

CdSe 量子点敏化对 GaAs 发光特性的影响

刘展, 林逢源*, 高美, 方铨, 房丹, 王登魁, 唐吉龙, 王晓华, 魏志鹏

长春理工大学高功率半导体激光国家重点实验室, 吉林 长春 130022

摘要 为了探究量子点敏化对 GaAs 衬底发光性能的影响, 采用化学沉积法制备了 CdSe 量子点, 将量子点沉积在 GaAs 衬底上进行敏化。采用 X 射线衍射测试确认物相, 利用扫描电子显微镜对量子点的形貌进行表征, 并通过荧光光谱测试对 CdSe 量子点敏化后的 GaAs 衬底样品与未敏化的样品进行对比。结果表明: 所制备的 CdSe 量子点大小均匀, 尺寸约为 20 nm, 且均匀地附着在 GaAs 衬底上, CdSe 量子点/GaAs 形成了 II 型能带结构。量子点敏化使 GaAs 衬底表面的载流子浓度升高。通过荧光光谱测试对各发光峰的来源进行了分析。测试数据显示, 与敏化前相比, 敏化后的 GaAs 衬底带边发光增强了 2.25 倍, 缺陷发光增强了 3 倍。

关键词 光谱学; CdSe 量子点敏化; GaAs; 光致发光; II 型能带结构

中图分类号 O433.4; O431.2

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201946.0811002

Effect of CdSe Quantum Dot Sensitization on GaAs Luminescence Characteristics

Liu Zhan, Lin Fengyuan*, Gao Mei, Fang Xuan, Fang Dan, Wang Dengkui,
Tang Jilong, Wang Xiaohua, Wei Zhipeng

*State Key Laboratory of High Power Semiconductor Laser, Changchun University of Science and Technology,
Changchun, Jilin 130022, China*

Abstract In this study, the effect of quantum dot (QD) sensitization on the luminescent properties of GaAs substrates is investigated by preparing CdSe quantum dots via the chemical deposition method and depositing the quantum dots on the GaAs substrates for sensitization. X-ray diffraction is used to confirm the phase, the QD morphology is characterized via scanning electron microscopy, and the sensitized GaAs substrates are compared with the unsensitized ones through fluorescence spectroscopy. Results show that the prepared CdSe quantum dots are uniform in size (approximately 20 nm) and uniformly adhere to the GaAs substrates. CdSe QD/GaAs forms a type-II band structure. Moreover, quantum dot sensitization increases the carrier concentration on the GaAs substrate surface. The source of each luminescence peak is analyzed via fluorescence spectroscopy. Results illustrate that the band-edge luminescence of the sensitized GaAs substrate is 2.25 times higher than that of the unsensitized GaAs substrate. Furthermore, the defect luminescence of the sensitized GaAs substrate is three times higher than that of the unsensitized GaAs substrate.

Key words spectroscopy; CdSe quantum dot sensitization; GaAs; photoluminescence; type-II band structure

OCIS codes 300.6280; 160.4236

1 引 言

近年来,量子点(QD)、量子线、量子阱、半导体超晶格等半导体纳米材料引起了研究人员的兴趣。其中,半导体量子点由于尺寸较小(通常为 1~20 nm),与传统的有机染料相比具有独特的光学特性,可作为光电探测器的敏化材料。例如, CdS^[1-2]、

PbS^[3-4]、Bi₂S₃^[4-5]、CdSe^[6]和 InP^[7]等半导体吸收可见光,可作为敏化剂。最近的研究表明,当量子点受光辐射激发后,由基态跃迁到激发态,生成电子-空穴对(激子),电子-空穴对在异质结界面分离,使光电探测器材料上的载流子浓度升高,从而可以提高器件的效率^[8]。Leschkie 等^[9]基于 CdSe 半导体量子点和单晶 ZnO 纳米线研制了一种新型的量子点

收稿日期: 2019-02-01; 修回日期: 2019-03-22; 录用日期: 2019-04-12

基金项目: 国家自然科学基金(61704011, 61574022, 61504012, 61674021, 11404219, 11404161, 11574130, 11674038)

* E-mail: linfengyuan_0116@163.com

敏化太阳能电池,其内部量子效率可高达 50%~60%。Soylu 等^[10]设计了可伸缩的大面积量子点分层 CdSe/p-Si 异质结二极管,当光照强度为 100 mW·cm⁻²时,该器件表现出光伏特性,这表明, CdSe/p-Si 异质结可作为光电二极管用于光探测。

