

退火工艺对含硅量子点 SiC_x 薄膜光谱特性的影响

赵 飞^{1,2}, 杨 雯^{1,2}, 陈小波^{1,2}, 杨培志^{1,2}

¹可再生资源材料先进技术与制备教育部重点实验室, 云南 昆明 650500;

²云南师范大学太阳能研究所, 云南 昆明 650500

摘要 采用磁控共溅射法并结合微波退火和快速光热退火工艺, 在不同退火温度下制备了含硅量子点的富硅 SiC_x 薄膜。采用掠入射 X 射线衍射(GIXRD)、拉曼光谱和光致发光(PL)光谱技术对薄膜进行了表征, 研究了退火工艺对薄膜中硅量子点数量、尺寸、晶化率以及发光峰的影响。结果表明: 与快速光热退火相比, 微波退火不但能降低硅量子点的形成温度(降低 200 °C), 而且还能降低 β - SiC 量子点的形成温度(降低 100 °C); 在相同退火温度下, 微波退火制备的硅量子点的数量更多、晶化率更高、光致发光峰更强; 采用 1000 °C 温度的微波退火样品的硅量子点数量最多、尺寸最大(5.26 nm)、晶化率最高(74.25%)、发光峰最强, 说明微波退火能析出高质量的硅量子点。

关键词 薄膜; 硅量子点; 富硅 SiC_x 薄膜; 微波退火; 结晶; 光致发光

中图分类号 O484.5 文献标识码 A

doi: 10.3788/AOS201737.0131002

Influence of Annealing Technology on Spectral Properties of SiC_x Thin Films Containing Silicon Quantum Dots

Zhao Fei^{1,2}, Yang Wen^{1,2}, Chen Xiaobo^{1,2}, Yang Peizhi^{1,2}

¹Education Ministry Key Laboratory of Renewable Energy Advanced Materials and Manufacturing Technology, Kunming, Yunnan 650500, China;

²Solar Energy Research Institute, Yunnan Normal University, Kunming, Yunnan 650500, China

Abstract In this paper, the silicon-rich SiC_x thin films with silicon quantum dots are prepared at different annealing temperatures by magnetron co-sputtering, microwave annealing and rapid thermal annealing. The thin films are characterized by grazing-incidence X-ray diffraction (GIXRD), Raman spectrum, and photoluminescence (PL) spectra technology. Influences of annealing technologies on the number and the size of silicon quantum dots, crystallization rate, and photoluminescence peak are discussed. The results show that compared to the rapid thermal annealing process, microwave annealing can not only lower the formation temperature of silicon quantum dots (200 °C), but also reduce the β - SiC quantum dots formation temperature (100 °C). At the same annealing temperature, the number, crystallization rate and photoluminescence peak intensity of the silicon quantum dots prepared by microwave annealing are much higher than that of the rapid thermal annealing. The number of the silicon quantum dots is the most, the silicon quantum dots size is the biggest (5.26 nm), the crystallization rate is the highest (74.25%), and the photoluminescence peak is the strongest when the temperature of microwave annealing reaches 1000 °C. The results show that high-quality silicon quantum dots can be precipitated by microwave annealing.

Key words thin films; silicon quantum dot; silicon-rich SiC_x thin film; microwave annealing; crystallization; photoluminescence

OCIS codes 310.3840; 310.6188; 310.6860

收稿日期: 2016-08-23; 收到修改稿日期: 2016-09-06

基金项目: 国家自然科学基金(51362031)、西南地区可再生资源研究与开发协同创新中心项目(05300205020516009)

作者简介: 赵 飞(1990—), 男, 硕士研究生, 主要从事碳化硅基硅量子点薄膜材料方面的研究。

E-mail: 18487073495@163.com

导师简介: 杨培志(1966—), 男, 研究员, 博士生导师, 主要从事高效太阳能利用材料及器件方面的研究。

E-mail: pzhyang@hotmail.com(通信联系人)

