

Be, Si掺杂调控GaAs纳米线结构相变及光学特性

亢玉彬 唐吉龙 李科学 李想 侯效兵 楚学影 林逢源 王晓华 魏志鹏

Studies of Be, Si doping regulated GaAs nanowires for phase transition and optical properties

Kang Yu-Bin Tang Ji-Long Li Ke-Xue Li Xiang Hou Xiao-Bing Chu Xue-Ying Lin Feng-Yuan
Wang Xiao-Hua Wei Zhi-Peng

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 70, 207804 (2021) DOI: 10.7498/aps.70.20210782

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.70.20210782>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

GaAs纳米线晶体结构及光学特性

Crystal structure and optical properties of GaAs nanowires

物理学报. 2019, 68(8): 087803 <https://doi.org/10.7498/aps.68.20182116>

硅(001)图形衬底上锗硅纳米线的定位生长

Controllable growth of GeSi nanowires on trench patterned Si(001) substrate

物理学报. 2020, 69(2): 028102 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20191407>

超高真空条件下分子束外延生长的单层二维原子晶体材料的研究进展

Research progress of monolayer two-dimensional atomic crystal materials grown by molecular beam epitaxy in ultra-high vacuum conditions

物理学报. 2020, 69(11): 118101 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20200174>

掺杂硅纳米梁谐振频率的理论模型及分子动力学模拟

Study on resonance frequency of doping silicon nano-beam by theoretical model and molecular dynamics simulation

物理学报. 2017, 66(10): 106103 <https://doi.org/10.7498/aps.66.106103>

金辅助催化方法制备GaAs和GaAs/InGaAs纳米线结构的形貌表征及生长机理研究

Morphology characterization and growth mechanism of Au-catalyzed GaAs and GaAs/InGaAs nanowires

物理学报. 2018, 67(18): 188101 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20180220>

金属离子掺杂提高全无机钙钛矿纳米晶发光性质的研究进展

Advances in improved photoluminescence properties of all inorganic perovskite nanocrystals via metal-ion doping

物理学报. 2020, 69(18): 187801 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20200795>

Be, Si 掺杂调控 GaAs 纳米线结构相变及光学特性*

亢玉彬¹⁾ 唐吉龙^{1)†} 李科学^{1)‡} 李想¹⁾ 侯效兵¹⁾
楚学影²⁾ 林逢源¹⁾ 王晓华²⁾ 魏志鹏¹⁾

1) (长春理工大学, 高功率半导体激光国家重点实验室, 长春 130022)

2) (长春理工大学理学院, 长春 130022)

(2021 年 4 月 23 日收到; 2021 年 5 月 25 日收到修改稿)

GaAs 基半导体掺杂技术通过在禁带中引入杂质能级, 对其电学及光学特性产生决定性作用, 当 GaAs 材料降维到一维纳米尺度时, 由于比表面积增加, 容易出现纤锌矿-闪锌矿共存混相结构, 此时 GaAs 纳米线掺杂不仅能调节其光电特性, 对其结构相变也具有显著调控作用. 本文研究了 Be, Si 掺杂对砷化镓 (GaAs) 纳米线晶体结构与光学特性的影响. 采用分子束外延在 Si(111) 衬底上自催化方法制备了本征、Si 掺杂和 Be 掺杂 GaAs 纳米线. Raman 光谱测试发现本征 GaAs 纳米线纤锌矿结构特有的 E2 模式峰, Si 掺杂 GaAs 纳米线中 E2 峰减弱甚至消失, Be 掺杂 GaAs 纳米线中 E2 模式峰消失. 通过高分辨透射电子显微镜和选区电子衍射直观地观察到 GaAs 纳米线的结构变化. 光致发光光谱显示本征 GaAs 纳米线存在纤锌矿-闪锌矿混相 II-型结构发光, 通过 Si 掺杂和 Be 掺杂, 该发光峰消失, 转变为杂质缺陷相关的发光.