GaAs 作为一种传统的 III-V 族半导体材料,其自身具有直接带隙,拥有优良的化学稳定性以及高的固有电阻率(约 10⁸ Ω·cm)和电子迁移率($\mu_e = 8500 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$)^[11],在激光器、红外光电探测器件及太阳能电池中被广泛应用^[12-14]。其中, GaAs 基红外光电探测器具有成熟的制备工艺以及成本低、可大面积制备等优点,满足民用、军事等应用领域的需求。然而, GaAs 在生长过程中会有大量的表面态存在,从而严重降低了它的发光性能。为了使其发光性能得到有效提升,对其表面修饰和控制是一个良好的选择。据报道,研究人员已采用多种手段来改善 GaAs 的表面特性,如钝化^[15]、表面等离子体增强^[16]、敏化处理^[17]等。

本文通过化学沉积法合成 CdSe 量子点,并首次利用 CdSe 量子点对 GaAs 衬底进行敏化。CdSe 作为一种 n 型 II-VI 族直接带隙半导体材料,禁带宽度为 1.9 eV,与 GaAs 结合可以形成 II 型能带结构^[18]。量子点具有多激子效应等独特的性质,与 GaAs 结合可以提升性能。利用 X 射线衍射仪(XRD)和扫描电子显微镜(SEM)对 CdSe 量子点的物相和形貌进行分析,并通过荧光光谱(PL)测试对比量子点敏化前后的 GaAs 衬底。实验结果表明,与敏化前相比, CdSe 量子点敏化后的 GaAs 衬底带边发光增强了 2.25 倍, CdSe 中的电子填充到 GaAs 衬底的缺陷中,使其缺陷峰位的发光增强了 3.0 倍。

2 实 验

所需仪器及药品如下:三口烧瓶、回流装置、油浴装置、烧杯、pH 试纸、硒粉、亚硫酸钠、硫酸镉、氨水、双蒸馏水。

2.1 CdSe 量子点的制备

采用化学沉积法制备 CdSe 量子点^[19],实验过程如图 1 所示。1)制作硒源(硒代硫酸钠溶液):称取 3.95 g 硒粉,将其加入到预先制备好的 100 mL 1 mol/L 亚硫酸钠溶液中,然后一起倒入三口烧瓶中并通入氮气,利用油浴装置加热到 363 K,搅拌回流 3 h,最终制备出硒代硫酸钠溶液。2)制作镉源:量取 10 mL 0.1 mol/L 硫酸镉溶液。3)沉积 CdSe 量子点:分别量取 10 mL 0.1 mol/L 硫酸镉溶液和

10 mL 0.13 mol/L 硒代硫酸钠溶液,将其倒入烧杯中,缓慢加入氨水形成络合物,待 pH 值升高至 9~10 之间时停止加入(因为 pH 浓度会影响 Se²⁻ 的析出速率,所以要严格控制好)。将溶液搅拌几秒钟,然后转移到另一个装有清洗干净的烧杯中,溶液保持在室温下。然后放入预先清洗好的 GaAs 衬底样品,待溶液颜色变为红色,3 h 后,将样品从浴中取出,用双蒸水洗涤干净并密封保存。

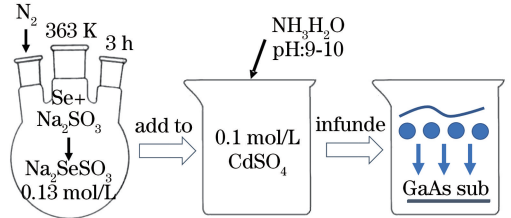
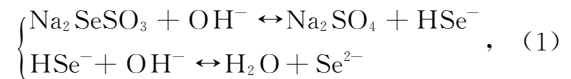


图 1 CdSe 量子点敏化流程示意图

Fig. 1 Flow flow of CdSe quantum dot sensitization

量子点形成机理可以表示为



在 Cd²⁺ 存在的情况下,当 Cd²⁺ 和 Se²⁻ 的离子积超过 CdSe 的溶解度积时,就会形成 CdSe 量子点。

2.2 测试仪器

采用德国布鲁克 D8 QUEST X 射线单晶衍射仪(XRD)对样品中的物相进行测试,采用 Hitachi-4800 型场致发射扫描电镜对量子点的形貌进行表征。采用长春新产业光电技术有限公司的 MRL-III 型 655 nm He-Ne 激光作为激发光源对样品进行光致发光测试;采用 HORIBA 公司的 1472C 型 InGaAs 探测器进行光信号的探测,探测器温度保持在 243 K,选择光栅分辨率为 1200 line·mm⁻¹、狭缝宽度为 0.1 mm 的光栅,采用 725 nm 长波通滤光片;利用美国 Brooks CTI-CRYOGENICS 冷凝泵调节温度,测试范围为 10~300 K,激发功率变化范围为 1~100 mW·cm⁻²。