1 引 言

与晶体硅材料相比,硅纳米材料和硅量子点由于具有优异的光学特性而受到人们的广泛关注^[1]。其中,硅量子点通常采用下述方法制备:先将富硅 SiC_x (SiO_x 、 SiN_x) 薄膜在高温下退火,再通过相分离来促进包含在 SiC_x (SiO_x 、 SiN_x) 基质中的硅量子点颗粒的形成^[2]。但高温(通常指大于 1000 °C)退火往往会导致大量的热损耗,且不利于与器件工艺兼容,从而使硅量子点的应用受到限制。因此,若能在较低的退火温度下快速制备出硅量子点具有重要的意义。目前所用的退火工艺主要包括:普通管式炉内退火^[3]、激光退火^[4]和快速光热退火(RTA)^[5],但在样品加热过程中,上述常规的退火工艺会导致薄膜样品的周围环境也同时被加热,进而产生相当大的热惯性,对薄膜的退火效率造成严重影响。微波退火(MWA)作为一种新型的退火工艺,具有退火时间短,能显著改善薄膜的结晶质量及光学性能等特点。此外,微波退火工艺在退火过程中还存在非热效应^[6],这也是其独有的优点,但目前对其非热效应的认知还处于探索阶段,其机理尚不清楚。因此,微波热处理有望成为一种制备纳米材料的有效方法。然而,迄今为止还未见采用微波退火制备含硅量子点的富硅 SiC_x 薄膜及研究其结构和光学特性的相关报道。

本文采用磁控共溅射沉积法制备富硅 SiC_x 薄膜,结合微波退火和快速光热退火工艺制备出硅量子点;然后通过掠入射 X 射线衍射(GIXRD)谱、拉曼光谱和光致发光(PL)光谱研究了退火工艺对薄膜中硅量子点的结构和光谱性能的影响。

2 实验方法

采用 JCP-450 型磁控溅射镀膜系统,以 Si(100)和石英片为衬底,于 250 °C 下沉积富硅 SiC_x 薄膜,其中单晶硅衬底上的薄膜用于 GIXRD 谱的测试,而石英衬底上的薄膜用于 PL 谱和拉曼谱的测试。镀膜前,先将磁控溅射腔室内的真空度抽至 2.5×10^{-4} Pa,再向腔室内通入高纯氩气(氩气流量维持在 40 sccm, sccm 为标况下 mL/min),同时将反应腔室内的气压调至 0.5 Pa, SiC 靶和 Si 靶分别接射频电源和脉冲电源。在沉积过程中,射频电源和脉冲电源的功率分别设定为 80 W 和 100 W,沉积时间为 60 min。将制备出的样品分为两组,分别采用 HAMiLab-V4500 型微波退火炉和 RTP-500 型快速光热退火炉对两组样品进行退火处理,一组样品在氮气下通过微波退火分别加热(升温速率为 25 °C/min)到 800, 900, 1000 °C 退火 3 min(温度保持时间),分别标记为 MWA-800 °C、MWA-900 °C 和 MWA-1000 °C;另一组样品则在氮气下通过快速光热退火分别加热到 800 °C、900 °C 和 1000 °C 退火 3 min,并通过温控程序将升温速率设置为 25 °C/min,分别标记为 RTA-800 °C、RTA-900 °C 和 RTA-1000 °C。

采用型号为 LabRAM Aramis 的拉曼光谱仪对样品进行测试,将激发源波长调至 532 nm; PL 光谱的测试采用 LabRAM Aramis 型号的激光显微共聚焦拉曼光谱仪,激发源波长为 325 nm。采用型号为 X'Pert PRO 的 X 射线衍射仪对样品进行 GIXRD 测试,衍射仪使用 $\text{CuK}\alpha$ 射线,入射角为 1°, 2θ 范围为 20°~80°。

3 结果与讨论

3.1 GIXRD 分析

微波退火和快速光热退火制备出的样品的 GIXRD 谱如图 1 所示,图中可以看出, MWA-800 °C 样品的谱线上出现了中心位于 28.4°, 47.3° 和 56.3° 的衍射峰,分别对应着 Si(111), Si(220) 和 Si(311) 的布拉格峰,表明 800 °C 的微波退火可使非晶硅晶化。然而, RTA-800 °C 样品的谱线上未见任何衍射峰,当退火温度为 900 °C 时, RTA-900 °C 样品的谱线上仍未出现任何衍射峰,但随着退火温度进一步增至 1000 °C 时, RTA-1000 °C 样品的谱线在中心位置为 28.4°, 47.3° 和 56.3° 处分别出现了 Si(111), Si(220) 和 Si(311) 的三个衍射峰。以上结果说明,相比于快速光热退火,微波退火能使硅的晶化温度降低 200 °C。在 800~1000 °C 范围内,经过微波退火的样品的 GIXRD 主要衍射峰的强度要比快速光热退火的强,表明由微波退火得到的薄膜内已形成更多的硅纳米晶粒。当微波退火温度为 900 °C 时,出现了 35.4° 的衍射峰,对应于 β -SiC(111) 的布拉格峰;而采用快速光热退火时,退火温度达到 1000 °C 时才出现 β -SiC(111) 峰,这说明相比于快速光热退火工艺,微波退火工艺可使 β -SiC 结晶析出温度降低 100 °C。当微波退火温度从 800 °C 增至 900 °C 时, Si(111)

