碳化条件下外延层的分析结果分别如图1、图2所示^[13]。图1a为不同碳化温度下测定外延层弯曲度。当碳化温度为900 °C时, 外延层的弯曲度最大, 达到160 μm/45 mm。随着碳化温度的升高, 外延层的弯曲度减小, 在碳化温度为1 000 °C时达到最小, 为44 μm/45 mm。外延层的弯曲度随着碳化温度的升高而升高。图1b为不同碳化温度下SiC(111)衍射峰的FWHM值。在碳化温度为1 000 °C时, 外延层SiC(111)衍射峰的FWHM值最小, 对应于外延层的弯曲度也最小。可以确定最优的碳化温度为1 000 °C。

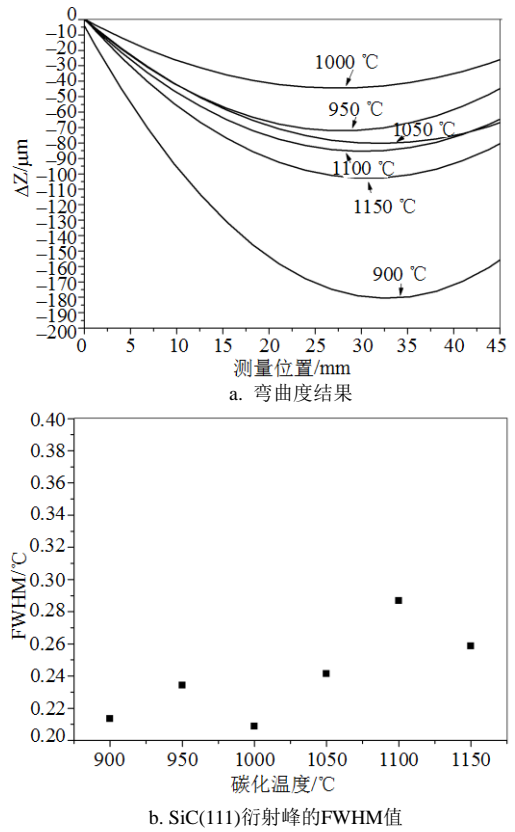


图1 不同碳化温度下Si衬底3C-SiC异质外延分析结果

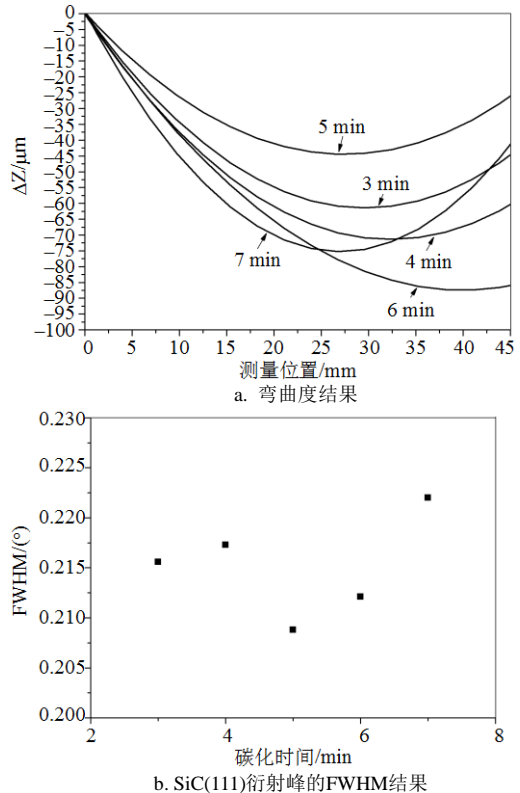


图2 不同碳化时间下Si衬底3C-SiC异质外延分析结果

在最优碳化温度下考察碳化时间的改变对外延层的影响, 如图2所示。在碳化条件为5 min时, 外延层的弯曲度最小, 同时外延层SiC(111)衍射峰的

FWHM值也最小,此时外延层的弯曲度能够降低到44 μm/45 mm,半高宽可以达到0.21°。

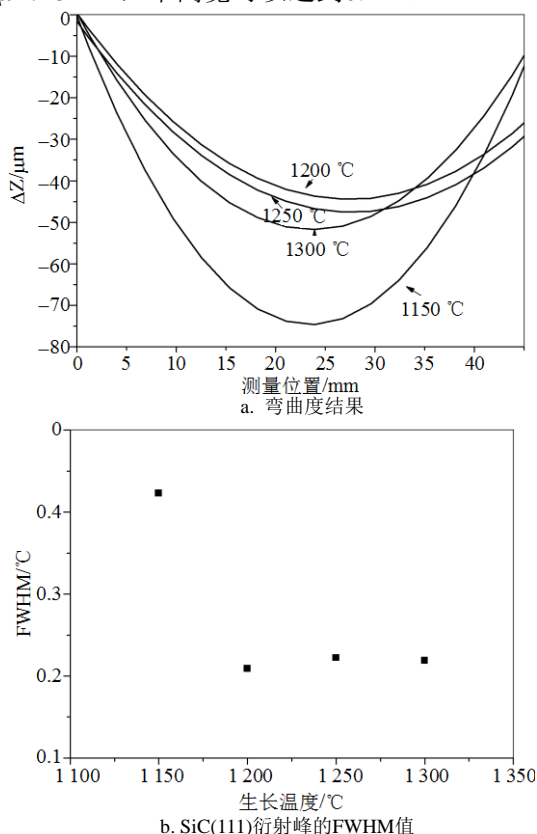


图3 不同生长温度下Si衬底3C-SiC异质外延分析结果

