

Si(100) 面上 3C-SiC 的生长

王引书 李晋闽 张方方 林兰英

(中国科学院半导体研究所 北京 100083)

摘要 1000 °C 下用 SiH₄ 和 C₂H₄ 在 Si(100) 面上用气源分子束外延进行了 SiC 的生长, X 射线双晶衍射和 HREED 表明外延层为 3C-SiC 单晶; 俄歇电子谱分析其中的 Si/C 约为 1.6 用 Nomarski 光学显微镜观察, 其表面存在类似四边形的缺陷; 与不同温度, 不同 C₂H₄ 流量下 Si 衬底碳化形成的碳化层表面进行了比较, 分析了缺陷形成的原因

PACC: 6855, 8115

1 引言

SiC 的许多性能远远优于 Si 和 GaAs^[1], 这使其成为高频、大功率、耐高温、抗辐照的半导体器件的优选材料, 可用于地面核反应堆的监控、石油勘探、环境检测及航空、航天、雷达、通讯等领域中。SiC 体单晶中存在对器件性能有致命影响的微管道缺陷。SiC 薄膜主要是在 SiC 单晶和 Si 单晶衬底上生长。SiC 单晶衬底上外延的 SiC 薄膜中缺陷比较少, 但衬底十分昂贵。虽然 Si 与 SiC 的晶格常数失配为 20%, 热膨胀系数失配为 8%, Si 衬底上外延 SiC 的生长自八十年代后期以来在国际上受到广泛关注。目前 SiC 的外延生长主要采用 CVD 方法在高温下(高于 1200 °C)进行。高温生长除引起杂质的再分布以外, 在降温过程中将产生热应力和失配缺陷。SiC 的气源分子束外延(GSMBE)生长除能够降低生长温度外, 还有利于研究生长动力学, 生长过程中原子面的再构等现象。有许多研究机构从事 SiC GSMBE 生长机理方面的研究^[2~5]。本文报道用 SiH₄ 和 C₂H₄ 在 Si(100) 衬底上用气源分子束外延(GSMBE)生长了 3C-SiC 单晶, 对外延膜的特性进行了观测分析, 并对生长过程中缺陷的形成原因作了初步探讨。

2 实验步骤

实验中选用 SiH₄ 和 C₂H₄ 为生长源, 电阻率为 5~6 Ω·cm 的 n 型 Si(100) 为外延衬底。衬底依次在三氯乙烯、丙酮、无水乙醇和去离子水中清洗后, 在 HNO₃-NH₄OH-H₂O₂-H₂O (1:1:3) 和 HCl-H₂O₂-H₂O (3:1:1) 中依次煮 10min, 每次沸煮之间用 HF(10%) 腐蚀。将除去表面氧化层的衬底快速装入背景真空度为 6.0 × 10⁻⁶ Pa 的生长系统。

1~# 4 样品在 1050 °C 下保持 30min 除去表面氧化层后, 温度降低到 800 °C, 通入 C₂H₄, 将 Si 衬底碳化生成 SiC 缓冲层。碳化后将 # 2~# 4 样品从生长系统中取出进行观察,

1 样品温度升高到 1000 , 同时通入 Si_2H_6 和 C_2H_4 进行 SiC 的生长 # 5 和 # 6 样品在 1150 下保持 30min 除去表面氧化层后, 温度分别降低到 750 和 850 , 通入 C_2H_4 将 Si 衬底碳化生成 SiC 缓冲层 碳化及生长条件见表 1. SiC 的结构用 X 射线双晶衍射和反射式高能电子衍射 (RHEED) 确定, 其表面形貌用 Nomarski 光学显微镜进行观察; 外延层的厚度及其折射率用椭圆偏振仪测量, 其中 SiC 原子的浓度用俄歇电子谱测定

表 1 碳化及生长条件

样品	碳化			生长		
	温度/	$\text{C}_2\text{H}_4/\text{sccm}$	时间/min	温度/	$\text{C}_2\text{H}_4/\text{sccm}$	SiH_6/sccm
# 1	800	0.32	20	1000	0.32	0.24
# 2	800	0.32	20	-	-	-
# 3	800	0.72	20	-	-	-
# 4	800	0.24	20	-	-	-
# 5	750	0.24	20	-	-	-
# 6	850	0.24	20	-	-	-

3 结果及讨论

图 1(见图版 I) 为沿 [011] 方向观察的 # 1 样品的 RHEED 像, 除规则的 SiC 衍射斑点外, 出现了附加的孪晶衍射斑点, 表明外延的单晶层中存在少量的孪晶 图 2 为其 X 射线双晶衍射谱, 图中出现明显的 3C-SiC 的 (002) 和 (004) 衍射峰, 也表明在 Si 衬底上外延生长了 3C-SiC 单晶 用椭圆偏振仪测量的外延层厚度为 48nm, 折射率为 2.64, 与 SiC 的折射率一致 Si 与 SiC 之间的晶格常数失配 20%, Si 衬底上外延生长的 SiC 与 Si 衬底界面之间存在大量的失配缺陷, 而外延层又很薄, 因此, X 射线双晶衍射谱中 SiC 的峰与衬底峰相比, 强度较弱