衍射峰强度增强,表明硅纳米晶数量增加,随着微波退火温度升至 1000 °C, Si(111)衍射峰强度进一步增强,这表明硅纳米晶粒数量显著增加;同时发现 β -SiC(111)衍射峰强度降低,这可能归因于硅纳米晶粒数量的增加抑制了 β -SiC 的结晶^[7]。

上述现象可解释为:在微波退火过程中,存在与温度无关的因素对硅原子的迁移速率和硅纳米晶的生长产生显著影响,这就是微波电磁场的非热效应^[8]。在微波的作用下,与硅原子相连接的共价键变得较弱,加剧了硅原子扩散,降低了形核能。参照文献[9]对非晶硅的微波退火实验结果的解释,可得出:富硅 SiC_x 薄膜吸收额外的微波电磁场能量,导致在薄膜中与硅原子相连接的共价键强度变弱,从而增强了硅原子扩散,促进了 Si 与 SiC 相分离,使悬挂键数量持续增多,形核加快,最终促进了硅纳米晶的生长。

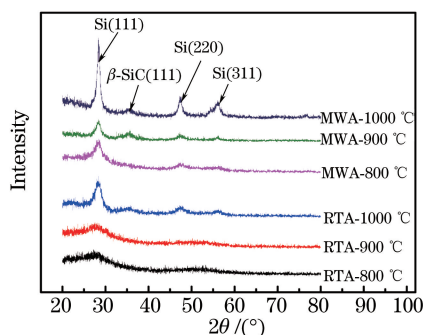


图 1 微波退火和快速光热退火样品的 GIXRD 谱

Fig. 1 GIXRD spectra of the samples with MWA and RTA

根据下式可估算硅纳米晶粒的尺寸

$$D = \frac{K\lambda}{\beta \cos \theta}, \quad (1)$$

式中 K 为常数(约为 0.89), λ 为 X 射线波长, β 为 Si(111)峰的半峰全宽, θ 为布拉格角度。计算结果如图 2 所示,图中可看出样品 MWA-800 °C、MWA-900 °C、MWA-1000 °C 和 RTA-1000 °C 的硅纳米晶粒尺寸分别为 3.89, 4.38, 5.26, 4.25 nm, 这表明样品中均已存在晶硅量子点。采用微波退火工艺并将退火温度从 800 °C 升至 1000 °C 时,硅量子点尺寸逐渐增大;但采用快速光热退火时,直到退火温度为 1000 °C 时,才开始形成硅量子点。原因如下:当微波退火温度从 800 °C 增至 1000 °C 时,硅原子迁移率增大,容易形成悬挂键,在退火过程中加剧了形核速率,促进硅量子点生长。而采用 800~900 °C 的快速光热退火时,其提供的能量不足以使与硅原子相连接的共价键断裂,导致硅原子不能扩散,因此无法形成硅量子点;但随着退火温度继续升至 1000 °C 时,硅原子获得了足够的能量,从而使与其相连的共价键发生断裂,促进了硅原子扩散而形核,最终形成硅量子点。

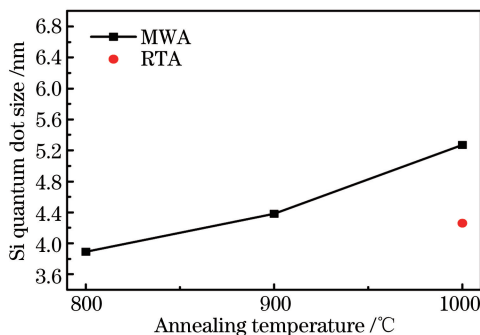


图 2 不同退火温度下形成的硅量子点尺寸

Fig. 2 Sizes of silicon quantum dots under different annealing temperatures

3.2 拉曼谱分析

经微波退火和快速光热退火的样品的拉曼光谱如图 3(a)所示,由图可见,采用快速光热退火,当温度为 800 °C 和 900 °C 时,在中心位于 480 cm⁻¹ 附近均出现一个驼峰,这归因于非晶硅横光学振动模式^[10],表明无

