

采用 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 渐变缓冲层技术生长 Si基 Ge 薄膜及其性质分析

张 航, 陈诺夫, 杨秀钰, 徐甲然, 陈 梦, 陶泉丽

(华北电力大学可再生能源学院, 北京 102206)

摘 要: 利用超高真空磁控共溅沉积系统在 Si(100) 衬底上溅射 Ge 组分渐变的 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 缓冲层, 并在其上制备 Ge 薄膜, 采用快速热退火 (RTA) 对 Ge 薄膜进行退火处理。采用 X 射线衍射仪、拉曼光谱测试仪、扫描电子显微镜对 Ge 薄膜表征。结果表明: 使用该方法制备的 Ge 薄膜及缓冲层界面清晰; 沉积 Ge 薄膜的临界结晶温度约为 375 °C; 在 800 °C, 110 s 的退火条件下随衬底温度的升高, Ge 薄膜由 Ge(220) 择优生长转变为 Ge(111) 择优生长。衬底温度 500 °C 时磁控溅射沉积的 Ge 薄膜, 经 800 °C, 110 s 快速退火处理后的 Ge(111) 衍射峰峰强占比达到 74%, 平均晶粒尺寸达到 41 nm, 为后续替代锗单晶作为多结电池衬底材料打下良好的基础。

关键词: 磁控溅射; Ge 薄膜; 快速热退火; $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 缓冲层; 择优生长

中图分类号: TM914.4

文献标识码: A

0 引 言

目前, 以锗单晶作为衬底的三结太阳能电池因其转换效率高应用最为广泛^[1]。但锗是典型的稀散金属且价格昂贵, 可供开采的锗资源匮乏。且目前的切片技术所得锗片的厚度为 100~300 μm , 而在叠层电池中有效的 Ge 厚度仅约为 10 μm ^[2]。在硅衬底生长高质量 Ge 薄膜来替代锗单晶可大幅度节约材料, 降低成本。

硅锗晶格失配高达 4.2%, 在硅衬底上直接外延 Ge 薄膜将引入大量失配位错, 降低 Ge 薄膜质量, 影响电池后续制备^[3]。如何制备高质量的硅衬底 Ge 薄膜是制备 Ge 薄膜多结太阳能电池的关键问题^[4]。为提高薄膜质量, 许多报道采用 Ge 组分渐变的 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 作为缓冲层以减少因晶格失配带来的晶体缺陷。Thomas 等^[5]采用化学气相沉积设备生长 10 μm -SiGe/1 μm -Ge, 制备出位错密度低至 $1 \times 10^5 \text{ cm}^{-2}$ 的 Ge 薄膜。Wang 等^[6]采用化学气相沉积方法制备掺 C 的 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 薄膜, 并在其上外延 Ge 薄膜, 得到 Ge 薄膜晶体质量良好。磁控溅射沉积技术具有溅射速度快、均匀致密的特点^[7], 与化学气

相沉积设备相比, 通过控制双靶溅射功率可方便地控制溅射速率, 从而控制 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 缓冲层的组分, 提高 Ge 薄膜晶体质量。本文利用高真空磁控共溅射系统在 Si(100) 衬底上溅射 Ge 组分渐变的 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 缓冲层, 制备高择优取向 Ge 薄膜并探究衬底温度、退火温度、退火时间对 Ge 薄膜晶体质量的影响。

1 实 验

实验设备为 JB-550A 高真空多靶磁控溅射系统, 衬底为单面抛光, 电阻率为 $0.05 \Omega \cdot \text{cm}$, 厚度为 300 nm 的单晶 Si(100) 硅片。在溅射沉积之前, 首先对 Si 衬底表面进行处理: 将硅片放入乙醇中超声波清洗 6 min 去除有机杂质, 放入 5% 浓度的 HF 溶液中浸泡 3 min 去除硅衬底表面的 SiO_2 , 用去离子水冲洗干净并使用高纯氮气吹扫干净, 放入溅射系统准备溅射。衬底温度为 300~500 °C, 溅射气体为高纯氩气, 本底真空为 $4 \times 10^{-4} \text{ Pa}$, 溅射气压为 0.5 Pa, 首先在 Si 衬底上溅射沉积 Ge 组分以每层 10% 递增的 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 渐变缓冲层, 考虑到两者的功率匹配以及功率太高会对靶材造成损害, 功率太

