

电极间距对 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜结构特性的影响*曹宇¹⁾²⁾ 张建军^{2)†} 严干贵¹⁾ 倪攀²⁾ 李天微²⁾ 黄振华²⁾ 赵颖²⁾

1) (东北电力大学电气工程学院, 吉林 132012)

2) (南开大学光电子薄膜器件与技术研究所, 光电信息技术科学教育部重点实验室, 光电子薄膜器件与技术天津市重点实验室, 天津 300071)

(2013年10月13日收到; 2013年12月21日收到修改稿)

采用射频等离子体增强化学气相沉积 (RF-PECVD) 技术, 使用 SiH_4 加 GeH_4 的反应气源组合生长微晶硅锗 ($\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$) 薄膜. 研究了电极间距对 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜结构特性的影响. 发现薄膜中的 Ge 含量随电极间距的降低逐渐增加. 当电极间距降至 7 mm 时, $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜具有较大的晶粒尺寸并呈现较强的 (220) 择优取向, 同时具有较低的结构因子. 通过薄膜结构特性的变化分析了反应气源的分解状态, 认为 Ge 含量的提高主要是 SiH_4 的分解率降低所导致的. 在较窄的电极间距 (7 mm) 下, 等离子体中 GeH_3 基团的比例较大, 增强了 Ge 前驱物的扩散能力, 使 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的质量得到提高.

关键词: 微晶硅锗, 电极间距, 滞留时间, 射频等离子体增强化学气相沉积

PACS: 68.35.bj, 79.60.Dp, 81.15.Gh

DOI: 10.7498/aps.63.076801

1 引言

硅基薄膜太阳能电池具有弱光响应好、原材料消耗少和柔性可卷曲等优势^[1], 但在目前光伏组件大幅降价的背景下, 硅基薄膜太阳能电池要想在光伏产业中占据一席之地, 就必须不断寻求在转换效率上的突破. 至今为止, p-i-n 型^[2] 和 n-i-p 型^[3] 硅基薄膜太阳能电池的最高效率都是由非晶硅/非晶硅锗/微晶硅三结叠层太阳能电池所创造的. Huang 等通过 AMPS 软件对三结叠层电池结构进行了模拟计算, 发现要实现太阳光谱能量在三结子电池之间的平均分配, 达到理论转换效率, 底电池的最佳带隙应该在 1.0 eV 左右^[4]. 传统微晶硅 ($\mu\text{c-Si:H}$) 薄膜的带隙为 1.1 eV, 不能满足要求, 但通过在 $\mu\text{c-Si:H}$ 中掺入一定量的 Ge 形成 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜, 就可以使材料具备这样的窄带隙特征^[5-15]. 因此如果能够生长出高质量的 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜, 将其应用到三结叠层电池底电池的吸收层当中, 则有

望进一步提高硅基薄膜太阳能电池的转换效率. 目前, 基于 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 的三结叠层太阳能电池的转换效率已达 12% 以上, 极具发展潜力^[6].

$\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜属于二元合金材料, 通常使用射频^[7] 或甚高频^[8] 等离子体增强化学气相沉积技术, 采用硅源加锗源的混合气体进行制备, 常用的硅源气体为 SiH_4 ^[7] 或 Si_2H_6 ^[8], 常用的锗源气体为 GeH_4 ^[9] 或 GeF_4 ^[10]. 由于硅源和锗源这两种反应气源的离解能各不相同, 它们在等离子体中的分解比例也不尽相同, 使得 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的沉积状态变得十分复杂, 因此要生长高质量的 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜, 对反应气源分解状态的探究显得尤为重要. 本文采用 SiH_4 加 GeH_4 的反应气源组合, 结合 X 射线荧光光谱、拉曼光谱、X 射线衍射 (XRD) 谱、红外吸收谱和原子力显微镜 (AFM) 等表征手段, 详细研究了电极间距对 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜结构特性的影响, 并对不同电极间距下生长 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的反应气源分解状态进行了分析.