晶硅和硅量子点形成;随着退火温度增加到 1000 °C,出现中心位于 503 cm^{-1} 和 940 cm^{-1} 的峰,分别归因于超小型(约 1 nm)硅量子点^[11]和 β -SiC 量子点^[12],这说明样品经过 1000 °C 的快速光热退火,同时形成了硅量子点和 β -SiC 量子点,此结果与 GIXRD 的结果一致。而采用微波退火工艺,当温度为 800 °C 时,就出现了中心位于 503 cm^{-1} 的宽峰,对应于超小型(约 1 nm)硅量子点^[11],表明微波退火温度为 800 °C 时就能形成硅量子点;随着退火温度从 800 °C 增加到 900 °C,出现中心位于 511 cm^{-1} 的峰,对应于硅纳米晶的 Si-Si 键振动横光学模式^[13]。MWA-900 °C 样品的主峰强度比 MWA-800 °C 样品强,说明前者硅量子点数量增多。同时,MWA-900 °C 样品还存在中心位于 940 cm^{-1} 附近的弱峰,表明样品经过 900 °C 的微波退火后已形成了 β -SiC 量子点。随着微波退火温度升高至 1000 °C,中心位于 511 cm^{-1} 附近的峰强度达到最大,表明样品中硅量子点的数量最多,而 940 cm^{-1} 处的峰强较 MWA-900 °C 样品略有下降,说明硅量子点的增加抑制了 β -SiC 量子点的形成^[7]。

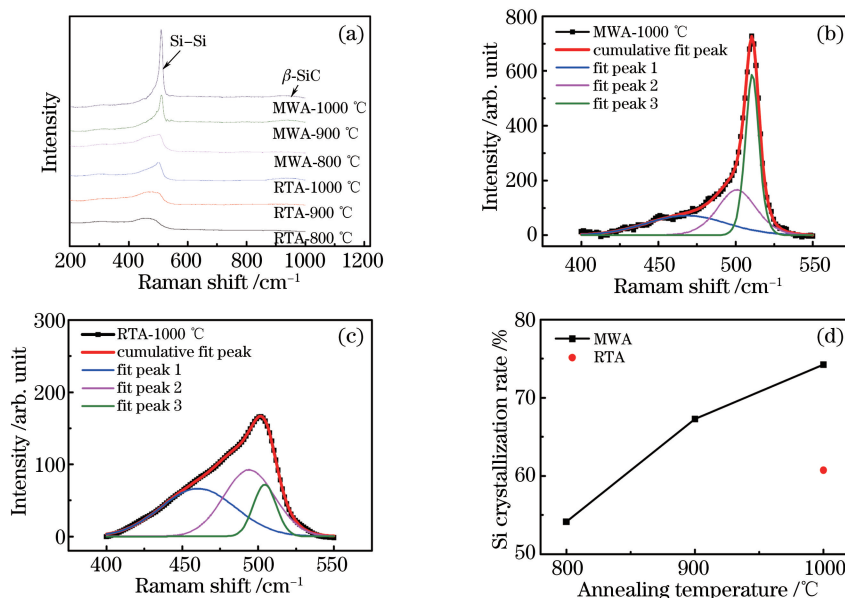


图 3 (a) 微波退火和快速光热退火样品的拉曼光谱; (b) MWA-1000 °C 样品的高斯分峰拟合曲线; (c) RTA-1000 °C 样品的高斯分峰拟合曲线; (d) 不同退火温度下样品的硅量子点的晶化率

Fig. 3 (a) Raman spectra of the samples with MWA and RTA;

(b) fitting curves of Gaussian peak of MWA-1000 °C sample; (c) fitting curves of Gaussian peak of RTA-1000 °C sample;

(d) crystallization rate of silicon quantum dots of the samples under different annealing temperatures