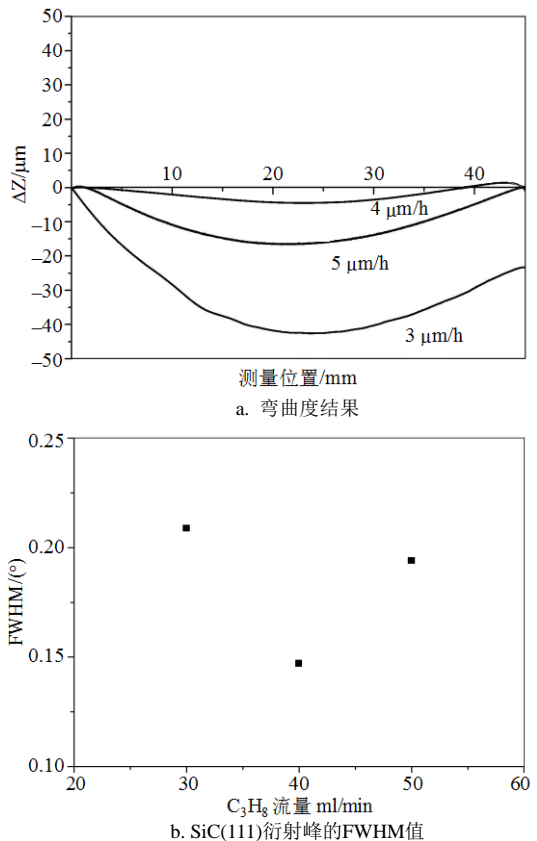


图4 不同生长速度下Si衬底3C-SiC异质外延分析结果

图3为不同生长温度条件下的外延层分析结果。此时固定碳化条件碳化温度为1000 °C,碳化时间为5 min,硅烷和丙烷流量分别为15 ml/min和30 ml/min,生长速度为3 μm/h。在生长温度为1200 °C时,外延层的弯曲度最小,外延层的SiC(111)衍射峰的FWHM值也最小。

图4为不同生长速度下的外延层分析结果。通过改变源气硅烷和丙烷流量改变生长速度。硅烷和丙烷流量分别为20 ml/min和40 ml/min时,生长速度为4 μm/h。而当硅烷和丙烷流量分别为25 ml/min和50 ml/min时,生长速度为5 μm/h。同样生长4 μm外延层,当生长速度为4 μm/h时,外延层质量有显著的提高,弯曲度降低为5 μm/45 mm,而此时SiC(111)半高宽为0.15°,在所有的外延层中结晶质量最好。

通过考察在不同工艺条件下的外延层质量,得出最佳工艺条件为:碳化温度1000 °C、碳化时间为5 min、生长温度1200 °C、硅烷流量为20 ml/min、丙烷流量为40 ml/min时,生长得到的3μm外延层,弯曲度最小,结晶质量最好,其弯曲度仅为5 μm/45 mm, SiC(111)衍射峰半高宽为0.15°。

