

脉冲功率对含硅量子点 SiC_x 薄膜物相结构及光谱特性的影响

张志恒, 赵 飞, 杨 雯*, 莫镜辉, 葛 文, 李学铭, 杨培志

可再生能源材料先进技术与制备教育部重点实验室, 云南 昆明 650500

摘 要 基于硅量子点(Si-QDs)的全硅叠层太阳能电池被认为是最有潜质的高效太阳能电池之一。目前所报道的硅量子点薄膜存在硅量子点数密度低、缺陷多等问题,限制了硅量子点太阳能电池的光电转换效率。微波退火(microwave annealing, MWA)被认为是一种有益于制备纳米结构材料的方法。微波退火的非热效应可以降低形核能,改善薄膜的微结构和光电性能。因此,采用磁控共溅射技术并结合微波退火工艺,在不同的脉冲功率下制备了含硅量子点 SiC_x 薄膜;采用掠入射 X 射线衍射(GIXRD)、拉曼(Raman)光谱、紫外-可见-近红外分光光度计和光致发光(PL)光谱表征薄膜的物相结构及光谱特性;研究不同脉冲功率对硅量子点数密度和性能的影响,进而改进磁控共溅射工艺,制备硅量子点数密度较高和性能良好的薄膜。样品的 GIXRD 谱和 Raman 谱均显示其中存在硅量子点,其强度先增大后减小;通过谢乐(Scherrer)公式估算出硅量子点尺寸呈现先增大后减小的规律,脉冲功率为 80 W 时尺寸达到最大(8.0 nm)。在 Raman 光谱中还观察到中心位于 511 cm^{-1} 处出现硅量子点 Si-Si 横向光学振动模式的拉曼峰,其强度也呈现先增大后减小的趋势;对拉曼光谱做最佳高斯(Gauss)分峰拟合,得出薄膜的晶化率均高于 62.58%,脉冲功率为 80 W 时制备的薄膜具有最高的晶化率(79.29%)。上述分析表明薄膜中均有硅量子点的形成,且数量先增加后减小,脉冲功率为 80 W 时硅量子点数量最多。通过测量样品的透射率 T 、反射率 R 等光学参数,利用 Tauc 公式估算出薄膜的光学带隙,发现带隙值随溅射功率的增加先减小后增大,在脉冲功率为 80 W 时最小(1.72 eV)。硅量子点尺寸与光学带隙成反比,说明薄膜中的硅量子点具有良好的量子尺寸效应。通过 PL 光谱分析样品的发光特性,对其做最佳高斯拟合,发现样品中均有 6 个发光峰。结合 Raman 光谱的分析结果,可以得出波长位于 463~624 nm 的发光峰源于硅量子点的作用;而波长位于 408 和 430 nm 的发光峰则源于薄膜内部的缺陷态,峰位没有偏移,但强度有变化。根据发光峰对应的波长可计算其能带分布,从而确定缺陷态类型:408 nm 的发光峰归因于 $\equiv\text{Si}^\circ\rightarrow E_v$ 电子辐射跃迁,430 nm 的发光峰则归因于 $\equiv\text{Si}^\circ\rightarrow\equiv\text{Si}-\text{Si}\equiv$ 的缺陷态发光。还研究了硅量子点的尺寸对发光峰移动的影响。结果表明,随硅量子点尺寸变小(大),发光峰蓝移(红移)。综上,溅射功率为 80 W 时制备的含硅量子点 SiC_x 薄膜性能最佳。研究结果为硅量子点太阳能电池的后续研究奠定了基础。

关键词 脉冲功率;微波退火;硅量子点;富硅碳化硅基薄膜;光谱特性

中图分类号: O484.5 **文献标识码:** A **DOI:** 10.3964/j.issn.1000-0593(2019)02-0529-06

引 言

由非晶硅和微晶硅等材料制作的叠层太阳能电池虽可在一定程度上减弱光致衰退效应(S-W 效应),但仍有较高的效率衰减^[1-2]。硅量子点(Si-QDs)没有亚稳特性,因此无光致衰退效应。此外,硅量子点材料由于具有量子尺寸效应、带隙可

调等多种优于体硅材料的特性而受到人们的广泛关注。硅量子点主要包含在 SiC_x 、 SiN_x 和 SiO_x 等基质中。与 SiN_x 和 SiO_x 基质相比, SiC_x 基质具有更低的势垒,有利于载流子输运等优点^[3]。因此,含硅量子点的 SiC_x 薄膜有望在光伏器件中获得应用。

