

衬底钝化处理对 CsPbBr₃ 量子点薄膜发光稳定性影响

赵海霞, 王新伟*, 李如雪, 王登魁, 方 铨, 房 丹, 魏志鹏, 王晓华

长春理工大学高功率半导体激光国家重点实验室, 材料科学与工程学院, 吉林 长春 130022

摘 要 钙钛矿量子点因具有发光谱线窄、发光效率高、发光波长可调谐等优异的光学性能, 在照明、显示、激光和太阳能电池等领域得到了广泛研究。然而, 钙钛矿材料的稳定性问题, 一直制约着其在光电器件中的应用。其中, 钙钛矿材料在空气中受潮易分解的不稳定性尤为突出, 这将严重影响其发光性质。为此, 研究人员采用多种手段来改善钙钛矿材料的稳定性。目前, 常见的方法是将一些具有疏水性的聚合物材料(例如 POSS, PMMA 等)引入到钙钛矿纳米晶中, 或将钙钛矿纳米晶嵌入到介孔二氧化硅材料中, 避免钙钛矿纳米晶暴露于空气中破坏其结构, 以此来增强钙钛矿材料的发光稳定性。此外, 钝化处理钙钛矿纳米晶表面, 也是改善钙钛矿发光稳定性的一种常用方法。这些方法虽然在一定程度上可以改善钙钛矿的发光稳定性, 但是在与有机物合成的过程中不免会引入其他有机官能团, 介孔二氧化硅的引入, 其处理方式相对复杂, 而对钙钛矿纳米晶表面的钝化处理会破坏材料的原有结构。以上问题, 都会影响钙钛矿的发光性质, 不利于其在光电器件中的应用。硅(Si)具有低成本、大尺寸、高质量、导电好等优点, 常被选作钙钛矿量子点光电器件的衬底材料。但是, 由于 Si 衬底长时间暴露于空气, 其表面易形成一层具有硅烷醇基团(Si—OH)的亲水性薄膜, 这将对硅基钙钛矿器件的稳定性产生影响。因此, 对 Si 表面进行钝化处理, 破坏其表面 Si—OH 键, 可以降低衬底表面的亲水性, 增强疏水性, 从而提高钙钛矿材料在器件中的稳定性。本研究使用氢氟酸(HF)对 Si 衬底表面进行钝化处理, 发现钝化处理后的 Si 衬底表面与水的接触角由 50.4° 逐渐增大至 87.7°, 表明 Si 衬底表面由亲水性逐渐转变为疏水性。利用场致发射扫描电子显微镜(FE-SEM)测试发现, 钝化处理后的 Si 衬底表面变粗糙, 并且其表面上的 CsPbBr₃ 量子点(CsPbBr₃ QDs)相对于未处理表面的分散性较好。利用光致发光(PL)光谱研究不同钝化处理时间的 Si 衬底表面上的 CsPbBr₃ QDs 薄膜的发光性质。其中, 处理与未处理的 Si 衬底表面上 CsPbBr₃ QDs 薄膜的 PL 积分强度随功率变化拟合值分别为 1.12 和 1.203, 表明其发光机制为激子发光。温度依赖性的 PL 光谱分析显示, 随着温度的升高(10~300 K), 由于晶格热膨胀使 CsPbBr₃ QDs 带隙增大, 发光峰位逐渐蓝移。并且, 随着衬底钝化处理时间的增加, CsPbBr₃ QDs 薄膜的发光热稳定性逐渐增强, 最佳热稳定性可达 220 K。而时间依赖性的 PL 光谱则进一步说明, 钝化处理后的 Si 衬底表面 CsPbBr₃ QDs 薄膜发光的时间稳定性逐渐增强, 最高发光时间稳定性可达 15 d。因此, 通过简单而有效的对 Si 衬底表面进行钝化处理, 可以有效减少了 Si 表面亲水基团, 提高 CsPbBr₃ QDs 薄膜的发光稳定性, 为增强钙钛矿量子点在光电器件中的稳定性应用提供了新的研究思路。