收稿日期: 2018-06-28

基金项目: 国家自然科学基金(61006050); 北京市自然科学基金(2151004); 中央高校基本科研专项资金(2016MS50; 2018QN054)

通信作者: 陈诺夫(1959—), 男, 博士、教授, 主要从事新型光伏材料、太阳能发电系统方面的研究。nfchen@ncepu.edu.cn

低沉积速度过慢的影响,经过前期实验条件的摸索,并使用 EDS 分别确定每层的 Ge 组分,最终确定 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 渐变缓冲层中各层 Si 靶功率和 Ge 靶功率如表 1 所示,每层溅射 20 min,缓冲层总厚度约 $2\text{ }\mu\text{m}$ 。然后以 100 W 的功率在其上磁控溅射纯 Ge 层 6 h,速率 600 nm/h ,Ge 薄膜总厚度约 $3.6\text{ }\mu\text{m}$ 。

表 1 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 缓冲层各组分 Si 靶与 Ge 靶的功率

组分	功率/W	
	$P(\text{Si})$	$P(\text{Ge})$
$\text{Si}_{0.9}\text{Ge}_{0.1}$	60.0	40.0
$\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$	60.0	60.0
$\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$	60.0	80.0
$\text{Si}_{0.6}\text{Ge}_{0.4}$	55.0	100.0
$\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$	35.0	100.0
$\text{Si}_{0.4}\text{Ge}_{0.6}$	25.0	100.0
$\text{Si}_{0.3}\text{Ge}_{0.7}$	15.0	100.0
$\text{Si}_{0.2}\text{Ge}_{0.8}$	8.5	100.0
$\text{Si}_{0.1}\text{Ge}_{0.9}$	3.7	100.0

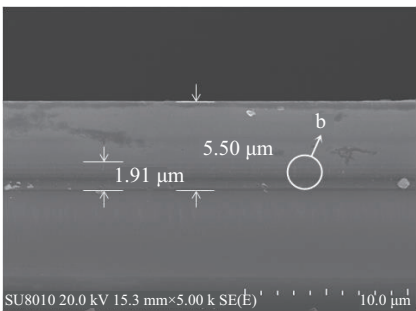
制备好的薄膜在 RTA-500 快速热退火设备中进行快速热退火处理,分别控制退火温度和退火时间,第 1 组样品退火温度控制为 $600\sim 900\text{ }^{\circ}\text{C}$,退火时间固定为 90 s。第 2 组样品退火时间控制为 $30\sim 150\text{ s}$,退火温度固定为 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

制备的 Ge 薄膜的物相结构分析采用 X 射线衍射仪(XRD, BrukerD8),晶化程度分析采用显微共焦激光拉曼光谱仪(INVIA-Reflex),表面形貌分析以及元素分布采用扫描电子显微镜(SEM, 日立 SM8010)。

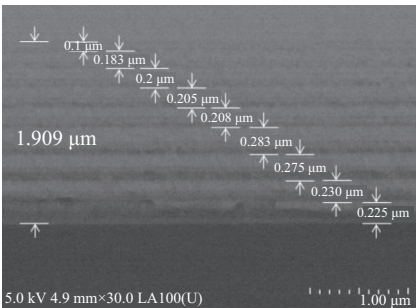
2 结果与讨论

2.1 Ge 薄膜及 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 缓冲层的结构

图 1 为衬底温度 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 磁控溅射的外延薄膜截面 SEM 图像,图 1a 是总体外延层截面图像,图 1b 是图 1a 中圆圈部位的渐变缓冲层截面放大图像。可看出 Ge 组分渐变的缓冲层界面比较清晰,溅射的缓冲层厚度约为 $1.91\text{ }\mu\text{m}$,外延 Ge 薄膜厚度约为 $3.59\text{ }\mu\text{m}$,总体溅射厚度为 $5.50\text{ }\mu\text{m}$ 。



a. $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 渐变缓冲层和外延 Ge 薄膜总体图像



b. a 图圆圈部位的 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 渐变缓冲层放大图

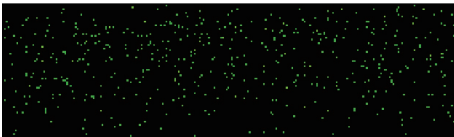
图 1 衬底温度 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时外延薄膜截面 SEM 图像