人们通常采用磁控溅射法或化学气相沉积法,并结合退火技术制备含硅量子点 SiC_x 薄膜。研究发现,制备硅量子点

收稿日期: 2018-01-20, 修订日期: 2018-05-15

基金项目: 国家自然科学基金项目(51362031, 21701140), 云南省基础研究重点项目(2017FA024)和云南省高校科技创新团队支持计划资助

作者简介: 张志恒, 1992 年生, 云南师范大学能源与环境科学学院硕士研究生 e-mail: zhang_zhh@foxmail.com

* 通讯联系人 e-mail: wenyang1972@hotmail.com

薄膜的方法不同,其数密度和性能皆有较大的差异。因此,在不同的工艺下制备 Si-QDs 薄膜,研究其数密度和性能具有重要的科学意义。由于磁控溅射法具有成本低、薄膜致密度高以及均匀性好等优点,在半导体工艺中被广泛应用。在磁控溅射工艺中,溅射功率的大小直接影响 Si-QDs 薄膜的质量。因此,优化脉冲功率参数可改善薄膜的微观结构和光学性能。高温退火是制备 Si-QDs 的一种常用手段。富硅碳化硅(Si-rich silicon carbide, SRC)薄膜在高温($\geq 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$)退火下通过热致相分离形成 Si-QDs^[4]。然而高温($\geq 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$)退火导致很高的热耗和具有较大的热惯性,进而影响退火速率和薄膜品质^[5]。因此,研究在较低温度下快速制备 Si-QDs 薄膜具有重要意义。微波退火是一种近几年新兴的加热技术。相较于传统的退火方式^[6],微波退火的非热效应^[7]可以降低形核能,从而降低退火温度。同时大大缩短退火时间,提高样品的纯净度,并改善薄膜的结构和光电性能。目前鲜有报道采用磁控溅射法结合微波退火工艺制备含硅量子点 SiC_x 薄膜,并研究脉冲功率对薄膜物相结构及光学特性的影响。

采用磁控共溅射法制备 SRC 薄膜,并结合微波退火工艺形成 Si-QDs;采用 GIXRD、Raman、紫外-可见-近红外分光光度计和 PL 谱对薄膜的物相结构和光学特性进行研究。

1 实验部分

1.1 薄膜的制备

采用 JCP-450 型磁控溅射台,以 Si 靶和 SiC 靶作为溅射源,共溅射制备 SRC 薄膜。溅射系统的本底真空度为 2.5×10^{-4} Pa,工作气压为 5×10^{-1} Pa,气体流量为 40.0 sccm,衬底温度为 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$,沉积时间均为 60 min;射频电源接 SiC 靶,功率固定为 80 W;脉冲电源接 Si 靶,功率设定为 60, 70, 80, 90 和 100 W,分别标记为 S₆₀, S₇₀, S₈₀, S₉₀ 和 S₁₀₀。采用纯度为 99.999% 的 Ar 气,衬底材料为石英片和单面抛光的单晶硅(100)片。沉积结束后,再进行微波退火处理。采用长沙隆泰微波热工有限公司生产的 HAMiLab-V4500 型微波实验炉对样品进行退火,退火条件为:氩气氛下, $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 退火 3 min。

1.2 表征方法

采用 X'PertPRO 型掠入射 X 射线衍射仪分析 Si-QDs 薄膜的结晶状况,其中入射角为 1° , 2θ 范围设置为 $20^{\circ} \sim 80^{\circ}$;采用 LabRAM Aramis 型号的激光共聚焦显微拉曼散射光谱仪对 Si-QDs 薄膜进行 Raman 和 PL 测试;采用日本岛津 UV-3600 型的紫外-可见-近红外分光光度计分析样品吸收峰,测试区间为 $200 \sim 1500\text{ nm}$,采样间隔为 1 nm,扫描速度为中速,光束狭缝宽度为 8 mm。