关键词 钝化; 衬底; CsPbBr₃ 量子点; 稳定性; 光致发光

中图分类号: O472+.3 **文献标识码:** A **DOI:** 10.3964/j.issn.1000-0593(2019)06-1706-05

引 言

无机钙钛矿量子点, 由于具有发光效率高、谱线窄、波长可调谐等优异的光学性能, 而在发光二极管, 光电探测器, 太阳能电池等领域得到广泛研究。然而, 钙钛矿材料遇

水易分解的稳定性较差的问题, 成为制约其应用发展的主要瓶颈。为解决这个问题, 研究者们开展了大量的探索研究。Wang 等^[1]将钙钛矿纳米晶嵌入介孔二氧化硅中, 有效的隔绝了钙钛矿纳米晶与空气接触, 并在 UV 光照射 96 h 后仍然保持较好的发光稳定性。Li 等^[2]在钙钛矿纳米晶中引入疏水性聚甲基丙烯酸甲酯(PMMA), 可以防止空气中水份对钙钛

收稿日期: 2018-04-20, 修订日期: 2018-09-15

基金项目: 国家自然科学基金项目(61404009), 长春理工大学科技创新基金项目(XJLJG-2016-11, XJLJG-2016-14)资助

作者简介: 赵海霞, 女, 1993 年生, 长春理工大学理学院硕士研究生 e-mail: 599736811@qq.com

* 通讯联系人 e-mail: wxw4122@cust.edu.cn

矿稳定性的影响, 在空气中储存 90 d, 依然保持 60% 的发光效率。Huang 等^[3] 将具有疏水性的笼型聚倍半硅氧烷 (POSS) 加入到钙钛矿纳米晶中, 使其在水中仍然发光数月, 成功提高了钙钛矿的发光稳定性。Pan 等^[4] 引入一种有机-无机杂化离子对 (S^{2-} -DDA⁺), 对钙钛矿纳米晶表面进行钝化处理, 在强激光照射下, 依旧保持 36 h 的发光稳定性。这些方法, 虽然一定程度上改善了钙钛矿的发光稳定性, 但是有机聚合物的引入, 不可避免的带入了一些不必要的有机官能团, 介孔二氧化硅的使用增加了工艺处理的难度, 而钙钛矿纳米晶表面钝化处理会破坏材料原有结构^[5-6]。这些都将影响钙钛矿量子点的发光稳定性, 不利于其在光电器件中的应用。硅 (Si) 由于具有低成本、大尺寸、高质量、导电好等优点, 常被选作钙钛矿量子点光电器件的衬底材料^[7]。但是, 由于 Si 表面易形成一层具有硅烷醇基团 (Si—OH) 的亲水性薄膜^[8], 将对器件中直接与衬底接触的钙钛矿的稳定性产生影响。

因此, 本文选用氢氟酸 (HF) 对 Si 衬底表面进行钝化处理, 以破坏亲水性 Si—OH 键, 增强衬底表面疏水性, 从而改善衬底表面 CsPbBr₃ 量子点 (CsPbBr₃ QDs) 薄膜的发光稳定性。通过不同时间的钝化处理, Si 衬底表面与水的接触角从 50.4° 逐渐增加到 87.7°, 表明其疏水性逐渐增强。并且, 钝化处理前后的 Si 衬底表面由光滑变得粗糙, 对应表面 CsPbBr₃ QDs 薄膜中的量子点 (QDs) 由团簇变得分散。通过讨论钝化处理前后的 Si 衬底表面 CsPbBr₃ QDs 薄膜的发光稳定性, 发现钝化处理 60 s 的 Si 衬底表面的 CsPbBr₃ QDs 薄膜具有较好的发光热稳定性 (最佳 220 K) 和时间稳定性 (最佳 15 d)。

1 实验部分

钙钛矿量子点合成: 在室温下, 将 0.043 g 溴化铅 (PbBr₂) 和 0.147 g 溴化铯 (CsBr) 溶于 10 mL 二甲基甲酰胺 (DMF) 中, 并加入 1 mL 油胺 (OAm) 和 0.5 mL 油酸 (OA), 搅拌溶解后获得前驱体溶液, 并快速滴入氯仿 (CHCl₃) 中, 搅拌均匀以获得绿色 CsPbBr₃ QDs。具体实验过程参考文献^[9] 中合成方法。