3 结果与讨论

在 GaAs 衬底材料上生长 CdSe 量子点,当量子点受光辐射激发后,就会由基态跃迁到激发态,生成电子-空穴对(激子)。因为 n-GaAs 的带隙为 1.42 eV, n-CdSe 的带隙为 1.9 eV,而 CdSe 的电子亲和势(4.89 eV)比 GaAs 的电子亲和势(4.10 eV)大很多,所以电子受到 CdSe 量子点的强限制而被局域在 CdSe 量子点上,在库仑力作用下,空穴受到量子点中受限电子的吸引而束缚在量子点周围,形

成 II 型能带结构,如图 2 所示。

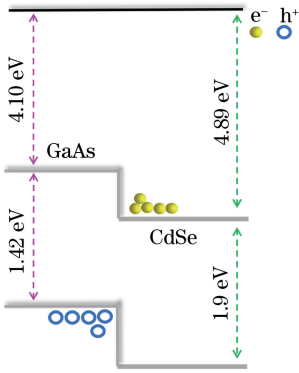


图 2 CdSe 量子点/GaAs 能带结构示意图

Fig. 2 Schematic of CdSe QDs/GaAs band structure

首先测试了在室温下生长的 CdSe 量子点/GaAs 衬底的 X 射线衍射图,如图 3 所示。从图 3 中可以看到,在 47.6° 和 57.8° 处出现了晶面指数为 CdSe(200) 和 CdSe(004) 的衍射峰^[20] (JCPDS NO.08-0459),并且以 CdSe 纳米晶体的形式存在。插图为 CdSe 量子点敏化前后 GaAs 衬底样品的图片。

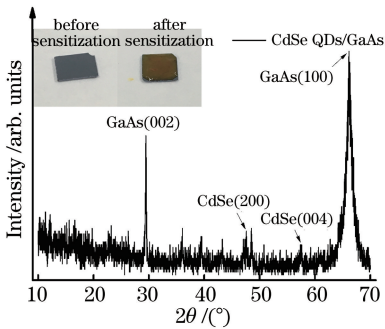


图 3 CdSe 量子点/GaAs 样品的 XRD 图谱

Fig. 3 XRD spectrum of CdSe QDs/GaAs sample

为了确定 CdSe 量子点的尺寸,对在室温下生长的 CdSe 量子点敏化后的 GaAs 衬底进行 SEM 测试,结果如图 4 所示。从图 4 中可以清晰地看到, CdSe 以量子点的形式均匀地分布在 GaAs 衬底上,因为量子点的大小较为均匀,只有极少量量子点发生团聚,通过测量得出量子点的大小约为 20 nm。结果证实了 CdSe 纳米材料以量子点的形式均匀地分布在 GaAs 衬底上,这与 XRD 测试结果相吻合。

GaAs 衬底的发光性能会因缺陷和一些表面态的影响而严重降低。分别对 CdSe 量子点敏化前后的 GaAs 衬底样品进行荧光光谱测试,结果如图 5 所示(实线代表敏化后的 GaAs 衬底,虚线代表敏化前的 GaAs 衬底)。可见,敏化后,所有峰位的发光均得到增强。按从左向右的顺序来标明峰位,分别以 E1、E2、E3、E4 峰位来命名,其中 E3、E4 峰位的

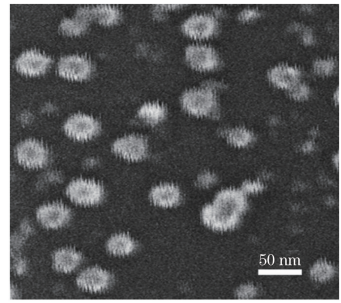


图 4 CdSe 量子点/GaAs 样品的 SEM 图

Fig. 4 SEM image of CdSe QDs/GaAs sample

发光强度显著增强,E3 峰位增强了 3 倍,E4 峰位增强了 2.25 倍。发光强度增强可能是因为引入 CdSe 量子点后,GaAs 衬底表面的非辐射复合中心有所减少,使样品中载流子的数量增多,从而增大了发光强度。E4 峰位敏化前的半峰全宽 $F_{WHM} = 0.050$ eV,峰位为 1.485 eV,而敏化后的 $F_{WHM} = 0.055$ eV,峰位为 1.496 eV。通过对比可看出,敏化前后样品的荧光光谱发射峰出现展宽和蓝移,这是由高密度的电子-空穴等离子体的存在导致的^[21]。