2 结果与讨论

2.1 GIXRD 分析

图 1 为 Si-QDs 薄膜的 GIXRD 谱。可见谱线上均出现三个明显的晶体衍射峰,其峰位分别为: 28.4° , 47.3° 和 56.3° ,

对应于 Si(111), Si(220) 和 Si(311),表明薄膜中均有硅量子点的形成^[8]。随功率从 60 W 升至 80 W 时, Si-QDs 特征峰强度明显增加、峰形变窄,这归因于 Si-QDs 的数量大幅度增多,尺寸增大;且功率为 80 W 时峰强度最大,数量最多;当脉冲功率逐渐增至 100 W 时, Si-QDs 特征峰强度降低、峰形变宽,表明硅量子点数量和尺寸的减少。上述现象可解释为:随脉冲功率的持续增加,硅原子数量增多,更易形成悬挂键;微波退火时,在电磁场非热效应的作用下形核加快,从而促使晶粒生长^[9-10];但随着脉冲功率的进一步增加,硅原子的数量持续增多,原子间的碰撞剧烈,反而降低了硅原子的迁移率,致使其悬挂键数量减少,微波退火时形核减慢,抑制了晶粒的长大。

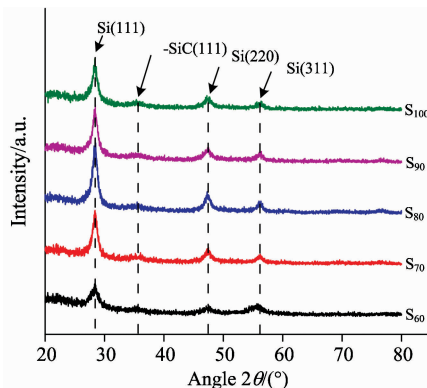


图 1 不同溅射功率的 Si-QDs 薄膜的 GIXRD 图谱

Fig. 1 GIXRD patterns of Si-QDs films with different sputtering powers

采用谢乐(Scherrer)式(1)可估算样品 Si-QDs 的尺寸。式中 G 为晶粒尺寸, $K=0.89$; $\lambda=0.154\text{ nm}$, $\Delta(2\theta)$ 半高宽。

$$G = \frac{K\lambda}{\Delta(2\theta)\cos\theta} \quad (1)$$

从图 2 可知, S₆₀, S₇₀ 和 S₈₀ 的 Si-QDs 尺寸逐渐增大表明:随着脉冲功率的提高,硅量子点尺寸增大;当脉冲功率由 80 W 进一步升至 100 W 时, Si-QDs 尺寸则逐渐减小。

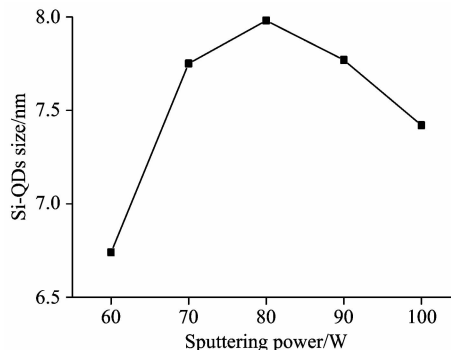


图 2 Si-QDs 薄膜的 Si-QDs 尺寸

Fig. 2 Si-QDs size of Si-QDs thin films

2.2 拉曼谱分析

从图 3(a)的拉曼光谱中可清晰的观察到 511 cm^{-1} 处出

现 Raman 峰。这归因于硅量子点的 Si-Si 横光学振动模式^[11], 说明有 Si-QDs 形成; 当脉冲功率从 60 W 增至 80 W 时, 主峰的强度显著增大, 表明 Si-QDs 数量迅速增加^[12]; 随脉冲功率从 80 W 增至 100 W 时, 主峰强度反而逐渐减弱, Si-QDs 数量逐渐减少。这说明溅射功率为 80 W 时, Si-QDs 数量最多; 与 GIXRD 的分析结果一致。