* 国家重点基础研究发展计划 (批准号: 2011CBA00705, 2011CBA00706, 2011CBA00707)、国家自然科学基金 (批准号: 61377031)、天津市应用基础及前沿技术研究计划 (批准号: 12JCQNJC01000) 和东北电力大学博士科研启动基金 (批准号: BSJXM-201304) 资助的课题.

† 通讯作者. E-mail: jjzhang@nankai.edu.cn

2 实验

$\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的制备均在线列式七室连续 RF-PECVD 沉积系统中进行, 采用喷淋式电极结构, 激发频率为 13.56 MHz. 反应气源为 SiH_4 和 GeH_4 , 稀释气源为 H_2 . 衬底是经过 10% HF 酸腐蚀后的 Corning Eagle 2k 玻璃. 实验中所采用的衬底温度、压力和辉光功率分别为 200 °C, 400 Pa 和 60 W, 硅锗浓度 $(\text{S}+\text{G})\text{C} = ([\text{SiH}_4] + [\text{GeH}_4]) / ([\text{SiH}_4] + [\text{GeH}_4] + [\text{H}_2]) = 1.5\%$, 锗浓度 $\text{GC} = [\text{GeH}_4] / ([\text{SiH}_4] + [\text{GeH}_4]) = 7\%$, 电极间距分别为 25 mm, 15 mm, 10 mm 和 7 mm. 通过对沉积时间的调节, 使 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的厚度控制在 600—650 nm 之间

$\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的 Ge 含量 (x) 由型号为 Magix PW2403 的全自动 X 射线荧光光谱仪测量. 采用型号为 LabRam HR800 的拉曼光谱仪测试 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的拉曼光谱, 激发波长为 633 nm. 采用型号为 Rigaku D/MAX 2500 的 X 射线衍射仪测试 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的 XRD 谱. 采用型号为 Magna2560E. S. P 的傅里叶变换红外光谱仪对样品进行测试, 可以得到 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的红外吸收谱. 采用型号为 SPA-400 SPM UNIT 的原子力显微镜对 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的表面形貌特征进行测试.

3 结果

3.1 生长速率和 Ge 含量

图 1 为不同电极间距下 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的生长速率和 Ge 含量. 随着电极间距由 25 mm 降低

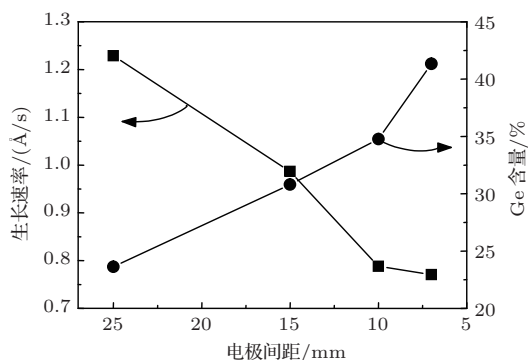


图 1 不同电极间距下 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的生长速率和 Ge 含量

到 7 mm, $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的生长速率由 1.23 Å/s 逐渐减小到 0.77 Å/s, 薄膜的 Ge 含量由 23.6% 逐渐增加到 41.3%.

3.2 拉曼光谱

图 2 为不同电极间距下 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的拉曼光谱, 其中 280 cm^{-1} , 400 cm^{-1} 和 500 cm^{-1} 附近的三个峰分别对应 Ge—Ge 键, Si—Ge 键和 Si—Si 键的 TO 模振动峰 [13]. 如图所示, 随着电极间距的降低, Ge—Ge 键和 Si—Ge 键的特征峰逐渐增强, Si—Si 键特征峰的峰值逐渐向短波数移动, 这都是由于薄膜中 Ge 含量的增加所造成的 [14]. 从图中还可看出, 这个系列 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜 Si—Si 键特征峰的峰形基本重合, 说明薄膜的晶化率随着电极间距的降低基本保持不变.