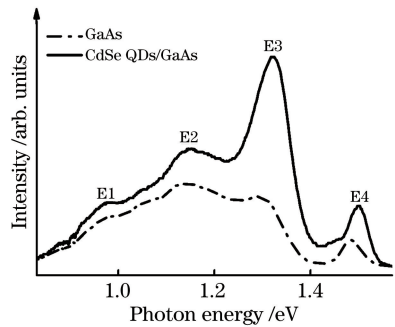


图 5 10 K 温度下 CdSe 量子点/GaAs 样品和 GaAs 衬底的荧光光谱测试结果

Fig. 5 PL spectra of CdSe QDs/GaAs sample and GaAs substrate at temperature of 10 K

为了确认发光峰位的来源以及量子点的尺寸、分布是否均匀,对 CdSe 量子点敏化后的 GaAs 衬底在 10~300 K 范围内进行了荧光光谱变温测试,结果如图 6 所示。从图 6(a)中可以看出,E1、E2、E3 峰位的发光强度都随着温度升高而降低,这归因于激子的正常离解^[22]。从图 6(b)中可以看到峰位都向低能段移动,这主要归因于热激活的非辐射复合机制。

由于 E4(1.50 eV)峰位的发光机制属于带边发光,故而,随着温度升高发光峰位发生红移,发光强度先降低后升高(温度为 180 K 时最低),且半峰宽增大。本研究认为,E4 是导带到碳杂质的激子跃迁^[23],碳杂质是在 GaSe 衬底过程中引入的一种本

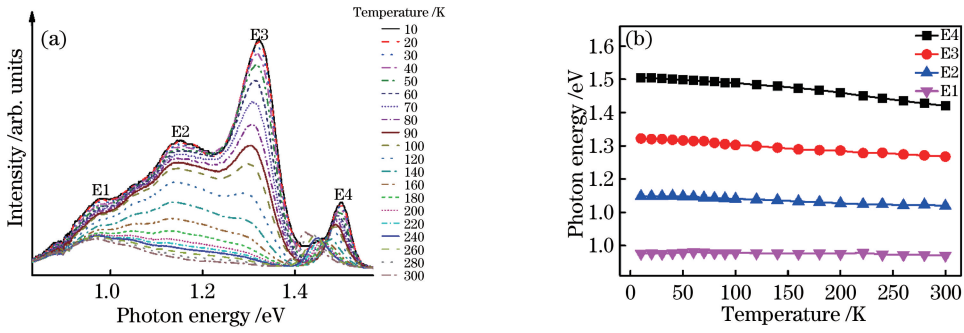


图 6 CdSe 量子点/GaAs 样品的测试结果。(a) 荧光光谱变温测试结果; (b) 峰位随温度的变化

Fig. 6 Test results of CdSe QDs/GaAs. (a) Results of PL variable-temperature test; (b) peak position as a function of temperature

征杂质原子^[24]。根据 Varshni 公式对 E4 峰位进行拟合, Varshni 公式为

$$E_g(T) = E_0 - \alpha T^2 / (T + \beta), \quad (2)$$

式中: E_g 为温度为 T 时材料的带隙; E_0 为温度为 0 K 时材料的带隙; α 为 Varshni 系数; β 为与德拜温度相关的参数。拟合后的结果如图 7 所示, E4 峰位随温度升高没有发生快速不均匀红移, 并且峰位可以根据(2)式得到很好的拟合。通过文献[25-27]中对量子点生长尺寸的分析结论可以得出, 沉积量子点后, 发光峰位置随着温度升高没有明显红移, 发光峰的半峰全宽没有先减小后增大的变化趋势, 且发光峰位置随温度的变化可以利用 Varshni 公式很好地描述, 说明量子点的尺寸很均匀。这个结论与 SEM 图所结果吻合。