衬底钝化处理及 CsPbBr₃ QDs 薄膜的制备: 首先, 将 Si 衬底依次用丙酮, 乙醇和去离子水超声水浴清洗, 以去除表面灰尘及脂类杂质。接着, 用稀释的 HF 水溶液 (HF : H₂O = 1 : 10, HF 质量分数为 45%) 对 Si 衬底分别进行 20, 40 和 60 s 的钝化处理, 并用未处理的 Si 衬底作对照实验, 将钝化处理后的 Si 衬底用去离子水清洗。之后, 将 0.1 mL 的 CsPbBr₃ QDs 滴到钝化处理不同时间的 Si 衬底表面, 并以 2 000 r · min⁻¹ 的速率旋涂 45 s。在 30 °C 下干燥 15 min, 制备 CsPbBr₃ QDs 薄膜。以上制备过程均在氮气氛围下进行。

测试与表征: 使用接触角测量仪 JCY-001 记录每个 Si 衬底与水的接触角。样品的表面形貌使用 Hitachi-4800 型场致发射扫描电子显微镜 (FE-SEM) 观察。使用激发波长为 447 nm 的激光器和型号为 iHR550 的光谱仪对样品进行光致发光 (PL) 性能测试。

2 结果与讨论

图 1 显示 HF 钝化处理对 Si 衬底表面形貌的影响, 以及衬底表面与水的接触角变化示意图。由 FE-SEM 图 1(a) 和 (b) 对比可知, HF 钝化处理后 Si 衬底表面由未处理前的光滑 [图 1(a)] 变粗糙 [图 1(b)]。从图 1(c) 可知, 随钝化时间的增加 (0~60 s), 接触角从 50.4° 增加到 87.7°, 表明 Si 衬底经 HF 钝化处理后, 其表面亲水基团 Si—OH 被破坏, 形成了新的 Si—H 键, 使表面为疏水性^[10]。

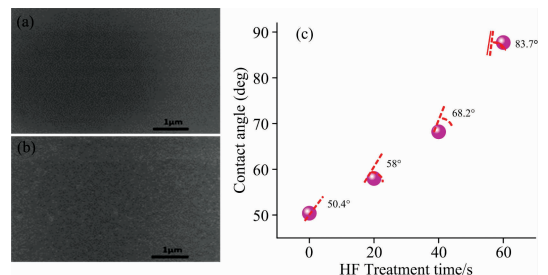


图 1 (a) 未钝化与 (b) HF 钝化处理 60 s 的 Si 衬底 FE-SEM 图, (c) 钝化处理不同时间的 Si 衬底表面与水的接触角变化示意图

Fig. 1 FE-SEM images of (a) unpassivated Si substrate and (b) HF passivated Si substrate for 60 s, (c) the contact angles of water on Si substrate surfaces with different passivated times

钝化处理前后 Si 衬底表面 CsPbBr₃ QDs 薄膜形貌如图 2 (a) 和 (b) 所示。由图 2(a) 可知, 未钝化处理 (0 s) 的 Si 衬底表面上 CsPbBr₃ QDs 紧密聚集在一起, 而 HF 钝化处理 Si 衬底 60 s 后, 衬底表面 CsPbBr₃ QDs 具有较好的分散性 [图 2 (b)], 这是由于衬底表面的亲水性不利于 QDs 的分散而造

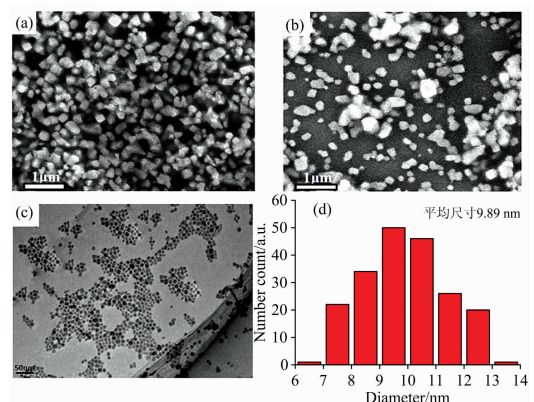


图 2 (a) 未钝化与 (b) HF 钝化 60 s 的 Si 衬底表面上 CsPbBr₃ QDs 薄膜的 FE-SEM 图; (c) 与 (d) CsPbBr₃ QDs 的 TEM 图及其尺寸分布直方图