为了更深入地分析样品的晶化情况,分别对经过微波退火和快速光热退火的样品的拉曼谱进行了最佳高斯分峰拟合。根据下式可估算出样品的晶化率

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

式中 I_c 为晶硅高斯峰积分面积, I_i 为附近晶粒间界高斯峰积分面积, I_a 为非晶硅高斯峰积分面积。样品 MWA-1000 °C 和 RTA-1000 °C 的高斯分峰拟合曲线分别如图 3(b) 和 (c) 所示。从图 3(b) 可以看出, 样品 MWA-1000 °C 的拉曼主峰被分成中心位于 468, 501, 511 cm^{-1} 处的三个高斯峰, 468 cm^{-1} 的峰可归因于非晶硅的类横向光学模式, 501 cm^{-1} 处的峰则归因于超小型(约 1 nm)硅量子点的形成, 511 cm^{-1} 处的强峰对应于硅量子点的形成。从图 3(c) 可以看出, 样品 RTA-1000 °C 在 460, 494, 504 cm^{-1} 处存在高斯峰, 460 cm^{-1} 处的驼峰对应于非晶硅的类横向光学模式, 494 cm^{-1} 和 504 cm^{-1} 处的峰均对应于超小型(约 1 nm)硅量子点。对比图 3(b) 和 (c) 发现, 样品 MWA-1000 °C 的硅量子点峰强大于 RTA-1000 °C 的峰强, 表明在微波退火工艺下硅量子点的数量更多。结合图 3(a) 可知, 退火温度分别为 800 °C 和 900 °C 时, 微波退火下的主峰强度大于快速光热退火的主峰强度, 因此, 在 800~1000 °C 范围内, 相同温度下, 微波退火制备的含硅量子点的 SiC_x 薄膜质量优于快速光热退火制备的薄膜, 这与 GIXRD 谱的结果一致。从不同退火温度下样品的硅

量子点的晶化率图[图 3(d)]可知,微波退火条件下,样品 MWA-800 °C、MWA-900 °C 和 MWA-1000 °C 中的晶化率分别为 54.14%,67.29%和 74.25%;而在快速光热退火条件下,由于样品 RTA-800 °C 和 RTA-900 °C 是非晶态结构,因此样品中不存在晶化。计算得出 RTA-1000 °C 样品的晶化率为 60.74%。MWA-800 °C 样品的晶化率为 54.14%,而 RTA-800 °C 样品中无晶化,表明相比于快速光热退火,微波退火降低了薄膜由非晶态转变为晶态所需的能量。在 800~1000 °C 范围内,采用微波退火的样品的晶化程度均比快速光热退火的高。微波退火温度从 800 °C 升至 1000 °C,样品的晶化率持续增加;当微波退火温度为 1000 °C 时,薄膜的晶化率最高(74.25%),表明硅量子点已大部分结晶。上述现象可解释为:随着退火温度的持续升高,在微波电磁场和热效应的共同作用下,加剧了硅原子的扩散,使硅悬挂键数量增多而形核,从而导致薄膜更易晶化。

3.3 PL 光谱分析

在不同退火温度下,快速光热退火与微波退火样品的 PL 光谱如图 4 所示。分别对样品进行最佳六峰高斯拟合,快速光热退火下其峰位分别位于 408 (P1)、431 (P2)、455~461 (P3)、465~495 (P4)、492~533 (P5)、537~589 nm (P6),微波退火下其峰位分别位于 408 (P1)、431 (P2)、461~512 (P3)、504~527 (P4)、536~547 (P5)、577~600 nm (P6)。随着退火温度的升高,P1 和 P2 的峰位与形状在各自的退火工艺下几乎没有变化,只是强度略有改变;这两个发光峰的产生源于 SiC_x 薄膜内的相关缺陷^[14],根据发光峰对应的波长可确定缺陷态的类型,其能带分布为

$$E = \frac{1240}{\lambda}, \quad (3)$$

根据发光峰中心波长与 (3) 式可知,P1 (约 3 eV) 发光峰归因于 $\equiv\text{Si}^\circ \rightarrow E_v$ 的电子辐射跃迁^[15],P2 (约 2.9 eV) 峰归因于 $\equiv\text{Si}^\circ \rightarrow \equiv\text{Si-Si}\equiv$ 的缺陷态发光^[16]。