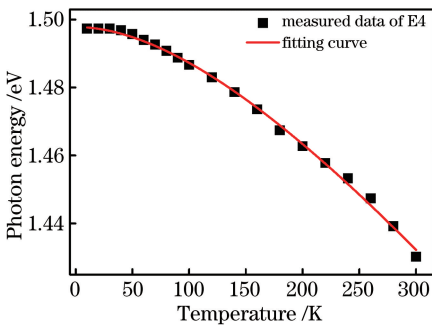


图 7 E4 峰位随温度变化的实验结果及拟合曲线

Fig. 7 Experimental result and fitting curve of E4 peak position varying with temperature

在图 6 所示变温荧光光谱测试结果中, 随着温度升高, E3(1.358 eV) 峰位的发光强度逐渐减弱, 最后在 300 K 时消失。这符合缺陷发光的特征, 对应着导带到复合缺陷 $I_{Ga}-V_{As}$ 激子跃迁的发光峰^[28], I 代表杂质原子, V 代表 As 空位。激子会因热激发而发生分解, 所以对于 GaAs 半导体材料, 只有在低温下才能观察到清晰的激子发光; 当温度升高后, 激

子谱线会展宽, 激子发光强度降低, 甚至会发生淬灭。可用此来解释图 4 中 E3 峰位发光增强较大的原因。E2 峰位来自于反位缺陷 Ga_{As} ^[29]: 自由激子受反位缺陷 Ga_{As} 的束缚在缺陷中形成束缚激子, CdSe 的加入使束缚激子增多, 因而发光增强。当 $k_b T$ (k_b 是玻尔兹曼常数) 值接近或大于激子电离能时, 激子就会因热激发而发生分解, 所以当温度逐渐升高时发光强度减弱, 当温度达到 300 K 时, E2 峰位消失。

此外, 还对 CdSe 敏化后的 GaAs 样品进行了变功率荧光光谱测试(图 8), 峰位从左到右分别命名为 D1、D2、D3、D5、D4。从图 8 中可以看到: 在高端段, 随着功率在 $1 \sim 30 \text{ mW} \cdot \text{cm}^{-2}$ 范围内逐渐升高, D5 与 D4 峰位出现, 并且 D5 峰位占据主导; 当功率升高到 $30 \text{ mW} \cdot \text{cm}^{-2}$ 时, D5 峰位停止增强, 随后功率继续升高, 其峰强逐渐降低; 而 D4 峰位的峰强则随着功率升高而一直增强。D4 峰位为带边发光峰, 随着激光功率密度降低, 激子跃迁减少, 故而发光强度降低。D5 峰位(1.45 eV) 位于带边发光的低能端, 来自于束缚激子的复合发光。如果自由激子在

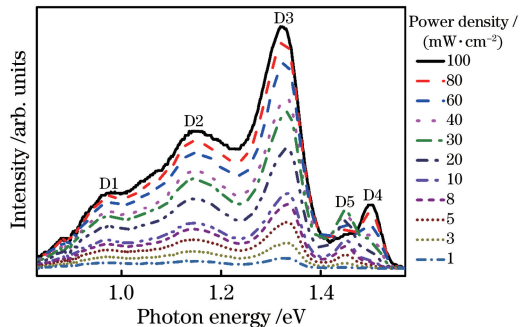


图 8 10 K 温度下, CdSe 量子点/GaAs 样品的变功率荧光光谱测试结果

Fig. 8 PL spectra of CdSe QDs/GaAs sample under variable powers at temperature of 10 K

运动过程中与半导体中的杂质或缺陷态发生碰撞,就会被这些状态产生的库仑力或非库仑力束缚,总能量降低。由于 CdSe 量子点的存在,当有外界光源激发时,就会生成更多的电子-空穴对,使 GaAs 上自由激子增多,并有一部分被受主束缚,形成束缚在受主上的激子 A^+X ,最终复合发光^[30]。随着激发功率从 $1 \text{ mW}\cdot\text{cm}^{-2}$ 升高到 $30 \text{ mW}\cdot\text{cm}^{-2}$,束缚激子增多,由此导致 D5 发光强度逐渐增强。随着激发功率继续升高 ($30\sim 100 \text{ mW}\cdot\text{cm}^{-2}$),激子数量继续增多,当受主杂质不能束缚更多的激子时,激子就会相互碰撞而从束缚中逃逸,所以随着功率持续升高,发光强度反而降低。激子从受主束缚中逃逸后,恢复为自由激子,使带边发光 D4 的强度相对大幅增加。