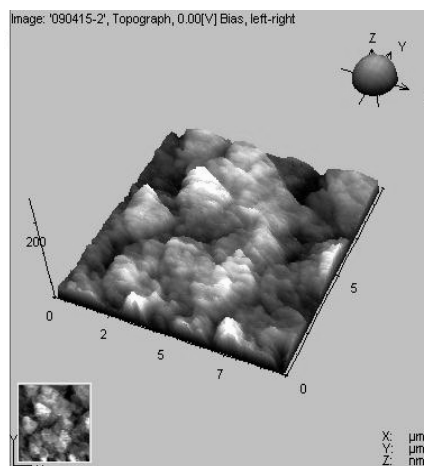


图5 外延片AFM分析结果

为了对表面进行分析以进一步确定外延层的质量,对外延片进行AFM测试。图5所示为10 μm×10 μm的AFM3D表面形貌图片,其RMS为15.4 nm,表明外延层有较好的表面平整度。从图中可以看出,该外延过程为三维岛状生长,有利于表面的平整,说明在优化后的工艺条件下生长的外延层具有很好的平整度。

3.1 Si衬底3C-SiC异质外延应力的消除机理

一般来说,外延层与衬底之间的应力(ϵ_R)来自于两个部分,即:

$$\epsilon_R = \epsilon_\theta + \epsilon_m$$

式中, ϵ_θ 为由于热膨胀系数的不同导致的热应变;

ε_m 为来自于晶格失配产生的应力。由于外延层和衬底之间不同的热膨胀系数导致了热应变^[14]的存在:

$$\varepsilon_\theta = (\alpha_{\text{SiC}} - \alpha_{\text{Si}})\Delta T$$

式中, α_{SiC} 和 α_{Si} 分别为外延层与衬底热膨胀系数; ΔT 为温度的变化量。SiC和Si的热膨胀系数分别为 $5.65 \times 10^{-6}/\text{K}$ 和 $4.61 \times 10^{-6}/\text{K}$ 。由于 $\alpha_{\text{SiC}} > \alpha_{\text{Si}}$,在高温外延生长后冷却至室温时, Si上异质外延的3C-SiC薄膜热应变总是表现为张应力类型, 即 $\varepsilon_\theta > 0$ 。

晶格失配应力作用(ε_m)产生于外延层和衬底间的晶格失配, SiC和Si的晶格常数分别为0.436 nm与0.543 nm, 就3C-SiC/Si系统而言, 由5个基本SiC原子组成的单元略大于由4个硅原子组成的单元, 如图6^[15]所示。

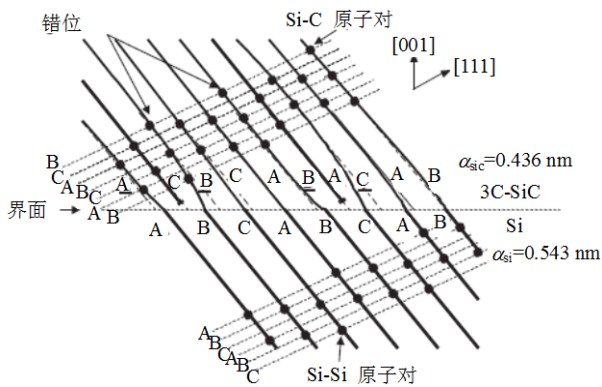


图6 Si衬底与SiC外延层原子堆垛顺序

此时 $5\alpha_{\text{SiC}}/4\alpha_{\text{Si}} > 1$, 所以晶格失配产生的 ε_m 总是表现为压应力, 即 $\varepsilon_m < 0$ 。从图1~图4外延层弯曲度与结晶质量分析结果对比中可以发现, 当FWHM值变小时, 外延层的弯曲度也变小。也就是说, 随着外延层结晶质量的提高, 使得晶格失配产生的 ε_m 增大并抵消 ε_θ , 使得最终的应力 ε_R 减小, 并减小样品的弯曲, 得到较为平整的高质量样品。

3 结论

采用LPCVD方法在N型Si(111)衬底上异质外延生长3C-SiC薄膜, 通过台阶仪和XRD对不同工艺条件下外延层质量进行分析, 得到最佳工艺条件。台阶仪分析表明对最佳工艺条件下得到的外延层弯曲度仅为 $5 \mu\text{m}/45 \text{mm}$; 而XRD分析表明, $3 \mu\text{m}$ 厚度外延层SiC(111)半高宽为 0.15° , 外延层结晶质量良好。最后使用AFM分析得到样品的3D模拟图, RMS(表面粗糙度)为 15.4nm 。热膨胀系数不同导致的热应变(ε_θ)和晶格失配产生的应力(ε_m)分别表现为张应力和压应力。通过适当改变工艺条件, 外延层结晶质量得以提高, 从而晶格失配产生的 ε_m 增大并抵消 ε_θ ; 使得最终的应力 ε_R 减小, 并减小了样品的弯曲,