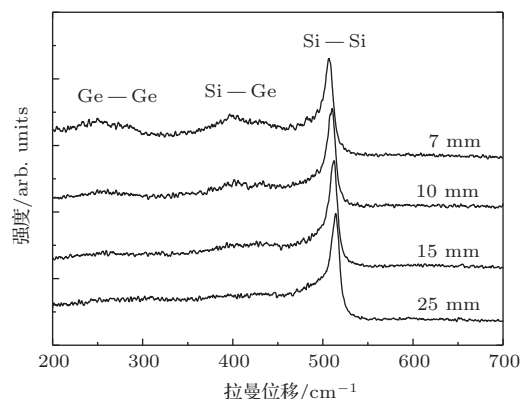


图 2 不同电极间距下 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的拉曼光谱

3.3 XRD 谱

图 3(a) 为不同电极间距下 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的 XRD 谱, 其中 28.4° , 47.2° 和 56.1° 处的特征峰分别对应 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜 (111), (220) 和 (311) 三个晶向的衍射峰 [15]. 从图中可以看出, 当电极间距为 25 mm 时, $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜三个晶向衍射峰的强度均较弱. 随着电极间距的降低, (220) 晶向衍射峰的强度显著增强. 为了定量分析电极间距对薄膜结构取向的影响, 我们定义 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的取向因子为 [16]

$$f_{hkl} = \frac{I_{hkl}/I_{0hkl}}{\sum I_{hkl}/I_{0hkl}}, \quad (1)$$

其中, f_{hkl} 代表 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的取向因子; I_{hkl} 代表薄膜 (hkl) 晶向的衍射峰强度; I_{0hkl} 代表无择优取向标准 Si 粉末样品的衍射峰强度. 不同电极间距下 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜 (111), (220) 和 (311)

晶向的取向因子如表 1 所示, $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜均表现出了 (220) 晶向的择优, 并且随着电极间距的降低, 薄膜 (220) 晶向的取向因子由 0.402 增加到了 0.602, 说明薄膜 (220) 晶向的择优取向逐渐增强. $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的 (220) 晶向的平均晶粒尺寸可以应用 Scherrer 公式计算得到:

$$D = \frac{k\lambda}{\beta \cdot \cos\theta}, \quad (2)$$

式中 θ 为布拉格衍射角; β 为 X 射线衍射峰的半高宽 (FWHM); λ 为入射 X 射线的波长 ($\lambda = 0.15406$ nm); $k = 0.89$. 图 3 (b) 为不同电极间距下 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜 (220) 衍射峰的 FWHM 和 (220) 晶向的平均晶粒尺寸 [17]. 如图所示, 随着电极间距由 25 mm 降低到 7 mm, (220) 晶向的平均晶粒尺寸由 14.6 nm 持续增加到 22.6 nm.

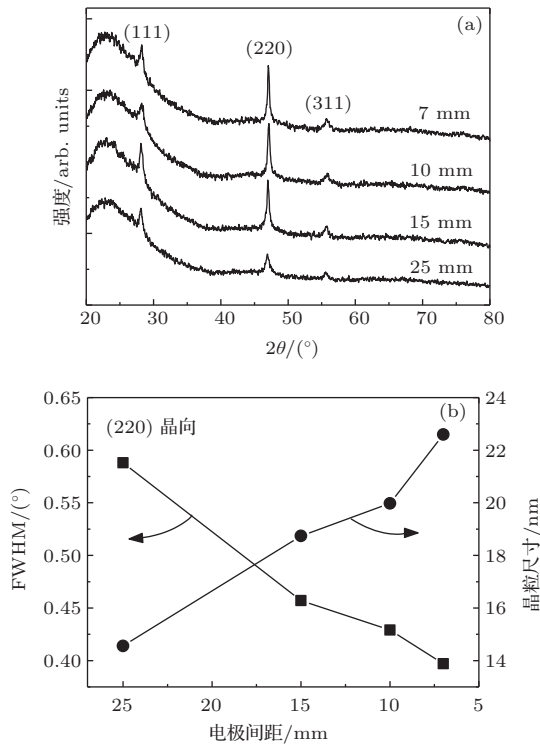


图 3 不同电极间距下 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜 (a) XRD 谱; (b) (220) 衍射峰的 FWHM 和 (220) 晶向的平均晶粒尺寸