Fig. 2 FE-SEM images of CsPbBr₃ QDs film coating on (a) unpassivated and, (b) passivated Si substrates by HF for 60 s, (c) and (d) TEM images of CsPbBr₃ QDs and Histogram for the size distribution

成的团簇现象, 而变得疏水粗糙的 Si 衬底表面, 可以更好地分散 QDs, 减弱 QDs 的团簇现象^[11]。这将改善 Si 衬底表面 CsPbBr₃ QDs 薄膜的发光稳定性。为了进一步获得 CsPbBr₃ QDs 的尺寸大小, 我们将 Si 衬底(60 s)上新旋涂的 CsPbBr₃ 样品用刀片刮下, 并及时进行了 TEM 测试, 如图 2(c) 和 (d) 所示。从图 2(c) 中可以看出, CsPbBr₃ QDs 分散相对均匀, 而对其颗粒(200 粒)进行了平均尺寸计算, 得到 CsPbBr₃ QDs 的平均值约为 9.89 nm[图 2(d)]。这进一步说明原始材料为纳米量级。

图 3 为 HF 钝化处理前后的 Si 衬底表面 CsPbBr₃ QDs 薄膜的 PL 光谱图。由图 3(a) 和 (c) 变温 PL 光谱可知, 当温度从 10 K 升高到 300 K 时, PL 强度下降, 半峰宽逐渐展宽, 并出现了发光峰位蓝移的现象, 具体分析如图 4 所示。图 3(c) 为 HF 钝化处理(60 s)的 Si 衬底表面 CsPbBr₃ QDs 薄膜的变温光谱图, 其呈现出与图 3(a) 相似的变化趋势, 但是在低温(10~100 K)时, 图 3(c) 的光谱出现轻微的不对称现象, 这可能是升温过程中 QDs 的能量发生转移所致^[12]。为阐明 CsPbBr₃ QDs 薄膜的发光机制, 未钝化和钝化处理 60 s 的 Si 衬底表面上 CsPbBr₃ QDs 薄膜 PL 强度随功率变化使用公式 $I_{\text{PL}} = I_{\text{EX}}^\beta$ 进行拟合, 如图 3(b) 和 (d) 所示。其中, 线性拟合系数 β 值分别为 1.120 和 1.203, 说明发光机制均为激子发光。

为了获得 HF 钝化处理前后 Si 衬底表面 CsPbBr₃ QDs 薄膜更详细的 PL 性质, 对其变温 PL 光谱相应的峰值能量[图 4(a)], 半峰宽[图 4(b)]和积分强度变化[图 4(c)]进行具体分析。从图 4(a) 中可知, 所有 Si 衬底表面 CsPbBr₃ QDs 薄膜的发光峰位均随温度升高而发生蓝移, 这与传统半导体材料的峰位随温度升高而红移现象相反, 而与 PbS 和 PbSe QDs 相似, 发光峰位的蓝移与晶格热膨胀和电子-声子相互作用有关。为了进一步验证这个观点, 对 CsPbBr₃ QDs 薄膜变温 PL 光谱的峰值能量[图 4(a)]进行拟合^[13]

$$E_g(T) = E_0 + A_{\text{TE}}T + A_{\text{EP}} \left[\frac{2}{\exp\left(\frac{\hbar\omega}{K_B T} - 1\right)} + 1 \right]$$

其中, E_0 是带隙能量, A_{TE} 和 A_{EP} 分别是热膨胀和电子-声子相互作用的比重, $\hbar\omega$ 是平均光学声子能量, K_B 是玻尔兹曼常数。通过计算可得, 热膨胀系数为正值并且均在 0.4 meV · K⁻¹ 左右, 电子-声子相互作用系数为负值并且均在 -100 meV 左右, 这进一步验证了 CsPbBr₃ QDs 薄膜的晶格