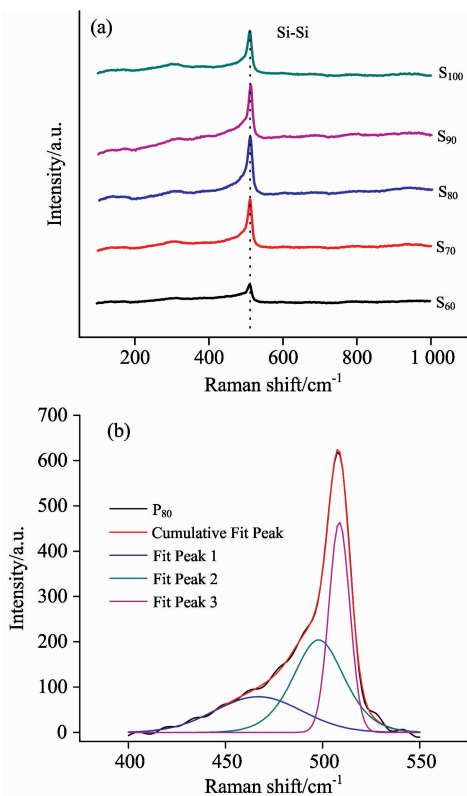


图 3 (a) Si-QDs 薄膜的 Raman 光谱; (b) 样品 S₈₀ 的 Gauss 分峰拟合图

Fig. 3 (a) Raman spectra of Si-QDs thin films; (b) Fitting curves of Gauss peak of S₈₀

为了更深入的分析脉冲功率对样品晶化率的影响, 对 Raman 光谱做最佳 Gauss 分峰拟合。并根据公式(2)估算样品的晶化率^[13]。式中 I_c , I_i , I_a 分别为晶硅积分面积, 附近晶粒间界积分面积和非晶硅积分面积。

$$X_c = \frac{I_c + I_i}{I_c + I_i + I_a} \quad (2)$$

样品 S₈₀ 的分峰拟合曲线如图 3(b) 所示。由图可见主峰分为三个高斯峰, 分别位于 467, 498 和 511 cm⁻¹。其中心位于 467 cm⁻¹ 的峰归因于非晶硅的类横向光学模式, 中心位于 498 cm⁻¹ 的峰表明有超小型(约 1 nm) Si-QDs 的形成^[14], 中心位于 511 cm⁻¹ 的强峰由 Si-QDs 的形成所致^[15]。将每个 Raman 主峰进行 Gauss 分峰拟合, 并将其积分面积代入式(2), 得到薄膜经微波退火后的晶化率, 如图 4 所示。由此可见: 样品均存在晶化现象; 60~80 W 时, Si-QDs 薄膜的晶化率呈现升高趋势, 最高达到 79.29%; 当功率在 80~100 W 时, 晶化率反而呈下降趋势。脉冲功率为 100 W 时晶化率降至 68.85%。由此可知, 脉冲功率为 80 W 时制备的样品有较

好的结晶度。

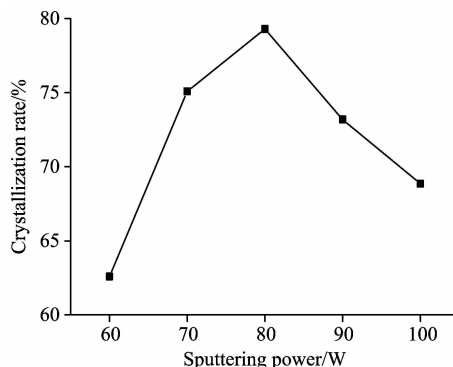


图 4 Si-QDs 薄膜的晶化率

Fig. 4 Crystallization rate of Si-QDs thin films

图 4 中所显现的趋势可解释为, 当脉冲功率在 60~80 W 的范围时, Si-QDs 薄膜内的富硅程度较低, 随功率的增加, 薄膜中产生更多的悬挂键。此外, 在微波退火的非热效应影响下, 降低了形核能, 加速了 Si-QDs 薄膜的晶化。而当脉冲功率增加至 90~100 W 时, 富硅程度的进一步提高导致硅原子的聚集, 悬挂键密度降低, 增大了形核能, 从而阻碍了相分离和再结晶。

2.3 光学带隙分析

脉冲功率对样品的光学带隙也有着重要影响。采用 Tauc 式(3)可估算其光学带隙。其中 $h\nu$, B , E_g 和 α 分别为光子能量, 吸收边斜率, 光学带隙和吸收系数。

$$(ah\nu)^{\frac{1}{2}} = B(h\nu - E_g) \quad (3)$$

其中吸收系数 α 与透射率 T 和反射率 R 之间存在式(4)的关系

$$\alpha = \frac{1}{t} \ln\left(\frac{1-R}{T}\right) \quad (\text{cm}^{-1}) \quad (4)$$

按 $(ah\nu)^{1/2} \sim h\nu$ 作图, 对线性部分作线性拟合, 拟合函数在 $h\nu$ 轴的截距即为光学带隙 E_g 。图 5(a) 为样品 S₈₀ 经计算并作图, 并对线性区域作线性拟合。按此方法, 可算出样品 S₆₀, S₇₀, S₈₀, S₉₀, S₁₀₀ 对应的光学带隙随脉冲功率从 60 W 逐步增大至 80 W 时, 带隙值呈下降趋势; 但当脉冲功率从 80 W 继续增大至 100 W 时, 带隙值反而逐渐增大, 如图 5(b) 所示。