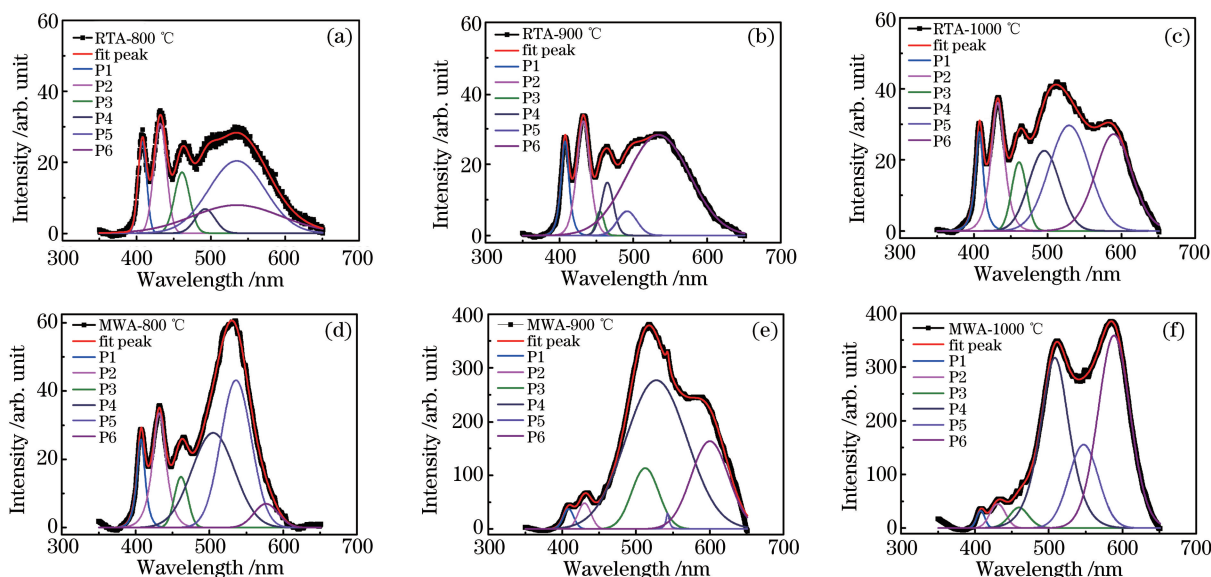


图 4 不同退火温度下 (a)~(c) 快速光热退火样品和 (d)~(f) 微波退火样品的 PL 光谱

Fig. 4 PL spectra of (a)-(c) RTA samples and (d)-(f) MWA samples under different annealing temperatures

在快速光热退火和微波退火下的 P3~P6 峰中,其峰位分别位于 455~589 nm 和 461~600 nm 范围内,如图 5 所示,与 SiC_x 薄膜中的硅量子点的发光峰位(450~620 nm)相一致。由图 4 和图 5 可见,在快速光热退火条件下,当退火温度为 800 °C 时,由于硅纳米团簇的数目少,导致 P3~P6 发光峰非常弱;退火温度上升至 900 °C 时,薄膜内的硅原子之间连接得较为紧密,形成较多的小尺寸的硅纳米团簇,导致发光峰位蓝移;退火温度增至 1000 °C 时,硅原子的扩散速率增强,促进了硅量子点的形核生长,使其发光峰位红移。而采用微波退火工艺时,当退火温度为 800 °C 时,在微波场和热效应的共同作用下,部分硅纳米团簇逐渐转变为硅量子点,使得硅量子点发光峰变得清晰;当微波退火温度升至 900 °C 时,微波场和温度作用更强,加剧了硅原子扩散,促进了硅量子点的形核长大,因此 P3~P6 发光峰位红移;随着退火温度升高至 1000 °C,P3、P4 和 P6 的光致荧光峰均发生蓝移,这是由于大量硅量子点的形成而导致量子限域效应的增强^[17],这与 GIXRD 谱及