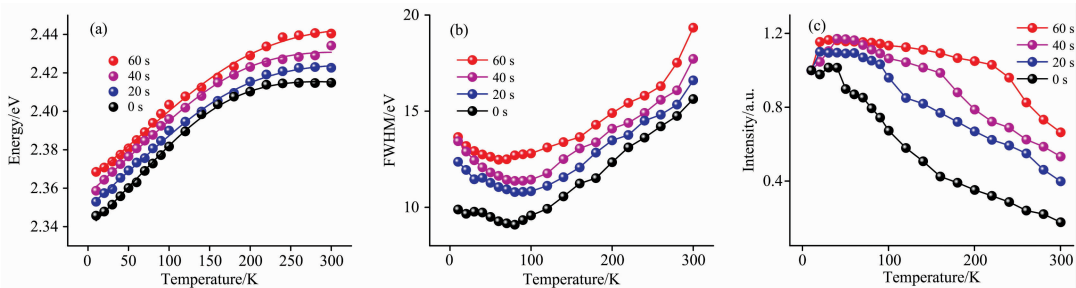


图 4 HF 钝化处理不同时间的 Si 衬底表面 CsPbBr₃ QDs 薄膜的变温 PL 光谱对应的 (a) 峰值能量拟合图, (b) 半峰宽图和 (c) 积分强度图

Fig. 4 (a) peak energies fitting, (b) FWHM and (c) PL integrated intensity of temperature-dependent PL spectra of CsPbBr₃ QD film on Si substrates with different passivated times by HF

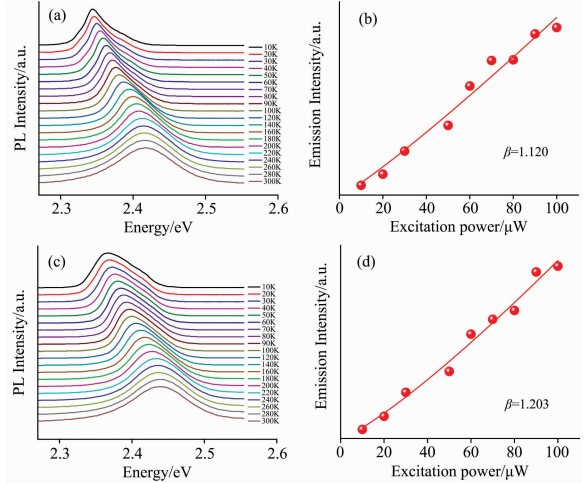


图 3 (a) 未钝化和 (c) 钝化处理 60 s 的 Si 衬底表面 CsPbBr₃ QDs 薄膜的变温 PL 光谱, 及 (b) 和 (d) 分别对应的室温积分强度随激发功率变化曲线

Fig. 3 Temperature-dependent PL spectra of CsPbBr₃ QD films on (a) unpassivated and (c) passivated Si substrates for 60 s by HF, and the relationship between the PL integrated intensity and the excitation power at room-temperature of (b), (d) respectively

热膨胀和电子-声子相互作用引起发光峰位蓝移的观点。具体如下: 温度小于 220 K 时, 由于晶格热膨胀降低轨道间相互作用, 原子间距增大, 能带宽度变窄, 则禁带宽度增大, 从而使发光峰位发生蓝移^[14], 温度高于 220 K 时, 电子-声子相互作用的增加使峰位蓝移速率变缓。而在高温时激子-光学声子相互作用增加, 使得 QDs 薄膜出现半峰宽展宽的现象如图 4(b) 所示^[13]。为了获得发光热稳定性, 对钝化处理前后的 Si 衬底表面 CsPbBr₃ QDs 薄膜的发光热猝灭程度进行了分析, 如图 4(c) 所示。温度从 10 K 升高到 300 K 的过程中, 钝化处理不同时间的 Si 衬底表面 CsPbBr₃ QDs 薄膜的发光强度呈现出不同程度的衰减。其中, 60 s 钝化处理的 Si 衬底, 其表面的 CsPbBr₃ QDs 薄膜在温度升高到 220 K 时发光强度基本保持不变, 而其他样品, 则在温度低于 220 K 时就呈现出不同程度的热猝灭现象。这表明 HF 钝化处理 60 s 的 Si 衬底表面的 CsPbBr₃ QDs 薄膜具有最佳的发光热稳定

性,这是由于衬底表面的疏水性和粗糙性,可以有效改善 CsPbBr₃ QDs 的分散性,使得 CsPbBr₃ QDs 薄膜具有高的激子束缚能^[15],进而提高其发光热稳定性。