关键词: GaAs 纳米线, 结构, 掺杂, 分子束外延

PACS: 78.67.Uh, 61.46.Km, 61.72.U-, 81.15.Hi

DOI: 10.7498/aps.70.20210782

1 引言

GaAs 材料具有直接带隙、高电子迁移率等优良属性, 被广泛应用在场效应晶体管^[1]、激光器^[2]、光电探测器^[3]和光伏器件^[4]等领域. GaAs 纳米线因在光子集成器件中前景广阔而备受关注, 高质量 GaAs 纳米线的可控制备是器件实用化的前提, 过去的几十年里, GaAs 基纳米线的生长机制得到了广泛的研究, 通常 GaAs 薄膜材料为立方闪锌矿 (zinc blende, ZB) 结构, 但随着尺寸的减小, 一

维纳米材料中出现了六方纤锌矿 (wurtzite, WZ) 相^[5]. WZ/ZB 混合相的存在对纳米线的电学和光学性能产生了严重的影响, 显著降低了纳米线中载流子迁移率和辐射复合效率^[6-8]. 2009 年, Parkinson 等^[6]观察到堆垛层错密度的增加使 GaAs 纳米线的载流子迁移率从 2250 降低到 1200 cm²/(V·s). Thelander 等^[7]在 InAs 纳米线中观察到了 WZ/ZB 混合相比单一相高 2 个数量级的电阻率. 2013 年, Woo 等^[8]对生长的 InP 纳米线室温光致发光光谱测试, 发现无缺陷纯相 ZB 结构纳米线发射强度是具有孪晶缺陷或混相结构纳米线发射强度的 7 倍.

* 国家自然科学基金 (批准号: 61674021, 11674038, 61704011, 61904017, 11804335, 12074045)、吉林省科技发展计划 (批准号: 20200301052RQ)、吉林省教育厅科学技术研究规划项目 (批准号: JJKH20200763KJ) 和长春理工大学科技创新基金 (批准号: XQNJJ-2018-18) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: jl_tangcust@163.com

‡ 通信作者. E-mail: ciomplikexue@163.com

WZ 结构和 ZB 结构之间的多型晶界作为电子和声子的散射中心, 对电子和声子输运产生不良影响. 因此消除 WZ/ZB 混相结构及降低纳米线的缺陷对提高载流子传输和器件性能具有决定性作用.

近几年, 大量研究工作致力于开发将 WZ/ZB 混相结构转变为纯相 ZB 或者 WZ 结构生长工艺. 主要是通过控制纳米线的生长条件和表面能 (生长温度^[9], V/III 比率^[10] 和液滴的形状^[11,12], 引入 Sb 合金^[13,14], 掺杂^[15-17] 等) 实现单一相. 大多数报道局限在纳米线的结构控制, 对其光学特性研究相对较少. 尤其是对通过不同杂质掺杂 GaAs 纳米线的发光来源有待深入研究.

本文采用超高真空分子束外延 (molecular beam epitaxy, MBE) 结合自催化的生长方式制备了本征、Si 掺杂和 Be 掺杂 GaAs 纳米线, 对其结构和光学特性进行分析. Raman 光谱显示本征 GaAs 纳米线存在一个明显的 WZ 结构特有的 E2 模式峰, 掺杂 GaAs 纳米线的 E2 模式峰明显减弱甚至消失. GaAs 纳米线的高分辨透射电镜 (high-resolution transmission electron microscope, HRTEM) 及选区电子衍射 (selected area electron diffraction, SAED) 显示掺杂可以明显降低 WZ 结构的密度, 使得 WZ/ZB(本征 GaAs 纳米线) 混相结构转变为 ZB(掺杂 GaAs 纳米线) 结构. 在此基础上对其光学特性研究, 光致发光 (photoluminescence, PL) 光谱发现本征、Si 掺杂和 Be 掺杂 GaAs 纳米线都存在两个主要的发光峰. 本征 GaAs 纳米线发光源于自由激子发光和 II-型结构的发光, Si 掺杂 GaAs 纳米线发光来源为导带到受主的发光及施主受主对的发光, Be 掺杂 GaAs 纳米线发光来源为自由激子及导带到受主的发光. 低温 PL 光谱对比显示, 光谱成分由掺杂前 WZ/ZB 混相结构的发光转变为以掺杂后杂质缺陷相关的发光为主导.