上述规律归因于量子尺寸效应。当脉冲功率在 60~80 W 范围内逐渐增大, 导致硅量子点尺寸增大, 进而量子尺寸效应减弱, 使得带隙减小。随着脉冲功率继续增加, 硅量子点尺寸开始减小, 量子尺寸效应逐渐增强带隙增大。

2.4 PL 光谱分析

图 6 为样品的 PL 谱, 并对其作最佳六峰高斯拟合。峰位分别位于 408 nm(P1), 430 nm(P2), 463~501 nm(P3), 521~549 nm(P4), 537~595 nm(P5), 566~624 nm(P6)。随着脉冲功率的增加, P1 和 P2 的峰位没有偏移, 但强度有变化。这两个发光峰的产生源于 Si-QDs 薄膜内的相关缺陷。可根据式(5)确定缺陷态的类型。

$$E_g = \frac{1}{\lambda} \frac{240}{\lambda} \quad (5)$$

由 P1 和 P2 的中心波长与式(5)计算可知, P1(约 3 eV)发光峰归因于 $\equiv\text{Si}^\circ \rightarrow E_v$ 电子辐射跃迁^[16], P2(约 2.9 eV)发光峰归因于 $\equiv\text{Si}^\circ \rightarrow \equiv\text{Si}-\text{Si}^\circ$ 的缺陷态发光^[17]。

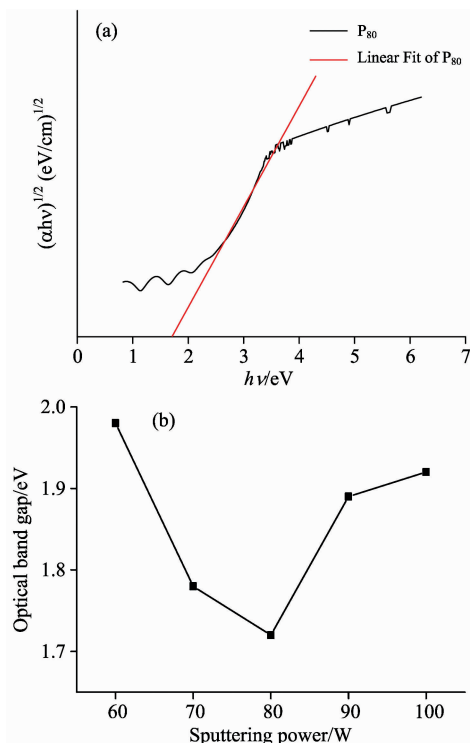


图 5 (a) 样品 S₈₀ 的 $(\alpha hv)^{1/2} \sim hv$ 曲线图;
(b) Si-QDs 薄膜的带隙值

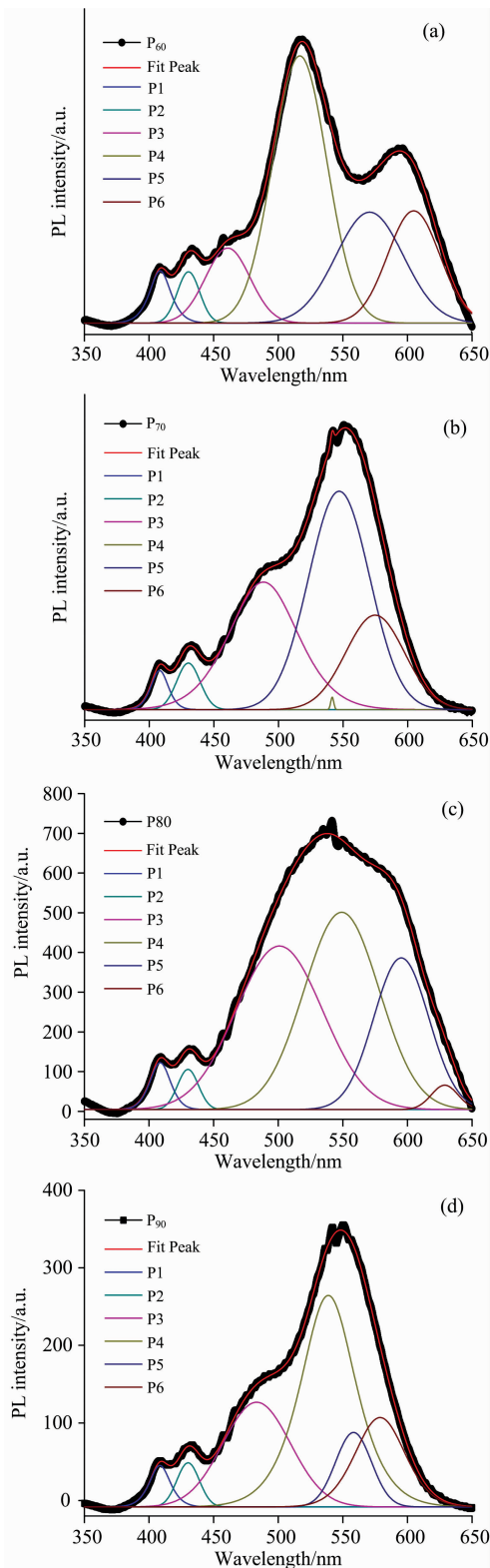
Fig. 5 (a) $(\alpha hv)^{1/2} \sim hv$ graph of S₈₀,
(b) band gap of Si-QDs thin films