在变功率测试中,发光强度随激发功率的变化关系可以表示为

$$I = \eta I_0^\alpha, \quad (3)$$

式中: I 为发光强度; I_0 为激光辐射功率; η 为辐射效率;指数 α 代表辐射复合机制^[31],当 $\alpha < 1$ 时,判断为杂质或缺陷产生的发光^[32]。为了进一步确认 D1、D2、D3 峰位的发光机制,对发光的强度与激发功率进行拟合,两者之间的关系可以用来确定发光机制。由图 9(a) 可以看出,根据 (3) 式拟合得到的结果为: $\alpha_3 = 0.5205$, $\alpha_2 = 0.5077$, $\alpha_1 = 0.4374$,从这些发光峰位随激光辐射功率变化的指数可以看出,发光峰位均属于杂质发光或缺陷产生的发光,验证了前文所述的发光机制。

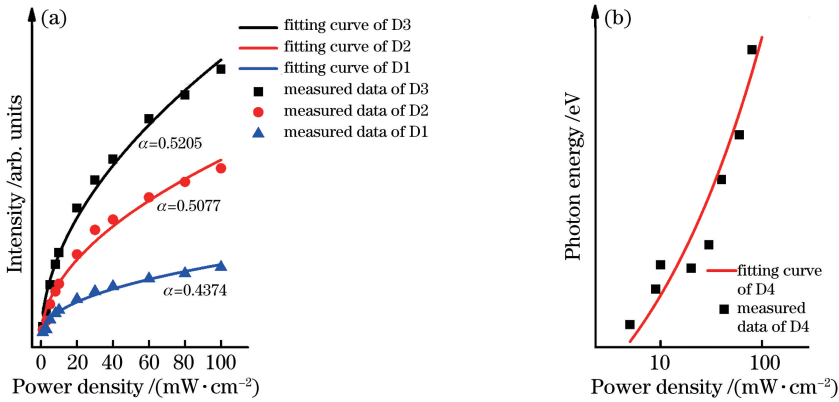


图 9 不同发光峰位的测量结果和拟合曲线。(a) D1、D2、D3 变功率发光峰位积分强度及拟合曲线;
(b) D4 峰位随功率密度变化的测量结果及拟合曲线

Fig. 9 Measured results and fitting curves of different luminescence peak positions. (a) Integrated intensities and fitting curves of D1, D2, and D3 variable-power luminescence peak positions; (b) measured results and fitting curve of D4 peak position varying with power density

前文提到根据材料性质分析 CdSe/GaAs 形成了 II 型能带结构。II 型能带结构具有一个重要特征,即发光峰随激发功率增大会发生明显的蓝移,且蓝移与激发功率的 $1/3$ 次方呈线性关系^[33],即

$$E = aI_0^{1/3} + b, \quad (4)$$

式中: a 、 b 为常数; E 为发光峰位; I_0 为激光辐射功率。这是因为随激发强度增加,偶极层引起的量子点表面的静电场使电子能级升高,量子点态密度的填充会导致荧光光谱的最大能量向更高能量移动。对 D4 峰位随功率的变化按照 (4) 式进行拟合,结果如图 9(b) 所示,证实了 CdSe/GaAs 为 II 型能带结构。由于 CdSe 量子点的加入与 GaAs 形成了 II 型能带结构,势垒使得 CdSe 导带限制了大量电子,在库仑力作用下,GaAs 价带上积累了大量空穴,从而形成内建电场。在光致发光过程中,CdSe 中的电子被激发产生电子跃迁,在内建电场作用下,CdSe 导带

上的电子迁移到 GaAs 导带上,而后电子与空穴复合,并以光子的形式散发,所以增强了 GaAs 衬底的发光强度。II 型能带结构具有电子寿命长的特点,能够有效降低电子、空穴的复合几率,提高电流。CdSe 量子点敏化 GaAs 衬底的制备及发光特性研究,为提升 GaAs 基光电探测器的性能提供了新选择。

4 结 论

利用 CdSe 量子点对 GaAs 衬底进行敏化处理,解决了 GaAs 材料存在大量表面态以及发光性能较低的缺点。从荧光光谱测试结果中可知,敏化后, GaAs 衬底的发光最高增强了 3 倍,并且其带边发光激子跃迁峰与缺陷发光都有所增强。通过荧光光谱测试可推测发光增强的原因为: CdSe 量子点的加入,导致 GaAs 表面非辐射复合中心有所减少,故发光强度得到增强。X 射线衍射仪和扫描电子显微镜