2 实验

实验采用超高真空 MBE 系统 (DCA P600) 在 Si(111) 衬底上制备了本征, Si 掺杂和 Be 掺杂 GaAs 纳米线. 本征 GaAs 纳米线的生长温度为 620 °C, Ga 束流为 8.26×10^{-6} Pa, V/III 比率为 25.8. Si 掺杂和 Be 掺杂 GaAs 纳米线的生长条件和本征 GaAs 纳米线相同, 在生长 GaAs 纳米线的过程中打开 Si 源或者 Be 源, Si 源的温度为 1240 °C,

Be 源的温度为 835 °C. 所有样品在 As 束流的保护下结束生长, 冷却至 300 °C 以下. 待样品自然冷却到室温下取出样品.

用场发射扫描电镜 (scanning electron microscopy, SEM, 日立 FE-S4800) 对生长的样品的形貌进行表征, 获得 GaAs 纳米线的形貌. 采用 Lab-RAM HR Evolution, HORIBA 光谱仪获得 GaAs 纳米线的 Raman 光谱, 通过 WZ 结构的特征模式峰 E2 来确定 GaAs 纳米线结构^[18-21], 其中激光器波长为 532 nm. 通过高分辨透射电镜 (HRTEM, FEI Tecnai G2-F20) 及配套的选区电子衍射 (SAED) 进一步确定 GaAs 纳米线的晶体结构. 采用 HORIBA iHR550 光谱仪进行低温变功率 PL 光谱测试, 使用 655 nm 半导体二极管激光器作为激发源, 光斑大小约为 0.4 cm².

3 结果与讨论

图 1(a)–(c) 所示为自催化生长获得的本征、Si 掺杂和 Be 掺杂的 GaAs 纳米线的 SEM 侧视图. 其中本征和 Si 掺杂纳米线呈现不规则杂乱分布, Be 掺杂的纳米线与衬底垂直分布且一致性较好, 表明 Be 掺杂纳米线具有较高的结晶质量. 为了确定掺杂前后 GaAs 纳米线中晶体结构的情况, 进行了 Raman 光谱测试, 通过 WZ 结构中特有的 E2 模式峰来确定纳米线的结构. 对于 GaAs 纳米线, 对应的 Raman 光谱通常存在三种模式的峰, 分别是横光学模 TO (~ 267.2 cm⁻¹), 表面光学声子 SO (~ 286 cm⁻¹) 和纵光学模 LO (~ 291.2 cm⁻¹)^[19-21]. 而对于存在 WZ 结构的 GaAs 纳米线, 除了存在以上三种模式的峰之外, 还存在一个 WZ 结构对应的模式峰, 对应的峰位 ~ 259 cm⁻¹^[19-21]. Raman 光谱如图 2(a) 所示, 本征 GaAs 纳米线存在 E2, TO 和 LO 模式峰, 而 Si 掺杂和 Be 掺杂并没有发现明显的 E2 模式峰. 为了更好地说明掺杂之后 GaAs 纳米线的结构的变化, 进行多洛伦兹拟合, 如图 2(b)–(d) 所示. 图 2(b) 显示明显的 GaAs E2 模式峰, 证实本征 GaAs 纳米线的结构为 WZ/ZB 混相结构. 图 2(c) 显示 Si 掺杂 GaAs 纳米线存在微弱的 GaAs E2 模式峰, 证实 Si 掺杂 GaAs 纳米线的晶体结构主要为 ZB 结构. 图 2(d) 显示 Be 掺杂 GaAs 纳米线没有 GaAs E2 模式峰, 因此 Be 掺杂 GaAs 纳米线为 ZB 结构. 根据 GaAs 纳米线多洛伦兹拟合的