P3—P6 的峰位与硅量子点发光峰位(450~620 nm)相吻合。因此,其发光峰可归因于 Si-QDs 的作用。由图 6 可知,脉冲功率从 60 W 提升至 80 W 时,峰强度显著提高,同时峰位发生红移。说明 Si-QDs 数量的增加,尺寸增大。此外,脉冲功率为 80 W 时,其峰强度达到最大, Si-QDs 数量最多。当脉冲功率进一步提高至 100 W 时,其主峰强度逐渐减弱, Si-QDs 数量减少,同时还观察到 P3—P6 峰位发生蓝移,说明 Si-QDs 的尺寸逐渐变小。这说明过高的脉冲功率会抑制 Si-QDs 的形核长大。与 GIXRD 谱和 Raman 光谱的分析结果一致。其规律可解释为:随着脉冲功率的不断提高, Si-QDs 薄膜中的悬挂的键数量不断增加,同时在微波退火的非热效应的影响下,降低了形核能,加速了 Si-QDs 薄膜的晶化过程,使 Si-QDs 的数量增多,尺寸增大。然而随脉冲功率超过 80 W 时,由于富硅程度的提高,硅原子的聚集抑制了相分离和再结晶,最终导致 Si-QDs 的数量降低、尺寸减小。

2.5 TEM 分析

图 7(a)和(b)为 S₆₀和 S₈₀的 TEM 图像。通过图中白色的圆圈可以清晰地观察到镶嵌在碳化硅基质中的 Si-QDs。通过测量图中 Si-QDs 的晶格条纹得出其间距为 3.1 Å,与 Si(111)晶面一致,证实了 Si-QDs 的晶体结构。经统计计算得出, S₆₀和 S₈₀中 Si-QDs 尺寸分别为 6.7 和 8.0 nm,与

GIXRD 分析结果一致。从图中还可得知,相较于 S₆₀, S₈₀ 中的 Si-QDs 数密度更高、分布更均匀。由上可知,当脉冲功率为 80 W 时, Si-QDs 薄膜质量最好。