为了进一步证明 HF 钝化处理的 Si 衬底可以提高 CsPbBr₃ QDs 薄膜的发光时间的稳定性,对其发光强度随时间衰减程度进行了测试,如图 5 所示。随着时间的推移,未钝化处理的 Si 衬底表面 CsPbBr₃ QDs 薄膜的发光强度一直处于衰减趋势,而经钝化处理的 Si 衬底表面 CsPbBr₃ QDs 薄膜则呈现出不同天数的发光强度稳定期。其中,60 s 钝化处理的 Si 衬底表面 CsPbBr₃ QDs 薄膜,则表现出 15 d 的最佳发光强度稳定期,这可能与 HF 钝化处理后 Si 衬底后,其表面的疏水性和粗糙性有关^[16]。

3 结 论

通过 HF 对 Si 衬底进行钝化处理,发现 Si 衬底表面由光滑变粗糙,并且表面由亲水性逐渐变为疏水性,使其表面 CsPbBr₃ QDs 薄膜中的 QDs 呈现较好的分散性。通过温度和时间依赖性的 PL 测试,发现 HF 对 Si 衬底表面的钝化处理,可以提高衬底表面 CsPbBr₃ QDs 薄膜的热稳定性和时间稳定性。其中,钝化处理 60s 的 Si 衬底表面 CsPbBr₃ QDs 薄

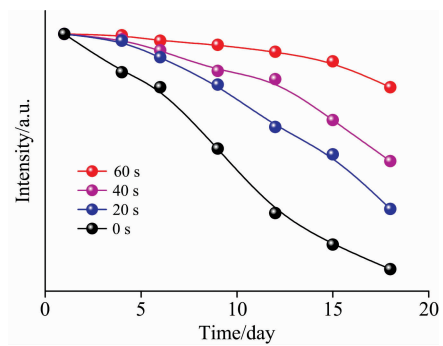


图 5 HF 钝化处理不同时间的 Si 衬底表面 CsPbBr₃ QDs 薄膜 PL 强度随时间变化图

Fig. 5 Time-dependent PL intensity of CsPbBr₃ QDs film on Si substrates with different passivated times by HF

膜表现出最佳的发光稳定性,即 220 K 的热稳定性和 15 d 的时间稳定性。这主要归因于 HF 钝化处理后 Si 衬底表面变得疏水和粗糙,避免了 CsPbBr₃ QDs 薄膜的潮解和 QDs 团簇。因此,对 Si 衬底进行 HF 钝化处理,可以有效改善衬底表面 CsPbBr₃ QDs 薄膜的发光稳定性,使其更好的应用于光电器件领域。

References

- [1] Wang H C, Lin S Y, Tang A C, et al. *Angewandte Chemie International Edition*, 2016, 55(28): 7924.
- [2] Li X, Xue Z, Luo D, et al. *Science China Materials*, 2018, 61(3): 363.
- [3] Huang H, Chen B, Wang Z, et al. *Chemical Science*, 2016, 7(9): 5699.
- [4] Pan J, Sarmah S P, Murali B, et al. *The Journal of Physical Chemistry Letters*, 2015, 6(24): 5027.
- [5] Li X, Cao F, Yu D, et al. *Small*, 2017, 13(9): 1603996.
- [6] Huang Shouqiang, Wang B, Zhang Q, et al. *Advanced Optical Materials*, 2018, 6(6): 1701106.
- [7] Liu J, Sheng X, Wu Y, et al. *Advanced Optical Materials*, 2018, 6(2): 1700897.
- [8] Nagashio K, Yamashita T, Nishimura T, et al. *Journal of Applied Physics*, 2011, 110(2): 024513.
- [9] Li J, Xu L, Wang T, et al. *Advanced Materials*, 2017, 29(5): 1603885.
- [10] Garnier P. *Solid State Phenomena*, 2016, 255: 8.
- [11] Nguyen T P, Ozturk A, Park J, et al. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2018, 19(1): 10.
- [12] Ai B, Liu C, Deng Z, et al. *Physical Chemistry Chemical Physics*, 2017, 19(26): 17349.
- [13] Wei K, Xu Z, Chen R, et al. *Optics Letters*, 2016, 41(16): 3821.
- [14] Shinde A, Gahlaut R, Mahamuni S. *The Journal of Physical Chemistry C*, 2017, 121(27): 14872.
- [15] Li J, Yuan X, Jing P, et al. *RSC Advances*, 2016, 6(82): 78311.
- [16] Tiep N H, Ku Z, Fan H J. *Advanced Energy Materials*, 2016, 6(3): 1501420.