拉曼光谱的结果一致;但在 P5 处的发光峰却稍有红移,这是由于在该处的硅量子点数密度较低,其量子限域效应减弱。由图 4 可知,在 800~1000 °C 的退火温度范围内,采用微波退火形成的硅量子点发光峰(P3~P6)强度均比快速光热退火的强,这表明微波退火下制备的硅量子点数密度更大。当微波退火温度从 800 °C 升至 900 °C 时,发现与硅量子点发光相对应的 P3、P4 和 P6 峰逐渐增强,但 P5 却呈下降趋势,随着温度升高至 1000 °C,也有类似现象,这是由薄膜沉积及退火过程中硅量子点分布不均匀所致。综合比较样品 MWA-800 °C、MWA-900 °C 和 MWA-1000 °C,发现样品 MWA-1000 °C 的发光峰强度最大、峰形较窄,说明 MWA-1000 °C 样品中的硅量子点数密度最大且分布较均匀。上述现象可解释为:由于微波退火存在非热效应,在微波场的作用下,减弱了与硅原子相连接的共价键,使硅原子迁移率增加,促进了硅量子点的形核长大。这与 GIXRD 谱和拉曼光谱的测试结果一致。

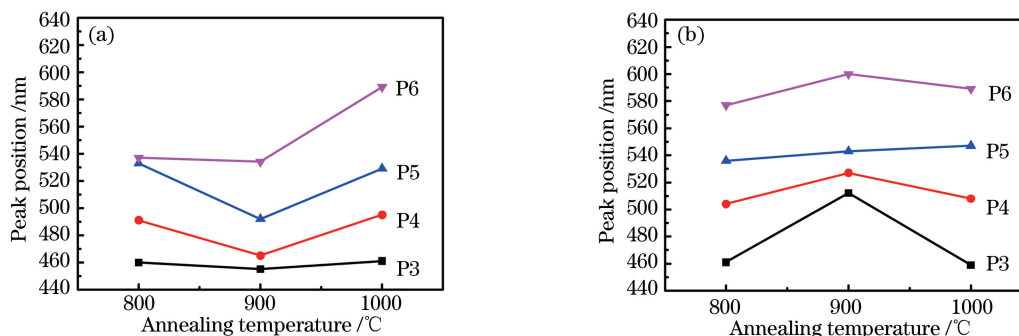


图 5 不同退火温度下 (a) 快速光热退火和 (b) 微波退火的硅量子点的发光峰位

Fig. 5 Luminescence peak position of silicon quantum dots of (a) RTA and (b) MWA under different annealing temperatures

Quadfel 等^[18]发现采用 325 nm 的激发光源时,缺陷态比硅纳米晶粒更易发光,这与所提的快速光热退火实验结果一致;但所提的微波退火实验结果却与文献^[18]的结果相反,硅量子点的发光峰强度均大于缺陷态发光峰强度,这可能是由于在退火过程中微波场促进了硅量子点的形成。上述对 P3~P6 峰的分析结果说明快速光热退火在 455~589 nm 范围内以及微波退火在 461~600 nm 范围内的发光峰均归因于薄膜内硅量子点的发光。

4 结 论

采用磁控共溅射法沉积了富硅 SiC_x 薄膜,在 800~1000 °C 温度范围内,分别采用微波退火和快速光热退火工艺对薄膜进行退火处理,采用 GIXRD 谱、拉曼谱和 PL 谱对薄膜进行了物相结构、光谱和发光性能表征。结果表明:富硅 SiC_x 薄膜经过 800~1000 °C 的微波退火可形成硅量子点,在退火温度为 900 °C 时还形成了 β-SiC 量子点;而快速光热退火则需要 1000 °C 时才会出现硅量子点和 β-SiC 量子点。经过两种退火工艺制备的样品均有 6 个可见光致发光峰,分别归因于硅量子点的量子限域效应和缺陷态跃迁。在相同温度下经过微波退火后的样品发光峰强度高于快速光热退火的样品;在 1000 °C 微波退火温度下,薄膜内的硅量子点数量最多、尺寸最大(5.26 nm)、晶化率最高(74.25%)、发光峰最强。通过优化含硅量子点的 SiC_x 薄膜的退火工艺,有望制备出优质硅量子点,并将其应用于光电器件领域。

参 考 文 献

- [1] Huang Weiqi, Lü Quan, Zhang Rongtao, *et al.* Stimulated emission in quantum dots formed by pulsed laser on SiGe film[J]. *Acta Optica Sinica*, 2010, 30(4): 1088-1091.
黄伟其,吕泉,张荣涛,等. 硅锗薄膜上量子点的受激发光[J]. *光学学报*, 2010, 30(4): 1088-1091.
- [2] Wen Guozhi, Zeng Xiangbin, Liao Wugang, *et al.* Crystallization mechanism of silicon quantum dots upon thermal annealing of hydrogenated amorphous Si-rich silicon carbide films[J]. *Thin Solid Films*, 2014, 552(3): 18-23.
- [3] Cao Liping, Chen Zhandong, Wu Qiang, *et al.* Effect of annealing on transient photoluminescence properties of microstructured black silicon[J]. *Acta Optica Sinica*, 2015, 35(5): 0530001.