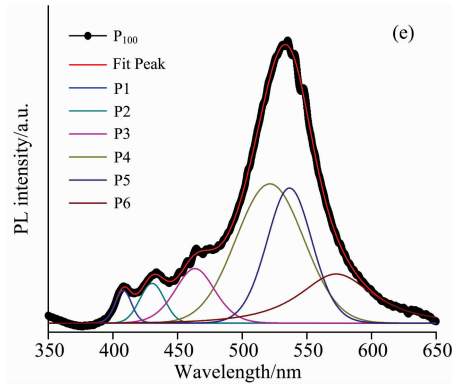


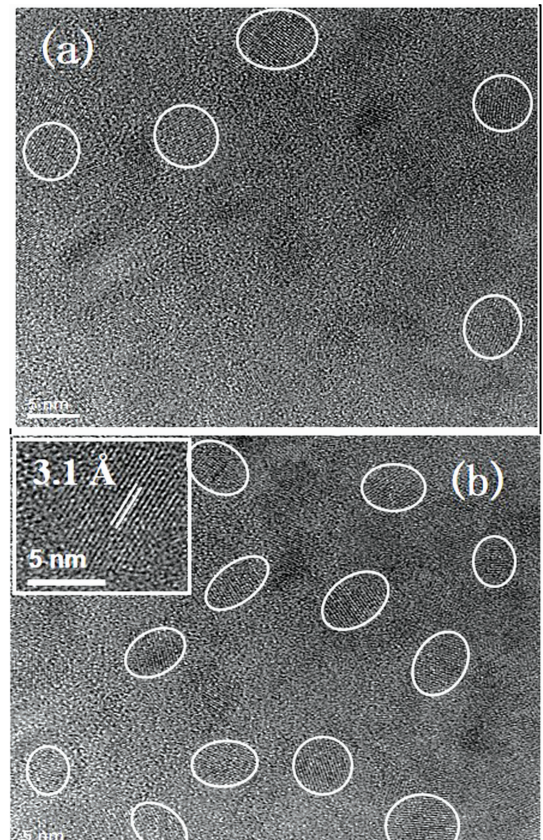
图 6 Si-QDs 薄膜的 PL 光谱

Fig. 6 PL spectra of Si-QDs thin films

3 结 论

采用磁控共溅射结合微波退火工艺, 通过调控脉冲功率制备了 Si-QDs 薄膜。结果表明: 不同脉冲功率下制备的样品, 经 950°C 微波退火后, 均有 Si-QDs 的形成; 脉冲功率从 60 W 增加至 80 W 时, Si-QDs 的数量呈现明显增长的趋势, 其尺寸由 6.7 nm 增长至 8.0 nm, 晶化率由 62.58% 升至 79.29%, 带隙值从 1.98 eV 减小到 1.72 eV; 当脉冲功率进一步升高至 100 W 时, Si-QDs 的数量降低, 尺寸减小到 7.4 nm, 晶化率降至 68.85%, 以及发光峰强度下降, 光学带隙变大增至 1.92 eV; 在 PL 光谱中, 样品均有六个可见光致发光峰, 这归因于 Si-QDs 的量子尺寸效应和缺陷态跃迁。当脉冲功率达到 80 W 时, Si-QDs 的数量最多、尺寸最大(8.0 nm)、晶化率最高(79.29%)、发光峰强度最大以及光学带隙

最小(1.72 eV)。因此, 本实验条件下, 最佳的脉冲功率为 80 W。

图 7 (a) S_{60} 的 TEM 图, (b) S_{80} 的 TEM 图Fig. 7 (a) TEM image of the S_{60} , (b) TEM image of the S_{80}

References

- [1] Cheng X, Marstein E S, You C C, et al. Energy Procedia, 2017, 124: 275.
- [2] HOU Guo-fu, LU Peng, HAN Xiao-yan, et al(侯国付, 卢鹏, 韩晓艳, 等). Acta Physica Sinica(物理学报), 2012, 61(13): 138401.
- [3] Perez-Wurfl I, Ma L, Lin D, et al. Solar Energy Materials & Solar Cells, 2012, 100(4): 65.
- [4] Surana K, Lepage H, Lebrun J M, et al. Nanotechnology, 2012, 23(10): 105401.
- [5] López-Vidrier J, Hernández S, Hiller D, et al. Journal of Applied Physics, 2014, 116: 133505.
- [6] Fricke-Begemann T, Wang N, Peretzki P, et al. Journal of Applied Physics, 2015, 118: 124308.
- [7] Das S D. Journal of Electrical and Electronics Engineering, 2013, 6(3): 28.
- [8] Chen X B, Song Z N, Yang W, et al. Journal of Nanoelectronics & Optoelectronics, 2014, 9(4): 534.
- [9] Ashley B, Vakil P N, Lynch B B, et al. ACS Nano, 2017, 11: 9957.
- [10] Fong S C, Chao H W, Chang T H, et al. Thin Solid Films, 2011, 519(13): 4196.
- [11] Li P L, Gau C, Dai B T, et al. Study of Silicon Nitride Film Embedded with Silicon Quantum Dots. 2011 IEEE International Conference on Nano/Micro Engineered and Molecular Systems, 2011. doi: 10.1109/NEMS.2011.6017438.
- [12] Mavilla N R, Solanki C S, Vasi J. Physica E: Low-dimensional Systems and Nanostructures, 2013, 52(3): 59.
- [13] LIAO Wu-gang, ZENG Xiang-bin, WEN Guo-zhi, et al(廖武刚, 曾祥斌, 文国知, 等). Acta Physica Sinica(物理学报), 2013, 62(12): 126801.
- [14] Chang G R, Ma F, Ma D Y, et al. Nanotechnology, 2010, 21(46): 465605.
- [15] Summonte C, Allegrezza M, Bellettato M, et al. Solar Energy Materials & Solar Cells, 2014, 128(128): 138.
- [16] Van Soest P J, Robertson J B, Lewis B A. Journal of Dairy Science, 1991, 74(10): 3583.
- [17] Hao H L, Wu L K, Shen W Z. Applied Physics Letters, 2008, 92(12): 1355.