表 1 不同电极间距下 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜 (111), (220) 和 (311) 晶向的取向因子

电极间距 /mm	取向因子		
	(111)	(220)	(311)
25	0.279	0.402	0.319
15	0.218	0.563	0.219
10	0.177	0.591	0.232
7	0.176	0.602	0.222

3.4 红外吸收谱

不同电极间距下 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的红外吸收谱如图 4 (a) 所示, 利用吸收谱 1800 cm^{-1} 到 2250 cm^{-1} 之间的吸收带可以拟合出峰位在 1880 cm^{-1} , 2000 cm^{-1} 和 2090 cm^{-1} 分别代表 Ge—H 键、Si—H 键和 Si—H₂ 键伸展模的吸收峰. 其中, Ge—H 键和 Si—H 键中键合的 H 被认为是位于致密的网格中; 而 Si—H₂ 键中键合的 H 则被认为是位于空洞的内表面或者晶界 [18]. 因此, Si—H₂ 键的吸收峰强度与总伸展模吸收峰强度的比值可以当作代表 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜是否致密的参数, 这个参数被称为微结构因子, 由以下公式计算得出 [15]:

$$R = \frac{I_{\text{Si-H}_2}}{I_{\text{Ge-H}} + I_{\text{Si-H}} + I_{\text{Si-H}_2}}, \quad (3)$$

其中, R 代表微结构因子; $I_{\text{Ge-H}}$, $I_{\text{Si-H}}$ 和 $I_{\text{Si-H}_2}$ 分别代表 Ge—H 键、Si—H 键和 Si—H₂ 键的吸收峰强度. $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的微结构因子随电极间距的变化如图 4 (b) 所示. 当电极间距由 25 mm 降低至 15 mm 时, $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的微结构因子由 0.424 增加到 0.457, 继续降低电极间距至 7 mm 时, 薄膜的微结构因子又随之降低到 0.437.

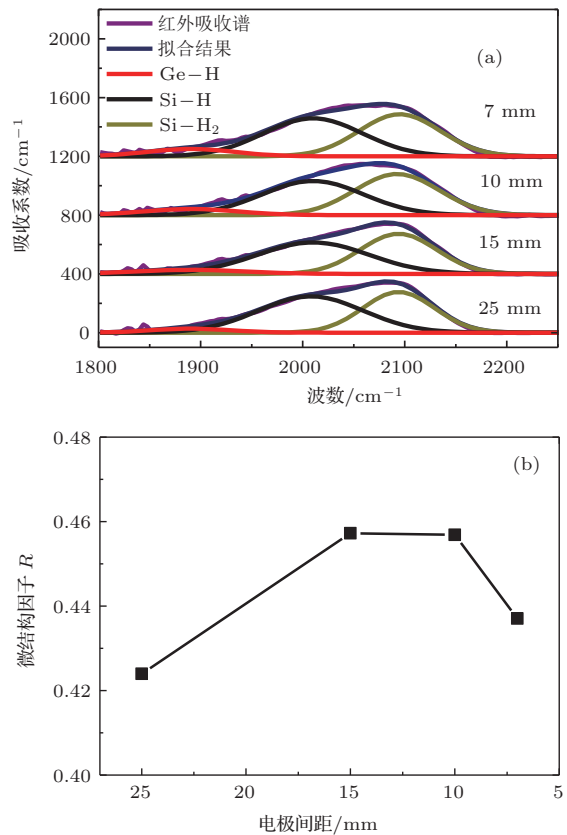


图 4 (网刊彩色) 不同电极间距下 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜 (a) 红外吸收谱; (b) 微结构因子