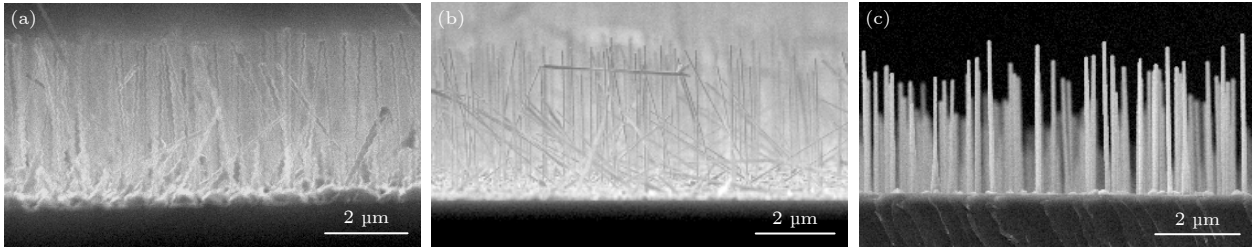


图 1 GaAs 纳米线 SEM 侧视图 (a) 本征 GaAs 纳米线; (b) Si 掺杂 GaAs 纳米线; (c) Be 掺杂 GaAs 纳米线
Fig. 1. The side-view SEM images of GaAs NWs: (a) Intrinsic GaAs NWs; (b) Si-doped GaAs NWs; (c) Be-doped GaAs NWs.

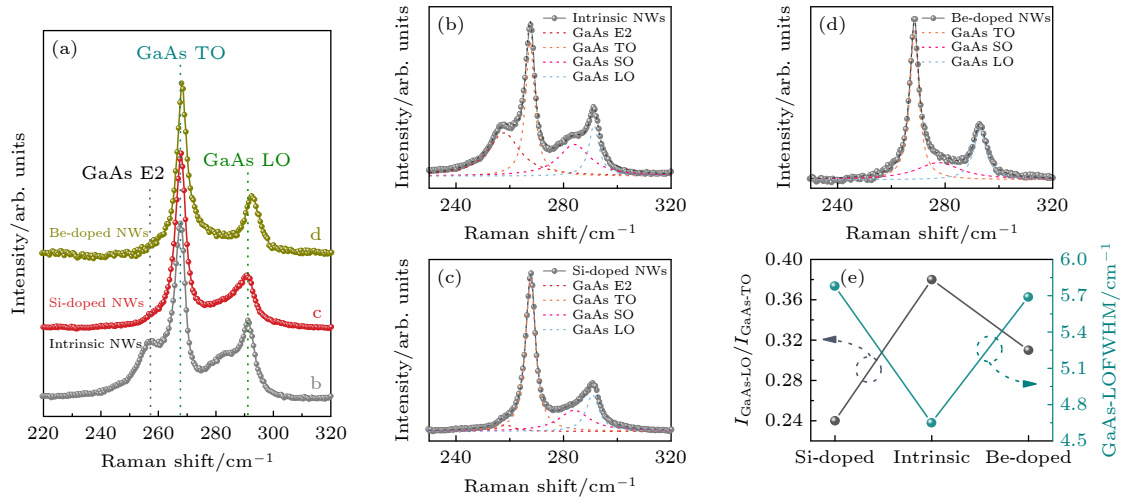


图 2 (a) 本征, Si 掺杂及 Be 掺杂 GaAs 纳米线的 Raman 光谱; (b) 本征, (c) Si 掺杂和 (d) Be 掺杂 GaAs 纳米线的多洛伦兹拟合图; (e) 所有 GaAs 纳米线的 GaAs LO 与 GaAs TO 强度比值及 GaAs LO 的 FWHM 图
Fig. 2. (a) The Raman spectra of intrinsic, Si-doped and Be-doped GaAs NWs; (b) intrinsic, (c) Si-doped, and (d) Be-doped GaAs NWs are fitted by multi-Lorentzian functions; (e) intensity ratio of I_{LO}/I_{TO} and FWHM of GaAs LO for intrinsic, Si-doped and Be-doped GaAs NWs.