Effect of Pulse Power on the Phase Structure and Spectral Properties of SiC_x Thin Films Containing Si Quantum Dots

ZHANG Zhi-heng, ZHAO Fei, YANG Wen*, MO Jing-hui, GE Wen, LI Xue-ming, YANG Pei-zhi

Key Laboratory of Renewable Energy Advanced Materials and Manufacturing Technology, Ministry of Education, Kunming 650500, China

Abstract All-silicon tandem solar cells based on silicon quantum dots (Si-QDs) are considered to be one of the most promising high efficiency solar cells. In recent years, Si-QDs films with low Si-QDs density and many defects were reported. Thence, the photoelectric conversion efficiency of Si-QDs solar cells was limited. Microwave Annealing (MWA) is considered to be a useful method to prepare nanostructured materials. The non-thermal effect of MWA can reduce energy for nucleation and improve the microstructure and photoelectric properties of the films. In this paper, SiC_x thin films containing Si quantum dots were prepared via magnetron co-sputtering technique and MWA with different pulse power. The phase structure and spectral properties of Si-QDs films were characterized by grazing incidence X-ray diffraction (GIXRD), Raman, photoluminescence (PL) and spectrophotometer. The influence of different pulse power on the Si-QDs density and performance was studied systematically. Thin films with high density and good performance were deposited by improving the magnetron sputtering process. The GIXRD and Raman spectra all showed that the Si-QDs existed in the samples, and their intensities first increased and then decreased. By Scherrer's formula, it was estimated that the size of Si-QDs increased initially and then decreased, and the maximum size of Si-QDs (7.98 nm) was obtained when the sputtering power was 80 W. The centers of Raman peaks are at 511 cm⁻¹. This is ascribed to Si-Si lateral optical vibration mode and its intensity is also increased first and then decreased. The optimum Gauss peak fitting was used for the Raman spectra. It showed that the crystalline fraction was higher than 62.58%, and the highest crystalline fraction (79.29%) was gained when the power was 80 W. The above analysis showed that Si-QDs formed in the films and the size of Si-QDs first increases and then decreases. The maximum number of Si-QDs was acquired with the power of 80 W. The optical bandgap was estimated by Tauc formula. These bandgaps were going to decrease and then increase with the increase of power. The bandgap reached minimum value (17.2 eV) with the power of 80 W. The Si-QDs size was inversely proportional to the band gap, indicating that the Si-QDs in the films had good quantum confinement effect. The luminescence properties of the samples were analyzed by the PL spectra, the optimum Gauss peak fitting was used. It was found that there were 6 luminescence peaks. Combine with the results of Raman spectrum, the luminescence peaks between 463~624 nm were derived from the role of the Si-QDs. The luminescence peaks between 408 and 430 nm originated from the defect state inside the films without the shift of peak position, while the intensity varies. The distribution of the energy band gap were calculated according to the wavelength of the luminescence peak. Thus, the types of the defect state were determined, the luminescence peak at 408 nm is attributed to the electron radiation transition of ≡Si[•]→E_v, and the luminescence peak at 430 nm is attributed to ≡Si[•]→≡Si-Si≡ defect state luminescence. The Si-QDs size on the luminescence peak shift was also studied. The results show that blue shift (red shift) of luminescence peak occurred with the size of Si-QDs becoming smaller (larger). In conclusion, SiC_x films with Si-QDs prepared at the sputtering power of 80 W exhibited the best performance. The research results laid the foundation for the follow-up study of Si-QDs solar cells.

Keywords Pulse power; MWA; Si-QDs; Si-rich silicon carbide thin films; Spectral properties

(Received Jan. 20, 2018; accepted May 15, 2018)

* Corresponding author