- 曹丽萍, 陈战东, 吴 强, 等. 退火对微构造黑硅光致发光瞬态性质的影响[J]. 光学学报, 2015, 35(5): 0530001.
- [4] Frickebegemann T, Wang N, Peretzki P, *et al.* Generation of silicon nanocrystals by damage free continuous wave laser annealing of substrate-bound SiO_x films[J]. Journal of Applied Physics, 2015, 118(12): 83.
- [5] Wan Z, Huang S, Green M A, *et al.* Rapid thermal annealing and crystallization mechanisms study of silicon nanocrystal in silicon carbide matrix[J]. Nanoscale Research Letters, 2011, 6(1): 1-7.
- [6] Das D. Prospects of microwave heating in silicon solar cell fabrication-a review[J]. Journal of Electrical and Electronics Engineering, 2013, 6(3): 10.
- [7] Song D, Cho E C, Conibeer G, *et al.* Structural characterization of annealed $\text{Si}_{1-x}\text{C}_x/\text{SiC}$ multilayers targeting formation of Si nanocrystals in a SiC matrix[J]. Journal of Applied Physics, 2008, 103(8): 083544.
- [8] Lee Y J, Cho T C, Chuang S S, *et al.* Low-temperature microwave annealing processes for future IC fabrication-a review[J]. IEEE Transactions on Electron Devices, 2014, 61(3): 651-665.
- [9] Fong S C, Chao H W, Chang T H, *et al.* Microwave-crystallization of amorphous silicon film using carbon-overcoat as susceptor[J]. Thin Solid Films, 2011, 519(13): 4196-4200.
- [10] Cao Z X, Song R, Ma L B, *et al.* Visible light emission from innate silicon nanocrystals in an oxide matrix grown at low temperature[J]. Nanotechnology, 2006, 17(8): 2073-2077.
- [11] Chang G R, Ma F, Ma D Y, *et al.* Multi-band silicon quantum dots embedded in an amorphous matrix of silicon carbide [J]. Nanotechnology, 2010, 21(46): 2612-2617.
- [12] Song D, Cho E C, Cho Y H, *et al.* Evolution of Si (and SiC) nanocrystal precipitation in SiC matrix[J]. Thin Solid Films, 2008, 516(12): 3824-3830.
- [13] Ha R, Kim S, Kim H J, *et al.* Crystallization behavior of silicon quantum dots in a silicon nitride matrix[J]. Journal of Nanoscience & Nanotechnology, 2012, 12(2):1448-1452.
- [14] Conrad J, Rödle T, Weber T, *et al.* Irradiation effects in α -SiC studied via RBS-C, Raman-scattering and surface profiling[J]. Nuclear Instruments & Methods in Physics Research, 1996, 118(1-4): 748-752.
- [15] Soest P J V, Robertson J B. Methods for dietary fiber, neutral detergent fiber, and nonstarch polysaccharides in relation to animal nutrition[J]. Journal of Dairy Science, 1991, 74(10): 3583-3597.
- [16] Hao H L, Wu L K, Shen W Z. Controlling the red luminescence from silicon quantum dots in hydrogenated amorphous silicon nitride films[J]. Applied Physics Letters, 2008, 92(12): 121922.
- [17] Park N M, Choi C J, Seong T Y, *et al.* Quantum confinement in amorphous silicon quantum dots embedded in silicon nitride[J]. Physical Review Letters, 2001, 86(7): 1355-1357.
- [18] Ouadfel M A, Keffous A, Brighet A, *et al.* Si-rich α - $\text{Si}_{1-x}\text{C}_x$ thin films by d.c. magnetron co-sputtering of silicon and silicon carbide: structural and optical properties[J]. Applied Surface Science, 2013, 265(1): 94-100.