4 讨 论

如图1所示, 电极间距的降低会导致 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜生长速率的下降和Ge含量的提高. 通过电极间距对气体滞留时间的影响可以解释这一变化, 气体滞留时间可以由下式估算[19,20]:

$$t_{\text{res}} = \frac{Ad_{\text{el}}p_{\text{dep}}}{f_{\text{total}}p_0}, \quad (4)$$

其中 t_{res} 为气体滞留时间; A 为电极面积; d_{el} 为电极间距; p_{dep} 为沉积气压; f_{total} 为气体总流量; p_0 为标准大气压. 由(4)式可知, 在其他沉积参数均不变的情况下, 电极间距的降低会缩短气体的滞留时间. 滞留时间的缩短可以减少反应气源的分解时间, 使分解出的反应前驱物数量也随之减少, 导致生长速率有所下降. 由于我们使用的反应气源为 SiH_4 和 GeH_4 , 其中 GeH_4 离解能比 SiH_4 低1.1 eV, 因此 GeH_4 更容易分解[21]. 据Doyle等的报道, GeH_4 在等离子体中的分解速率一般为 SiH_4 的4—5倍[22], 这使得 GeH_4 在较短的滞留时间下就可以分解的较为充分, 因此滞留时间的缩短主要是减少了等离子体中 SiH_4 的分解, 生长速率的下降也主要是由于Si前驱物数量的降低所导致的, 这也相应的提高了Ge前驱物占总前驱物的比例, 使 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的Ge含量随着电极间

距的降低由23.6%提高到41.3%. 对于 $\mu\text{c-Si:H}$ 薄膜来说, 电极间距的降低会使薄膜的晶化率有所升高[23]. 而从图2中我们发现, 不同电极间距下 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的晶化率基本一致, 这是由于在 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的制备中, 电极间距的降低同时促进了薄膜Ge含量的增加, 而Ge具有抑制晶化的效果[7]. 因此在这双重因素的共同影响下, 使 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的晶化率随着电极间距的降低基本保持不变.

由 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的红外吸收谱和XRD谱可知, 薄膜在电极间距为7 mm和25 mm时都具有较低微结构因子. 而在电极间距为7 mm时, 薄膜同时也具有较强的(220)择优取向和较大的晶粒尺寸. 从 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的生长动力学角度来看, Ge前驱物比Si前驱物的黏滞系数高、扩散能力弱, Ge掺入薄膜会导致薄膜网络结构有序度的降低. 因此, Ge前驱物的扩散能力就成为了影响 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜微结构因子与晶粒尺寸的关键.

通过前面的分析可知, 在这个电极间距系列的实验中, GeH_4 的分解均是较为充分的. 当电极间距为7 mm时, 反应气体的滞留时间较短, GeH_4 的分解时间也较短, 此时等离子中Ge前驱物主要由以下反应生成:

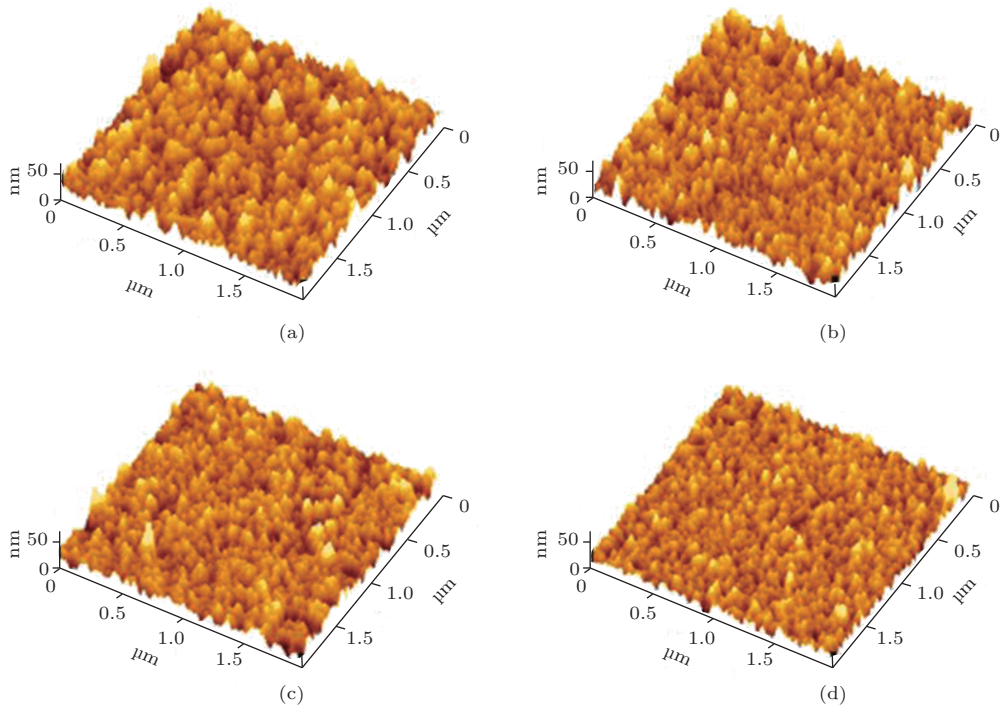
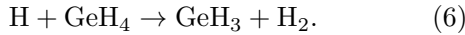
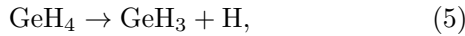
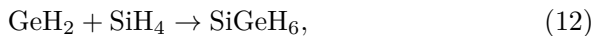
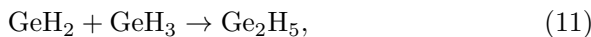
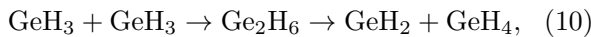
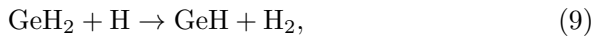
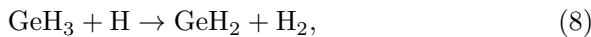


图5 (网刊彩色) 不同电极间距下 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的AFM图谱(取样范围为 $2\ \mu\text{m} \times 2\ \mu\text{m}$) (a) 25 mm, RMS = 8.90 nm; (b) 15 mm, RMS = 7.25 nm; (c) 10 mm, RMS = 6.41 nm; (d) 7 mm, RMS = 5.89 nm



因此在 Ge 前驱物中, GeH₃ 基团的比例较大. 而 GeH₃ 基团具有较强的扩散能力, 可以提高 Ge 近邻薄膜结构的有序度, 并且有利于晶粒的生长, 使 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜获得了较大的晶粒尺寸. 当薄膜的晶化率相似时, 晶粒尺寸越大就说明晶界(存在大量的缺陷和微空洞)的成分比例越小. 并且从该薄膜的 AFM 图(图 5 (d))中也可看到, 此时薄膜表面的晶粒均匀且致密, 因此使得 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜具有了较低的结构因子.

随着电极间距的增加, 反应气源的滞留时间变长, GeH₄ 分解的时间也变长, 会使以下反应逐渐增多(只列出与 Ge 前驱物相关的部分反应):



其中反应 (7)—(10) 促使了 GeH_x ($x \leq 2$) 基团数量的增加, 反应 (10)—(12) 则形成了高聚物结构. 这些基团的粘滞系数高, 会降低 Ge 前驱物在薄膜生长表面的扩散长度, 导致 Ge 近邻薄膜结构的无序度增加, 薄膜的晶粒尺寸也随之减小. 从图 5 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的 AFM 图谱中可以看出, 此时薄膜的表面 RMS 粗糙度较大, 晶粒的均匀性较差, 使得 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的结构因子有所增加.