Fig. 1 SEM diagram of section of epitaxial films at $500\text{ }^{\circ}\text{C}$

图 2 为 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 渐变缓冲层的截面 EDS(Si, Ge) 元素分布图。Si 图中白色元素点代表 Si 元素,Ge 图中的白色元素点代表 Ge 元素,可发现由于溅射功率的不同,缓冲层中 Ge 原子浓度由表面至衬底逐渐降低,而 Si 原子浓度逐渐升高,表明形成 Ge 组分渐变的缓冲层。



a. Si



b. Ge

图 2 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 渐变缓冲层的截面 EDS 元素分布图

Fig. 2 EDS elemental spectrum of section of $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ buffer layers

2.2 衬底温度对薄膜制备的影响

图 3 为不同衬底温度下溅射制备样品的 XRD 图像,样品的溅射衬底温度分别为 $300、350、375、400、500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。从图 3 可知,在 $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 衬底温度下样

品仅在 $2\theta = 69^\circ$ 处出现单晶硅衬底的衍射峰, 并未出现任何锗的衍射峰, 说明在 350°C 以下溅射时, Ge 薄膜只存在非晶相, 无纳米晶粒出现, 375°C 衬底温度下溅射的样品开始在 $2\theta = 27^\circ, 45^\circ, 53^\circ$ 有 3 个明显的晶态衍射峰出现, 分别对应 Ge(111)、Ge(220)、Ge(311) 晶面衍射峰, 其中 Ge(111)、Ge(220) 晶面衍射峰峰强较强, 说明此温度下 Ge 薄膜已晶化; 随着衬底温度的进一步升高, Ge(111)、Ge(220)、Ge(311) 晶面衍射峰峰强均增长迅速。通常随着衍射峰的增强, 衍射峰变得尖锐, 半高宽下降, 晶粒尺寸增大。在 375°C 、 400°C 、 500°C 衬底温度下溅射的样品, Ge(111) 晶面衍射峰的半高宽分别为 0.597° 、 0.51° 、 0.318° , 利用 Scherrer 公式计算得 Ge 纳米晶粒的平均尺寸分别约为 15.1、16.3、27.1 nm。说明随着衬底温度的升高, Ge 薄膜的结晶性越来越好, 温度的升高有利于晶粒的长大。

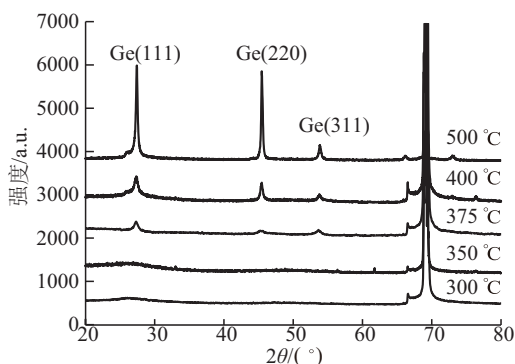


图3 不同衬底温度制备的Ge薄膜XRD图

Fig. 3 XRD spectra of Ge thin films at different substrate temperatures

可推断出当衬底温度较低时, 沉积到基片表面的锗原子团还不具备足够的能量克服转变为小晶粒的能量势垒。随着衬底温度的升高, 锗原子扩散速率和扩散能增大, 锗原子获得足够的能量扩散到平衡位置, 晶粒生长速率增大从而晶粒尺寸增大, 薄膜结晶质量改善。

图4为不同衬底温度下溅射样品的Raman图谱, 已知Ge晶向峰在 300 cm^{-1} 波数处, 在衬底温度为 300°C 时, Raman 光谱上未检测到任何峰位, 350°C 时 Raman 光谱在 275 cm^{-1} 波数处出现波包, 375°C 时 Raman 光谱在 282 cm^{-1} 波数处有峰, 400°C 时 Raman 光谱在 290 cm^{-1} 波数处有峰, 500°C 时 Raman 光谱在 299 cm^{-1} 波数处有峰且较 400°C 峰强较强, 半高宽较窄。