的测试结果表明,在 GaAs 衬底上生长出了大小与分布均较为均匀的 CdSe 量子点,为发光特性进行了补充。实验结果证实了 CdSe/GaAs 为 II 型能带结构,可以使电子-空穴对有效分离,为增强 GaAs 基半导体器件的性能提供了新思路。

参 考 文 献

- [1] Kohtani S, Kudo A, Sakata T. Spectral sensitization of a TiO₂ semiconductor electrode by CdS microcrystals and its photoelectrochemical properties [J]. *Chemical Physics Letters*, 1993, 206: 166-170.
- [2] Gerischer H, Lübke M. A particle size effect in the sensitization of TiO₂ electrodes by a CdS deposit [J]. *Journal of Electroanalytical Chemistry and Interfacial Electrochemistry*, 1986, 204(1/2): 225-227.
- [3] Vogel R, Hoyer P, Weller H. Quantum-sized PbS, CdS, Ag₂S, Sb₂S₃, and Bi₂S₃ particles as sensitizers for various nanoporous wide-bandgap semiconductors [J]. *The Journal of Physical Chemistry*, 1994, 98(12): 3183-3188.
- [4] Plass R, Pelet S, Krueger J, *et al.* Quantum dot sensitization of organic-inorganic hybrid solar cells [J]. *The Journal of Physical Chemistry B*, 2002, 106(31): 7578-7580.
- [5] Peter L M, Wijayantha K G U, Riley D J, *et al.* Band-edge tuning in self-assembled layers of Bi₂S₃ nanoparticles used to photosensitize nanocrystalline TiO₂ [J]. *The Journal of Physical Chemistry B*, 2003, 107(33): 8378-8381.
- [6] Liu D, Kamat P V. Photoelectrochemical behavior of thin cadmium selenide and coupled titania/cadmium selenide semiconductor films [J]. *The Journal of Physical Chemistry*, 1993, 97(41): 10769-10773.
- [7] Zaban A, Mičić O I, Gregg B A, *et al.* Photosensitization of nanoporous TiO₂ electrodes with InP quantum dots [J]. *Langmuir*, 1998, 14(12): 3153-3156.
- [8] Xiong Z Q, Zhao F Y, Yang J, *et al.* Comparison of optical absorption in Si nanowire and nanoporous Si structures for photovoltaic applications [J]. *Applied Physics Letters*, 2010, 96(18): 181903.
- [9] Leschkies K S, Divakar R, Basu J, *et al.* Photosensitization of ZnO nanowires with CdSe quantum dots for photovoltaic devices [J]. *Nano Letters*, 2007, 7(6): 1793-1798.
- [10] Soylu M, Al-Ghamdi A A, El-Tantawy F, *et al.* Low leakage current of CdSe quantum dots/Si composite structure and its performance for photodiode and solar cell [J]. *Ceramics International*, 2016, 42(13): 14949-14955.
- [11] Yang X D, Li C G, Zheng Z J. GaAs photoconductor used in laser fusion experiment [J]. *Atomic Energy Science and Technology*, 1996, 30(3): 225-229. 杨向东, 李朝光, 郑志坚. 用于激光聚变实验中的 GaAs 光电探测器 [J]. *原子能科学技术*, 1996, 30(3): 225-229.
- [12] Adhikary S, Aytac Y, Meesala S, *et al.* A multicolor, broadband (5-20 μm), quaternary-capped InAs/GaAs quantum dot infrared photodetector [J]. *Applied Physics Letters*, 2012, 101(26): 261114.
- [13] Lao Y F, Wolde S, Unil Perera A G, *et al.* InAs/GaAs p-type quantum dot infrared photodetector with higher efficiency [J]. *Applied Physics Letters*, 2013, 103(24): 241115.
- [14] Bailey C G, Forbes D V, Raffaele R P, *et al.* Near 1 V open circuit voltage InAs/GaAs quantum dot solar cells [J]. *Applied Physics Letters*, 2011, 98(16): 163105.
- [15] Mariani G, Scofield A C, Hung C H, *et al.* GaAs nanopillar-array solar cells employing *in situ* surface passivation [J]. *Nature Communications*, 2013, 4: 1497.
- [16] Nakayama K, Tanabe K, Atwater H A. Plasmonic nanoparticle enhanced light absorption in GaAs solar cells [J]. *Applied Physics Letters*, 2008, 93(12): 121904.
- [17] Pichler S, Rauch T, Seyrkammer R, *et al.* Temperature dependent photoresponse from colloidal PbS quantum dot sensitized inorganic/organic hybrid photodiodes [J]. *Applied Physics Letters*, 2011, 98(5): 053304.
- [18] Singh S D, Porwal S, Mondal P, *et al.* Observation of room temperature optical absorption in InP/GaAs type-II ultrathin quantum wells and quantum dots [J]. *Journal of Applied Physics*, 2014, 115(22): 223505.
- [19] Kale S S, Lokhande C D. Thickness-dependent properties of chemically deposited CdSe thin films [J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2000, 62(2): 103-108.
- [20] Fujita S, Wu Y H, Kawakami Y, *et al.* Metalorganic molecular beam epitaxial growth and characterization of CdSe/ZnSe strained-layer single quantum wells and superlattices on GaAs substrates [J]. *Journal of Applied Physics*, 1992, 72(11): 5233-5239.
- [21] Titova L V, Hoang T B, Yarrison-Rice J M, *et al.* Dynamics of strongly degenerate electron-hole plasmas and excitons in single InP nanowires [J]. *Nano Letters*, 2007, 7(11): 3383-3387.
- [22] Jiang D S, Jung H, Ploog K. Temperature