结果, 掺杂 GaAs 纳米线中 LO 半高全宽 (full width at half maximum, FWHM) 展宽, 同时 LO 与 TO 强度的比值下降, 因此再次说明了 Si 和 Be 的有效掺杂 [22,23].

为了更清楚地阐明本征、Si 掺杂和 Be 掺杂 GaAs 纳米线的晶体结构, 对其进行 TEM 测试, 如图 3 所示. 图 3(a)–(c) 是本征 GaAs 纳米线的低分辨 TEM、高分辨 TEM 及对应的选区电子衍射图样. 本征 GaAs 纳米线的选区电子衍射图样存在三套衍射斑, 两套来自于 ZB 结构, 一套来自于 WZ 结构. ZB 结构的衍射斑通过蓝色和红色虚线标记, 而 WZ 结构的衍射斑通过黄色虚线标记. 因此可以得到本征 GaAs 纳米线为 WZ/ZB 混相结构且存在大量的缺陷. 通过低分辨 TEM、高分辨 TEM 及对应选区电子衍射图样表征 Si 掺杂 GaAs 纳米线的晶体结构, 如图 3(d)–(f) 所示. 图 3(e) 显示 Si 掺杂 GaAs 纳米线为 ZB 结构, 且存在多个孪晶

面 (twin planes, TP), 通过白色箭头标记. 图 3(f) 显示了两套 ZB 结构对应电子衍射斑, 分别被蓝色和红色虚线标记, 因此可以得到 Si 掺杂 GaAs 纳米线为纯相 ZB 结构. 通过低分辨 TEM, HRTEM 和选区电子衍射图样对 Be 掺杂 GaAs 纳米线的晶体结构进行表征, 如图 3(g)–(i) 所示. HRTEM 及选区电子衍射图样显示 Be 掺杂 GaAs 纳米线为 ZB 结构. 因此, 掺杂实现了 GaAs 纳米线的相控制, 这与 Raman 光谱测试结果一致.

在此基础上, 研究掺杂对 GaAs 纳米线光学特性的影响. 图 4 显示本征、Si 掺杂和 Be 掺杂 GaAs 纳米线的低温 (10 K) 光致发光光谱. 本征 GaAs 纳米线的 PL 光谱显示两个主要的发光峰, 标记为 A 和 B, 对应的波长 (能量) 分别为 818.4 nm (1.515 eV) 和 831.1 nm (1.492 eV). 立方相 ZB 结构的 GaAs 体材料激子跃迁峰位 (能量) 约为 816.3 nm (1.519 eV). Si 掺杂 GaAs 纳米线的 PL 光谱显示明显的展宽