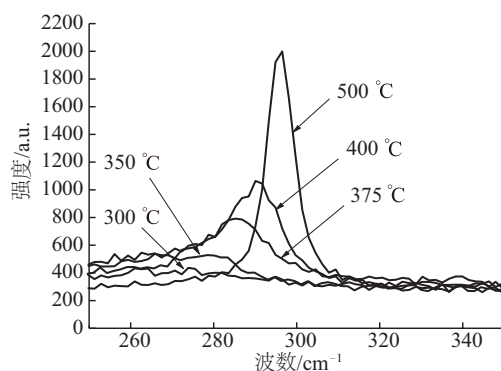


图4 不同衬底温度制备的Ge薄膜Raman图

Fig. 4 Raman spectra of Ge thin films at different substrate temperatures

拉曼光谱锗的衍射峰峰位随着衬底温度的升高而不断蓝移, Ge 薄膜衍射峰变的更强更尖锐, 说明 Ge 薄膜随着衬底温度的升高结晶性越来越好, 这与 XRD 测量结果一致。当衬底温度升高到 375°C 时 Ge 薄膜开始出现衍射峰, 所以将 375°C 定义为溅射沉积 Ge 薄膜的临界结晶温度。

为了更精确计算 Ge 薄膜晶化程度, 对 Raman 光谱进行高斯拟合分峰处理, 把混晶相的 Raman 峰分解成 3 个峰, 非晶相峰约在 275 cm^{-1} , 晶粒较小的纳米晶相峰在 $280\sim 290\text{ cm}^{-1}$ 之间, 晶相峰约在 300 cm^{-1} 。利用式(1)计算 Ge 薄膜结晶度:

$$X_c = \frac{I_c + I_m}{I_c + I_m + I_a} \quad (1)$$

式中, X_c ——样品的结晶度; I_a ——拟合后非晶向峰面积; I_c ——拟合后晶向峰面积; I_m ——拟合后纳米晶相峰的面积。分峰结果如表2所示, 表中峰“1”代表非晶 Ge 特征峰, 峰“2”代表混晶相 Ge 特征峰, 峰“3”代表晶相 Ge 特征峰, 计算得出衬底温度 375°C 时 Ge 薄膜的晶化率为 14.4%; 衬底温度 400°C 时 Ge 薄膜的晶化率为 71%; 衬底温度 500°C 时 Ge 薄膜的晶化率为 97.2%。

2.3 退火温度对薄膜制备的影响

在 500°C 衬底温度下溅射沉积的 Ge 薄膜已晶化, 但 Ge 薄膜的 Ge(111) 晶面衍射峰强度和 Ge(220) 晶面衍射峰强度基本相同, 并未出现择优取向。快速热退火(RTA)是目前发展较快的一种退火工艺, 快速热退火对薄膜的晶体结构有较大的影响, 因此对 500°C 衬底温度下溅射沉积的 Ge 薄膜进行快速热退火处理。

表2 375、400、500 ℃衬底温度下制备的Ge薄膜分峰拟合结果

Table 2 Fitting results of Ge thin films at 375, 400 and 500 ℃

峰	峰位/cm ⁻¹			积分面积/a.u.			半高宽/cm ⁻¹		
	375 ℃	400 ℃	500 ℃	375 ℃	400 ℃	500 ℃	375 ℃	400 ℃	500 ℃
1	275.2	276.1	275.2	164.1	604.7	88.5	68.8	30.7	0.3
2	283.1	286.7	297.6	21.8	143.5	1214.5	12.2	8.8	21.6
3	299.1	298.0	297.2	5.9	1329.9	1894.1	7.2	4.8	6.7