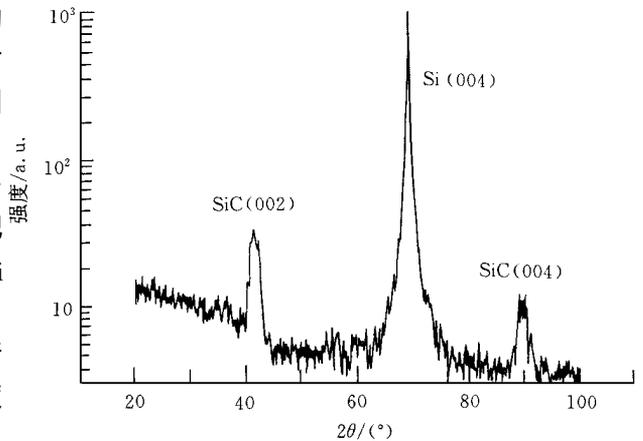


图 2 # 1 样品的 X 射线双晶衍射谱

图 3(见图版 I) 为俄歇能谱测量的 # 1 样品中 SiC 原子的浓度及其随溅射时间的变化关系, Si/C 原子比约为 1.6; Si 衬底与 SiC 之间的区域比较宽, 为缓变区 这说明碳化层没有完全覆盖 Si 衬底表面, 或碳化过程形成的缓冲层中存在空洞, 不能封闭 Si 原子由衬底向外的扩散 在碳化后的升温过程中及生长初期, Si 原子由衬底向外扩散

图 4(见图版 I) 为 Nomarski 光学显微镜观察的样品表面形貌 图 4a 为 # 1 样品的表面形貌, 其表面存在不规则的四边形缺陷 Ishikawa 等^[6]认为表面缺陷起源于热腐蚀 为此, 将 Si 衬底在生长系统中 1050 下退火 2h, 其表面光滑(图 4b), 表明该缺陷并非由热腐蚀产生 将 Si 衬底在 750~800 进行碳化, 表面粗糙, 其形貌不随 C_2H_4 流量的变化而变化, 但在 850 下形成的碳化层表面出现明显的四边形(图 4d), 表明缺陷是 C_2H_4 与 Si 衬底表面反应

形成的,其形貌与碳化温度相关 Mogab 等^[7]研究 C_2H_2 与 Si(111) 的反应时,在 950 °C 下观察到三角形的缺陷,他们认为表面缺陷对应于 Si 原子由衬底向外扩散在衬底留下的空洞区域 碳化初期由衬底向外扩散的 Si 原子与表面吸附的 C_2H_4 反应形成 SiC 岛,随碳化时间的延长, SiC 岛相互连接,已被 SiC 覆盖的区域 Si 的扩散受到抑制,而未覆盖区域成为 Si 原子的扩散通道,该区域表现为表面缺陷 在 750~ 800 °C,表面 C_2H_4 的吸附几率较高, SiC 的成核几率较大,未连接区域的面积较小, Si 原子扩散形成的缺陷尺寸小而无法分辨其形状;随着碳化温度的升高,衬底 Si 原子的扩散增强而 C_2H_4 的吸附减小,表面的 SiC 的成核几率较小, Si 原子的扩散通道大,形成的缺陷的尺寸较大 # 1 样品碳化层表面未形成四边形缺陷,但碳化后的升温过程及生长初期衬底 Si 原子的扩散增强,形成较大的缺陷,后期生长的外延层较薄 (< 50nm),仍观察到四边形的缺陷

4 结论

1000 °C 下用 SiH_6 和 C_2H_4 在 Si(100) 面上生长了 SiC 单晶,单晶中存在少量的孪晶;其表面存在类似于四边形的缺陷,为碳化过程和生长初期 Si 原子由衬底扩散所致 碳化过程形成的表面缺陷的形态与碳化温度相关,碳化温度在 750~ 800 °C 之间,形成较小的缺陷,高于 800 °C 形成明显的类似于四边形的缺陷

参 考 文 献

- [1] H. Morkoc, S. Strite, G. B. Gao *et al.*, *J. Appl Phys* 1994, **76**(3): 1363
- [2] S. Motoyama, N. Norikawa, M. Nasu *et al.*, *J. Appl Phys*, 1990, **68**(1): 101.
- [3] L. B. Rowland, R. S. Kern, S. Tanaka *et al.*, *Appl Phys Lett*, 1993, **62**: 3333
- [4] R. S. Kern, R. F. Davis, *Appl Phys Lett*, 1992, **71**(8): 1356
- [5] T. Yoshinobu, H. Mitsui, Y. Tarui *et al.*, *Jpn J. Appl Phys*, 1992, **31**: L 1580
- [6] Y. Ishikawa, N. Ikeda, M. Kenmochi *et al.*, *Surf Sci*, 1985, **159**: 256
- [7] C. J. Mogab and H. J. Leamy, *J. Appl Phys*, 1974, **45**: 1075A.

Growth of 3C-SiC on Si(100)

Wang Yinshu, Li Jinmin, Zhang Fangfang, Lin Lanying

(*Institute of Semiconductors, The Chinese Academy of Sciences, Beijing 100083*)

Received 18 March 1998, revised manuscript received 9 June 1998

Abstract SiC is grown on Si(100) at 1000 °C with SiH_6 and C_2H_4 . The results of double X-ray diffraction and Reflect High Energy Electron Diffraction indicate that the epilayer is 3C-SiC single crystal. The Si/C ratio of the epilayer measured with AES is 1.6. Defects of square-like are observed on the surface with Nomarski optical microscope. The morphology of epilayer is compared with that of carbonized layers formed under different temperatures and C_2H_4 fluxes. The formation origin of defects is discussed.

PACC: 6855, 8115