当电极间距为 25 mm 时, $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜具有该系列最大的表面 RMS 粗糙度, 但其结构因子却会有一定的降低, 这是由于电极间距的提高同时促进了薄膜 Ge 含量的降低, 此时 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的 Ge 含量仅为 23.6%, 比电极间距为 7 mm 时 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的 Ge 含量降低了 17.7%, Ge 含量的降低减少了 Ge 相关无序结构的密度, 因此使薄膜的结构因子又有了一定的降低^[24].

5 结 论

本文采用 SiH₄ 加 GeH₄ 的反应气源组合生长 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜, 着重研究了电极间距对 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜结构特性的影响. 结果表明, 在不同电极间距下 GeH₄ 的分解均是较为充分的, 电极间距的降低只会减小等离子体中 SiH₄ 的分解率, 相应的使薄膜的 Ge 含量增加. 在较窄的电极间距 (7 mm) 下, 等离子体中 GeH₃ 基团的比例较高, 使 Ge 前驱物具有较强的扩散能力, 从而在 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜中形成了均匀且致密的晶粒分布, 使薄膜获得了较强的 (220) 择优取向、较大晶粒尺寸和较低的结构因子. 因此, 较窄的电极间距是制备高质量的 $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ 薄膜的关键因素之一.

参考文献

参考文献

- [1] Shah A, Torres P, Tschärner R, Wyrsh N, Keppner H 1999 *Science* **285** 692
- [2] Kim S, Chung J W, Lee H, Park J, Heo Y, Lee H M 2013 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **119** 26
- [3] Yan B J, Yue G Z, Sivec L, Yang J, Guha S, Jiang C S 2011 *Appl. Phys. Lett.* **99** 113512
- [4] Huang Z H, Zhang J J, Ni J, Cao Y, Hu Z Y, Li C, Geng X H, Zhao Y 2013 *Chin. Phys. B* **22** 098803
- [5] Ganguly G, Ikeda T, Nishimiya T, Saitoh K, Kondo M, Matsuda A 1996 *Appl. Phys. Lett.* **69** 4224
- [6] Cao Y, Zhang J J, Li C, Li T W, Huang Z H, Ni J, Hu Z Y, Geng X H, Zhao Y 2013 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **114** 161
- [7] Cao Y, Zhang J J, Li T W, Huang Z H, Ma J, Yang X, Ni J, Geng X H, Zhao Y 2013 *Journal of Semiconductors* **34** 034008
- [8] Dun Y L, Zhang J J, Zhang L P, Zhang X, Cao Y, Hao Q Y, Geng X H, Zhao Y 2011 *Journal of Optoelectronics Laser* **22** 382 (in Chinese)[敦亚琳, 张建军, 张丽平, 张鑫, 曹宇, 郝秋艳, 耿新华, 赵颖 2011 光电子激光 **22** 382]
- [9] Cao Y, Zhang J J, Li T W, Huang Z H, Ma J, Ni J, Geng X H, Zhao Y 2013 *Acta Phys. Sin.* **62** 036102 (in Chinese)[曹宇, 张建军, 李天微, 黄振华, 马峻, 倪华, 耿新华, 赵颖 2013 物理学报 **62** 036102]
- [10] Gu S B, Hu Z X, Zhang J J, Sun J, Yang R X 2007 *Journal of Optoelectronics Laser* **18** 539 (in Chinese)[谷士斌, 胡增鑫, 张建军, 孙建, 杨瑞霞 2007 光电子激光 **18** 539]
- [11] Kim S, Park C, Lee J C, Cho J S, Kim Y 2013 *Thin Solid Films* **534** 214
- [12] Matsui T, Chang C W, Takada T, Isomura M, Fujiwara H, Kondo M 2009 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **93** 1100
- [13] Isomura M, Nakahata K, Shima M, Taira S, Wakisaka K, Tanaka M, Kiyama S 2002 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **74** 519
- [14] Miyazaki S, Takahashi H, Yamashita H, Narasaki M, Hirose M 2002 *J. Non-Cryst. Solids* **299** 148