图 5 为不同温度退火制备的 Ge 薄膜的 XRD 谱图。样品的退火温度分别为 550~900 ℃,退火时间固定为 90 s。从图中可看出,Ge(111)晶面衍射峰随着退火温度的升高,半高宽变窄,峰强增强;Ge(220)晶面衍射峰随退火温度的升高峰强先增强后减弱。Ge(311)晶面衍射峰在退火温度变化时峰强基本不变。

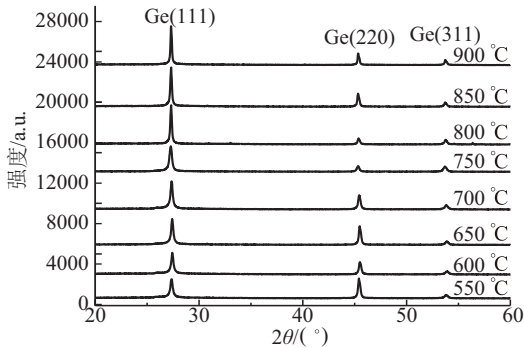


图5 不同退火温度制备的Ge薄膜XRD图
Fig. 5 XRD spectra of Ge thin films at different annealing temperatures

为更精确地描述各退火温度下的晶体质量,计算样品 Ge(111)峰强占比 I(111)%并利用 Scherrer 公式计算各样品的平均晶粒尺寸,结果如图 6 所示。由图 6 可看出 I(111)%随着退火温度先增大后

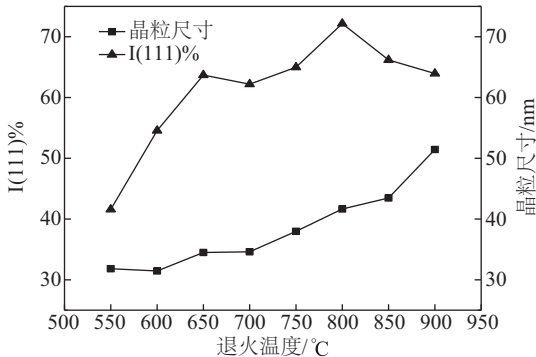


图6 Ge薄膜的I(111)%、晶粒尺寸与退火温度的关系曲线
Fig. 6 Relation between grain size and I(111)% with annealing temperatures

减小,在退火温度为 800 ℃时达到峰值 73%,这是因为金刚石结构的(111)晶面是原子密排面,表面能最低而生长速度最慢,(110)晶面的表面能居中,生长速率较快,而(311)晶面表面能最高,生长速度最快,在磁控溅射的过程中(311)晶面由于表面能最高而被快速耗尽,(111)和(110)晶面呈现竞争生长模式,随着退火温度的升高,根据能量最低原理,表面能最低的(111)晶面迅速生长并占主导地位。

通过分析晶粒大小和退火温度的关系可看出 700 ℃退火温度以下,平均晶粒尺寸缓慢增大,700 ℃退火温度以上平均晶粒尺寸迅速增大,由晶化热力学和动力学理论可知随着退火温度的升高,晶粒形核和长大的速度均提高,到 700 ℃以上后晶粒相互扩散、吞并,从而进一步增大晶粒尺寸。晶粒尺寸增大,择优取向趋势增大均有助于制备高质量的 Ge 薄膜以替代锗单晶,800 ℃退火温度以上时锗衍射峰强度基本不发生变化,综合 2 种因素和节约能源的考虑,确定 800 ℃为较好的退火温度。

2.4 退火时间对薄膜质量的影响

为探究最佳退火条件,控制退火温度为 800 ℃,退火时间为 30~150 s。图 7 为不同退火时间下样品的 XRD 谱图,从图中可看出样品中随着退火时间的增加,Ge(111)晶面衍射峰逐渐增强,当退火时

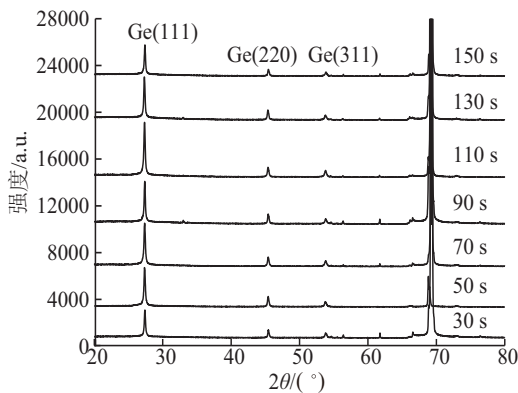


图7 不同退火时间制备的Ge薄膜XRD图
Fig. 7 XRD spectra of Ge thin films at different annealing time