得到较为平整的、结晶质量高的样品。

参 考 文 献

- [1] SAGAR A, LEE C D, FEENSTRA R M. Morphology and effects of hydrogen etching of porous SiC[J]. Journal of Applied Physics, 2002, 92(7): 4070-4074.
- [2] HWANG J D, FANG Y K, SONG Y J, et al. Epitaxial growth and electrical characteristics of β -SiC on Si by low-pressure rapid thermal chemical vapor deposition[J]. Journal of Applied Physics, 1995, 34(1): 1447-1450.
- [3] NISHIGUCHI T, NAKAMURA M, NISHIO K, et al. Heteroepitaxial growth of (111) 3C-SiC on well-lattice-matched (110) Si substrates by chemical vapor deposition[J]. Applied Physics Letters, 2004, 84(16): 3082-3084.
- [4] BUSHROA A R, JACOB C, SAIJI H, et al. Lateral epitaxial overgrowth and reduction in defect density of 3C-SiC on patterned Si substrates[J]. Journal of Crystal Growth, 2004, 271(1-2): 200-206.
- [5] MULLER S G, BRADY M F, BRIXIUS W H, et al. Sublimation-grown semi-insulating SiC for high frequency devices[J]. Materials Science Forum, 2003, 433-436: 39-44.
- [6] KOMIYAMA J, ABE Y, SUZUKI S, et al. Suppression of crack generation in GaN epitaxy on Si using cubic SiC as intermediate layers[J]. Applied Physics Letters, 2006, 88: 091901.
- [7] CORDIER Y, PORTAIL M, CHENOT S, et al. AlGaN/GaN high electron mobility transistors grown on 3C-SiC/Si(111)[J]. Journal of Crystal Growth, 2008, 310(20): 4417-4423.
- [8] FERRO G, CHASSAGNE T, LEYCURAS A, et al. Strain tailoring in 3C-SiC heteroepitaxial layers grown on Si (100)[J]. Chemical Vapor Deposition, 2006, 12: 483-488.
- [9] ZIELINSKI M, PORTAIL M, CHASSAGNE T, et al. Nitrogen doping of 3C-SiC thin films grown by CVD in a resistively heated horizontal hot-wall reactor[J]. Journal of Crystal Growth, 2008, 310 (13): 3174-3182.
- [10] 贾仁需, 张义门, 张玉明, 等. N型4H-SiC同质外延生长[J]. 物理学报, 2008, 57(10): 6649-6653.
JIA Ren-xu, ZHANG Yi-men, ZHANG Yu-ming, et al. Nitrogen doped 4H-SiC homoepitaxial layers grown by CVD[J]. Acta Physica Sinica, 2008, 57(10): 6649-6653.
- [11] ZHAO Yong-mei, SUN Guo-sheng S, NING Jin, et al. Doped polycrystalline 3C-SiC films deposited by LPCVD for radio-frequency MEMS applications[J]. Chinese Physics Letters, 2008, 25(6): 2269-2272.
- [12] ZIELINSKI M, LEYCURAS A, NDIAYE S, et al. Stress relaxation during the growth of 3C-SiC/Si thin films[J]. Applied Physics Letters, 2006, 89: 131906.
- [13] CHEN D, ZHANG Yu-ming, ZHANG Yi-men, et al. Effect of carbonized conditions on residual strain and crystallinity quality of heteroepitaxial growth 3C-SiC films[J]. Chinese Physics Letters, 2009, 26(8): 086106.
- [14] NAGAPPA S, ZUPAN M, ZORMAN C A. Mechanical characterization of chemical-vapor-deposited polycrystalline 3C silicon carbide thin films[J]. Scripta Materialia, 2008, 59(9): 995-998.
- [15] NAGASAWA H, YAGI K, KAWAHARA T, et al. Reducing planar defects in 3C-SiC[J]. Chemical Vapor Deposition, 2006, 12: 502-508.

编辑 张俊