- [15] Cao Y, Zhang J J, Li T W, Huang Z H, Ma J, Yang X, Ni J, Geng X H, Zhao Y 2013 *Journal of Optoelectronics Laser* **24** 924 (in Chinese)[曹宇, 张建军, 李天微, 黄振华, 马峻, 杨旭, 倪隼, 耿新华, 赵颖 2013 光电子激光 **24** 924]
- [16] Zhong C J, Tanaka H, Sugawa S, Sugawa S, Ohmi T 2005 *Thin Solid Films* **493** 54
- [17] Scherrer P 1918 *Gött. Nachr.* **2** 98
- [18] Wagner H, Beyer W 1983 *Solid State Commun.* **48** 585
- [19] Guo Q C, Geng X H, Sun J, Wei C C, Han X Y, Zhang X D, Zhao Y 2007 *Acta Phy. Sin* **56** 2790 (in Chinese) [郭群超, 耿新华, 孙建, 魏长春, 韩晓艳, 张晓丹, 赵颖 2007 物理学报 **56** 2790]
- [20] Roschek T, Rech B, Müller J, Schmitz R, Wagner H 2004 *Thin Solid Films* **451** 466
- [21] Rajesh K, Brodie D E 1994 *Thin Solid Films* **249** 254
- [22] Doyle J R, Doughty D A, Gallagher A 1992 *J. Appl. Phys.* **71** 4727
- [23] Chowdhury A, Mukhopadhyay S, Ray S 2010 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **94** 1522
- [24] Zhang J J, Cao Y, Li T W, Huang Z H, Ma J, Ni J, Zhao Y 2013 *International Photonics and Optoelectronics Meetings* Wuhan, China, May, 2013 ASa3A.32

Influences of electrode separation on structural properties of $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ thin films*

Cao Yu¹⁾²⁾ Zhang Jian-Jun^{2)†} Yan Gan-Gui¹⁾ Ni Jian²⁾ Li Tian-Wei²⁾
Huang Zhen-Hua²⁾ Zhao Ying²⁾

1) (Electrical Engineering College, Northeast Dianli University, Jilin 132012, China)

2) (Institute of Photo-electronic Thin Film Devices and Technique of Nankai University, Key Laboratory of Photo-electronics Thin Film Devices and Technique of Tianjin, Key Laboratory of Optoelectronics Information Science and Technology, Chinese Ministry of Education, Tianjin 300071, China)

(Received 13 October 2013; revised manuscript received 21 December 2013)

Abstract

Hydrogenated microcrystalline silicon germanium ($\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$) thin films have been prepared by radio frequency plasma-enhanced chemical vapor deposition (RF-PECVD) using a mixture of SiH_4 and GeH_4 as the reactive gases. Effects of electrode separation on the structural properties of $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ thin films have been investigated. Results show that reduction of the electrode separation can increase the Ge content in the films. Moreover, $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ thin film deposited at a lower electrode separation of 7 mm possesses not only a stronger (220) orientation and a larger grain size, but also a lower microstructural factor. Then, the decomposition characteristics of the reactive gases are analyzed according to the variation of the structural properties of the $\mu\text{c-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ thin films. It is found that the increase of the Ge content is due to the decrease of the SiH_4 decomposition rate in the plasma. While the better film quality obtained at the lower electrode separation is attributed to the enhancement of the diffusibility of the Ge precursors caused by improving the proportion of GeH_3 radicals

Keywords: microcrystalline silicon germanium, electrode separation, residence time, radio frequency plasma enhanced chemical vapor deposition

PACS: 68.35.bj, 79.60.Dp, 81.15.Gh

DOI: 10.7498/aps.63.076801

* Project supported by the State Key Development Program for Basic Research of China (Grant Nos. 2011CBA00705, 2011CBA00706, 2011CBA00707), the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 61377031), and the Natural Science Foundation of Tianjin, China (Grant No. 12JCQNJC01000), and the Doctoral Scientific Research Foundation of Northeast Dianli University (Grant No BSJXM-201304).

† Corresponding author. E-mail: jjzhang@nankai.edu.cn