间达到 110 s 时, Ge(111)晶面衍射峰达到最强, 之后又逐渐减弱。

计算 Ge(111)晶面衍射峰占比并根据谢乐公式对晶粒尺寸进行计算, 如图 8 所示, 随着退火时间的增加, 晶粒尺寸, I(111)% 呈现逐渐增大又略减小的趋势, 均在 110 s 时达到最佳值。

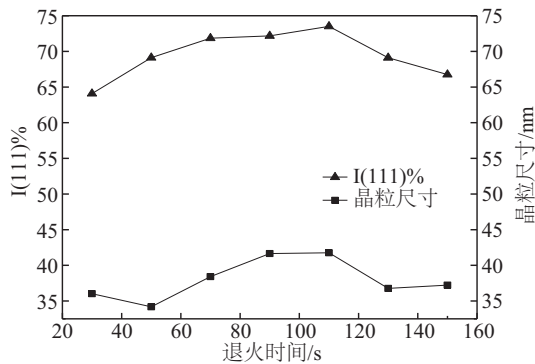


图8 Ge薄膜的I(111)%、晶粒尺寸与退火时间的关系曲线

Fig. 8 Relation between grain size and I(111)% with annealing time

由图 8 可看出, 在退火初始阶段, 随着退火时间的不断延长, Ge 薄膜晶化越来越充分, 锗晶粒不断长大, 当锗晶粒长大到一定程度之后, 退火时间再延长, 可能存在一种晶界增生和移动机制, 促使大晶粒分裂, 从而导致平均晶粒尺寸减小^[8]。晶粒尺寸变化范围 34~41 nm, I(111)% 变化范围 64%~74%, 变化幅度远小于退火温度对晶粒尺寸和 I(111)% 的影响。说明当退火温度升高时, Ge 薄膜获得的能量更多, 更易形核和长大, 相对于退火时间而言对 Ge 薄膜晶体质量的影响更大。

2.5 最佳工艺参数

磁控溅射沉积 Ge 薄膜的晶化率不同对后续退火有一定的影响, 在上述最佳退火条件下, 我们对衬底温度分别为 300、400、500 °C 晶化率分别为 0%、71%、97% 的 Ge 薄膜进行退火, 以探索制备 Ge 薄膜的最佳工艺参数。图 9 为 800 °C, 110 s 条件下不同衬底温度的 Ge 薄膜 XRD 谱图。衬底温度为 300 °C 的 Ge 薄膜 Ge(111) 与 Ge(311) 晶面衍射峰很低, 呈现 Ge(220) 择优生长; 衬底温度为 400 °C 时 Ge 薄膜 Ge(220) 晶面衍射峰下降, Ge(111)、Ge(311) 晶面衍射峰均有升高, 增长速率 Ge(111) 大于 Ge(311), 衬底温度为 500 °C 时 Ge(111) 晶面衍射峰

迅速增长, Ge(220)、Ge(311) 晶面衍射峰基本保持不变, 呈现 Ge(111) 择优生长。择优取向的不同主要是因为 (110) 晶面生长速率大于 (111) 晶面生长速率, 衬底温度为 300 °C 时, Ge 薄膜退火过程是非晶态向晶态转变的过程, Ge(220) 由于生长速率快呈现 Ge(220) 择优取向生长; 衬底温度为 500 °C 时, Ge 薄膜退火前已晶化, 在退火过程中, 根据能量最低原理, Ge 薄膜会向着能量最低的方向生长, (111) 晶面的表面能小于 (110) 晶面的表面能, 因而呈现 Ge(111) 择优取向生长^[9]。