- dependence of photoluminescence from GaAs single and multiple quantum-well heterostructures grown by molecular-beam epitaxy [J]. *Journal of Applied Physics*, 1988, 64(3): 1371-1377.
- [23] Jorio A, Rejeb C, Parenteau M, *et al.* Radiation induced carrier enhancement and intrinsic defect transformation in n-GaAs [J]. *Journal of Applied Physics*, 1993, 74(4): 2310-2317.
- [24] Yang D, Sun M L, Yuan W, *et al.* Study on photoluminescence and Raman scattering in GaAs by ion irradiation [J]. *Nuclear Techniques*, 2016, 39(10): 21-27.
杨迪, 孙梦利, 袁伟, 等. 离子辐照 GaAs 的光致发光和拉曼散射研究[J]. *核技术*, 2016, 39(10): 21-27.
- [25] Xu Z Y, Lu Z D, Yang X P, *et al.* Carrier relaxation and thermal activation of localized excitons in self-organized InAs multilayers grown on GaAs substrates [J]. *Physical Review B*, 1996, 54(16): 11528-11531.
- [26] Brusaferrri L, Sanguinetti S, Grilli E, *et al.* Thermally activated carrier transfer and luminescence line shape in self-organized InAs quantum dots [J]. *Applied Physics Letters*, 1996, 69(22): 3354-3356.
- [27] Ma Z X, Pierz K, Hinze P. Abnormal temperature behavior of photoluminescence from self-assembled InAs/AlAs quantum dots [J]. *Applied Physics Letters*, 2001, 79(16): 2564-2566.
- [28] Hwang C J. Evidence for luminescence involving arsenic vacancy-acceptor centers in p-type GaAs [J]. *Physical Review*, 1969, 180(3): 827-832.
- [29] Liu J, Wang P X. Photoluminescence of defects in neutron-irradiated SI-GaAs [J]. *Chinese Journal of Luminescence*, 1998, 19(1): 50-55.
刘健, 王佩璇. 中子辐照 GaAs 快速退火行为的低温光荧光研究[J]. *发光学报*, 1998, 19(1): 50-55.
- [30] Look D C, Theis W M, Yu P W, *et al.* Reversible electrical properties of LEC GaAs [J]. *Journal of Electronic Materials*, 1987, 16(1): 63-67.
- [31] Ge X T, Wang D K, Gao X, *et al.* Localized states emission in type-I GaAsSb/AlGaAs multiple quantum wells grown by molecular beam epitaxy [J]. *Physica Status Solidi (RRL)-Rapid Research Letters*, 2017, 11(3): 1700001.
- [32] Fang X, Wei Z P, Chen R, *et al.* Influence of exciton localization on the emission and ultraviolet photoresponse of ZnO/ZnS Core-Shell nanowires [J]. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2015, 7(19): 10331-10336.
- [33] Hatami F, Grundmann M, Ledentsov N N, *et al.* Carrier dynamics in type-II GaSb/GaAs quantum dots [J]. *Physical Review B*, 1998, 57(8): 4635-4641.