Effect of Passivation Substrates Surface to CsPbBr₃ Quantum Dot Films Optical Stability

ZHAO Hai-xia, WANG Xin-wei*, LI Ru-xue, WANG Deng-kui, FANG Xuan, FANG Dan, WEI Zhi-peng, WANG Xiao-hua
State Key Laboratory of High Power Semiconductor Laser, School of Materials Science and Engineering, Changchun University of Science and Technology, Changchun 130022, China

Abstract Perovskite quantum dots have been widely studied in the fields of illumination, display, and laser because of excellent luminescence properties, such as high luminous efficiency, narrow-band light emission, and adjustable optical wavelengths. However, the problem of stability of perovskite materials has prevented the application of perovskite photoelectric device. Among them, the perovskite material in the air is easy to decompose and the instability is particularly prominent, seriously affecting its luminescence properties. Therefore, the researchers have tried a variety of methods to improve the stability of perovskite materials. At present, the common way is to introduce some hydrophobic polymer materials (such as POSS, PMMA etc.) into the perovskite nanocrystals or embedded perovskite nanocrystals in mesoporous silica spheres to avoid the exposure of the perovskite nanocrystals to the air and the stability of perovskite material was enhanced effectively. Moreover, the surface of perovskite nanocrystals was passivated, and it was also a common method to improve the optical stability of perovskite. Although these methods can improve the optical stability of the perovskite nanocrystals, their preparation methods are complicated and will introduce other organic functional groups in the perovskite, and surface passivation treatment of perovskite nanocrystals can destroy the original structure of perovskite nanocrystals, which affects the optical properties of the perovskite nanocrystals, which is not conducive to their use in photovoltaic devices. For optical devices silicon (Si), it is a dominant material in today's photoelectric device industry because of the low cost, large size, and good electrical conductivity. However, The Si has been exposed to the air for a long time, the surface layer is easily to form a hydrophilic silanol group (Si—OH), which will be detrimental to silicon-based perovskite devices stability. So, passivate the Si surface in order to destroy the surface hydrophilic groups (Si—OH) and make the surface from hydrophilic to hydrophobic, to improve the stability of perovskite material in the device. In this study, Use the hydrofluoric acid (HF) treatment for Si surface passivation. It was found that the contact angle of the Si substrate with water after passivation was changed from 50.4° to 87.7°, indicating that the surface of the silicon substrate was changed from hydrophilic to hydrophobic after HF passivation treatment. Field emission scanning electron microscope (FE-SEM) test showed that after the passivation of Si substrate surface is rough, CsPbBr₃ QDs film are uniformly dispersed, which is different from the cluster of CsPbBr₃ QDs film on the Si substrate surface which is not passivated. The optical properties of CsPbBr₃ QDs film at different time were studied by photoluminescence (PL) spectroscopy, and the fitting results of the power-dependent PL measurement confirming the excitonic characteristics is exciton emission because β is 1.12 and 1.203. Through the temperature-dependent PL measurements, it was found that as the temperature rises, the peak energy will gradually have a blueshift because the thermal expansion of the lattice leads to the forbidden gap increases. When the temperature increased from 10 to 300 K, the thermal stability of CsPbBr₃ QDs film increased gradually with the increase of passivation time to the Si substrate surface. And the time-dependent PL measurements showed, after HF passivation treatment Si substrate surface, the stability of the CsPbBr₃ QDs film gradually increased and the luminescence stability was up to 15 days. Therefore, by simply and effectively passivating the bottom surface of the Si substrate, the hydrophilic groups on the surface can be effectively reduced, improving the Optica stability of the CsPbBr₃ QDs film. This provides a new way to enhance the stability of CsPbBr₃ QDs film in the application of optoelectronic devices.

Keywords Passivation; Substrate; CsPbBr₃ quantum dots; Stability; Photoluminescence

(Received Apr. 20, 2018; accepted Sep. 15, 2018)

* Corresponding author