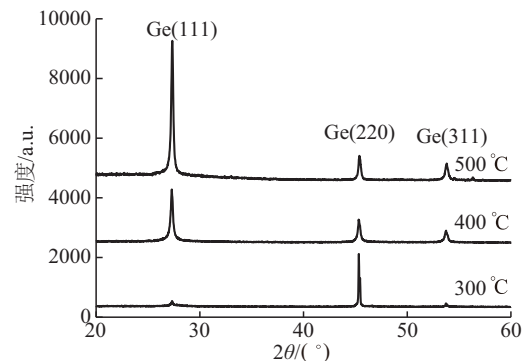


图9 不同衬底温度制备的Ge薄膜XRD图

Fig. 9 XRD spectra of Ge thin films at different substrate temperatures

利用谢乐公式计算晶粒尺寸, 结果如表 3 所示, 衬底温度为 300 °C 时晶粒尺寸为 89.4 nm, 400 °C 时晶粒尺寸为 30.6 nm, 500 °C 时晶粒尺寸为 33.7 nm, 衬底温度为 300 °C 时薄膜为非晶态, 晶体形核需要克服从非晶转变为小晶粒的能量势垒, 因此较难形核而更易长大, 形成少而大的晶粒; 衬底温度为 400 °C 时 Ge 薄膜已部分晶化, 一方面由于晶粒长大过程中吞并已晶化的晶粒所需的能量大于吞并未晶化的锗原子的能量, 另一方面在退火过程中会在非晶中重新形核, 从而晶胚增多, 导致当衬底温度为 400 °C 时 Ge 薄膜晶粒尺寸显著减小, 所

表3 300、400、500 °C 衬底温度下制备的Ge薄膜峰强占比与晶粒尺寸

Table 3 I(111)%, I(220)% and grain size of Ge thin films at 300, 400 and 500 °C

衬底温度/°C	I(111)%	I(220)%	晶粒尺寸/nm
300	6.65	73.29	89.40
400	57.41	25.12	30.60
500	74.51	12.20	33.70

以在 XRD 图像上表现为峰值增加,半高宽增大;当衬底温度为 500 ℃时的 Ge 薄膜相比 400 ℃时的 Ge 薄膜晶化程度高,非晶重新形核数量少,晶胚减小,所以 500 ℃时晶粒尺寸有所增加。

Ge(111)晶向择优生长相比 Ge(220)晶向更利于后期扩散工艺中对扩散深度的控制,所以综合考虑,该方法制备 Ge 薄膜的最佳工艺参数为衬底温度 500 ℃,退火温度 800 ℃,退火时间 110 s。

3 结 论

利用渐变 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 缓冲层在高真空磁控共溅沉积系统中制备 Ge 薄膜,并经过快速热退火处理改善 Ge 薄膜的晶体质量,采用 SEM、XRD、Raman 散射对所制备的薄膜进行结构表征,得到以下结论:衬底温度越高,制备的薄膜晶化程度越高,375 ℃为溅射沉积 Ge 薄膜的临界结晶温度。随着退火温度的升高,Ge(111)晶面衍射峰峰强占比先增强后减弱。当退火温度低于 700 ℃时,晶粒尺寸缓慢增大;退火温度高于 700 ℃晶粒生长速率增加,晶粒尺寸迅速增大。随着退火时间的增加,Ge(111)晶面衍射峰峰强占比和平均晶粒尺寸均先增大后减小,但相比于退火温度影响较弱。在最佳退火条件下,随着衬底温度的升高,Ge 薄膜会由 Ge(220)择优转变为 Ge(111)择优。衬底温度为 500 ℃时,在 800 ℃、110 s 最佳退火条件下制备的 Ge 薄膜,Ge(111)衍射峰峰强占比达到 74%,平均晶粒尺寸达到 41 nm,为后续替代锗单晶作为多结电池衬底材料打下良好的基础。

[参考文献]

- [1] 铁剑锐,许 军,肖志斌,等.大面积高效率空间用三结砷化镓太阳电池的研究[J].太阳能学报,2016,37(12):3077—3080.
- [1] Tie Jianrui, Xu Jun, Xiao Zhibin, et al. Study of large area high efficiency triple junction GaAs solar cell[J]. Acta Energaie Solaris Sinica, 2016, 37(12): 3077—3080.
- [2] 高 伟,张 宝,薛 超,等.超薄 GaInP/GaInAs/Ge 太阳电池研究[J].电源技术,2014,38(6):1069—1070.
- [2] Gao Wei, Zhang Bao, Xue Chao, et al. Ultra- thin GaInP/GaInAs/Ge solar cell[J]. Chinese Journal of Power Sources, 2014, 38(6): 1069—1070.
- [3] 王 锦,陶 科,李国峰,等.氢气氛退火对硅上低温外延制备的硅锗薄膜性能的影响[J].无机材料学报,2017,32(2):191—196.
- [3] Wang Jin, Tao Ke, Li Guofeng, et al. Effect of hydrogen annealing on the property of low-temperature epitaxial growth of sige thin films on Si substrate[J]. Journal of Inorganic Materials, 2017, 32(2): 191—196.
- [4] Kim Byongju, Kim Sun-Wook, Jang Hyunchul, et al. Selective epitaxial growth of compressively strained Ge layers on Si in 40-nm trench arrays[J]. Thin Solid Films, 2014, 557: 55—60.
- [5] Thomas S G, Bharatan S, Jones R E, et al. Structural characterization of thick high-quality epitaxial Ge on Si substrates grown by low-energy plasma-enhanced chemical vapor deposition[J]. Journal of Electronic Materials, 2003, 32(9): 976—980.
- [6] 王荣华,韩 平,夏冬梅,等. $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$:C 缓冲层上 Ge 薄膜的 CVD 外延生长[J].半导体学报,2006,27(z1):151—154.
- [6] Wang Ronghua, Han Ping, Xia Dongmei, et al. Chemical vapor deposition of Ge films on $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$: C buffers[J]. Journal of Semiconductors, 2006, 27(z1): 151—154.
- [7] Sutter P, Müller E, Tao S, et al. Magnetron sputter epitaxy of Si/Ge heterostructures[J]. Selected Topics in Group IV and II-VI Semiconductors, 1996, 157(1-4): 172—176.
- [8] 冯团辉,卢景霄,张宇翔,等.快速光热退火法制备多晶硅薄膜的研究[J].电子元件与材料,2005,24(2):26—28.
- [8] Feng Tuanhui, Lu Jingxiao, Zhang Yuxiang, et al. Study of preparing polycrystalline silicon thin films by RTA[J]. Electronic Components & Materials, 2005, 24(2): 26—28.
- [9] Chen Nuo-Fu, Tao Quanli, Wei Lishuai, et al. Crystallization of amorphous silicon films by photon-involved rapid thermal annealing[J]. Journal of Physics D Applied Physics, 2017, 50(43): 1—13.

GROWTH AND CHARACTERIZATION OF Ge THIN FILMS WITH GRADED $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ BUFFER ON Si SUBSTRATE BY DUAL TARGETS MAGNETRON SPUTTERING

Zhang Hang, Chen Nuofu, Yang Xiuyu, Xu Jiaran, Chen Meng, Tao Quanli

(College of Renewable Energy, North China Electric Power University, Beijing 102206, China)

Abstract: Ge thin film with graded $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ buffer layers were prepared by dual targets magnetron sputtering on Si(100) substrate, The Ge film was annealed with rapid thermal annealing (RTA) equipment. Ge thin film was characterized using X-ray diffraction (XRD), Raman spectrometer, scanning electron microscope (SEM). The results show that the interface of epitaxial layers is clear; deposition of germanium film critical crystallization temperature is about 375 °C; Under the annealing condition of 800 °C, 110 seconds, germanium films present Ge(220) preferred orientation growth when substrate temperature is 300 °C, germanium films present Ge(111) preferred orientation growth when substrate temperature is 500 °C, analyzes the reasons for those results and determine the best process parameters is 500 °C substrate temperature, 800 °C annealing temperature and 110 seconds annealing time, under this condition germanium film Ge(111) orientation reached 74%, and its grain size reached 41nm for subsequent instead of single crystal germanium as multi-junction concentrated battery substrate material provides a effective foundation.

Keywords: magnetron sputtering; germanium film; RTA; $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ buffer layers; preferred orientation growth