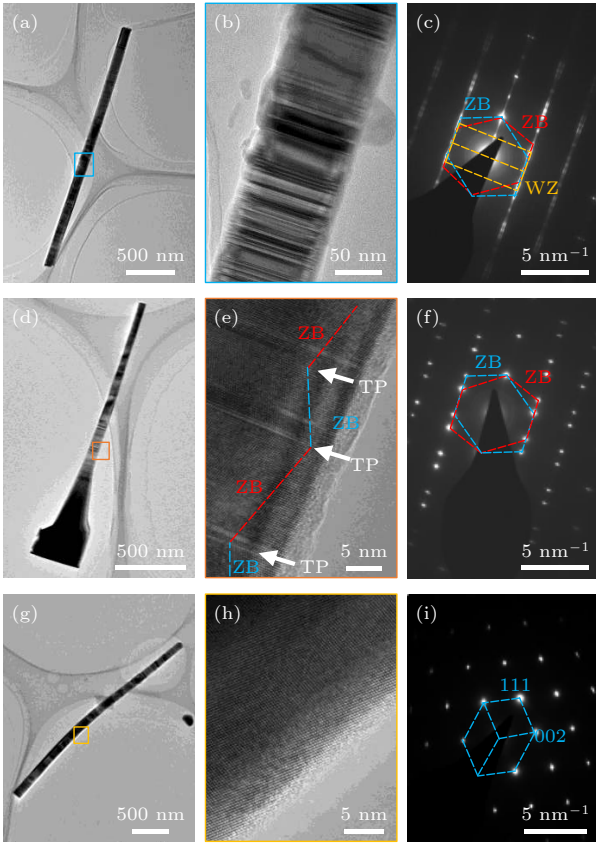


图3 GaAs纳米线的TEM和选区电子衍射图. 本征GaAs纳米线 (a) 低分辨TEM, (b) 高分辨TEM及(c) 对应的选区电子衍射图样; Si掺杂GaAs纳米线 (d) 低分辨TEM, (e) 高分辨TEM及(f) 对应的选区电子衍射图样; Be掺杂GaAs纳米线 (g) 低分辨TEM, (h) 高分辨TEM及(i) 对应的选区电子衍射图样

Fig. 3. TEM and SAED of GaAs NWs: (a) Low-TEM, (b) HRTEM and (c) SAED of intrinsic GaAs NW; (d) low-TEM, (e) HRTEM and (f) SAED of Si-doped GaAs NW; (g) low-TEM, (h) HRTEM and (i) SAED of Be-doped GaAs NW.

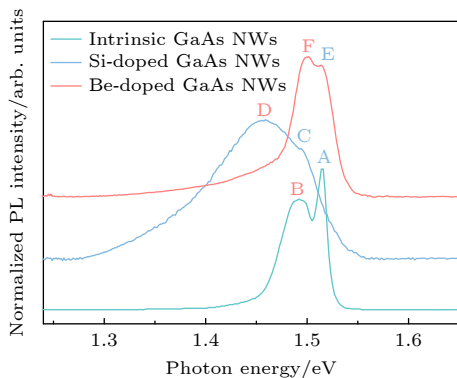


图4 本征, Si掺杂和Be掺杂GaAs纳米线的低温(at 10 K)下光致发光光谱, 激发光源的功率密度为300 mW/cm²

Fig. 4. The PL spectra of intrinsic, Si-doped and Be-doped GaAs NWs at low temperature (10 K). The power density of the excitation light source is 300 mW/cm².

峰, 且包含两个主要的发光峰, 标记为C和D, 对应的波长(能量)分别是828.8 nm (1.496 eV)和848.7 nm (1.461 eV). 另外, Be掺杂GaAs纳米线的PL光谱也显示两个明显的发光峰, 标记为E和F, 对应的峰位分别是816.4 nm (1.519 eV)和828.3 nm (1.497 eV).

为了确定本征GaAs纳米线的发光来源, 本文进行低温变功率光谱测试(图5). 图5(a)显示随着功率密度的增加, 峰P(A)的峰位没有变化, 而峰P(B)的峰位随着功率密度的增加存在小幅度的蓝移, 该现象是由II型能带弯曲效应所引起^[24,25]. 峰P(A)和P(B)的积分强度与激发功率密度之间的关系如(1)式所示^[25,26]:

$$I = \eta I_0^\alpha, \quad (1)$$

其中, I_0 为激光辐射功率, η 为辐射效率, 指数 α 被用来判断辐射复合机制. α 的值在1和2之间, 发光源于激子复合; α 的值约2时, 为导带-价带之间的发光; α 的值小于1时, 发光来源为缺陷或者杂质相关的发光. 本征GaAs纳米线的峰P(A)和峰P(B)对应的 α 值分别为1.58和0.86, 如图5(b)所示, 因此可以确定峰P(A)为自由激子发光, 峰P(B)为缺陷或者杂质之间的发光. 对于本征GaAs纳米线由于没有引入掺杂, 所以可以确定峰P(B)源于缺陷的发光. 在这里, 构建功率的1/3次方($P^{1/3}$)与峰位之间的关系, 如图5(c)所示, 发现峰P(B)的峰位与 $P^{1/3}$ 呈现线性关系, 即 $E \propto P^{1/3}$ ^[26,27], 对应的发光源于WZ/ZB II型结构的特性.

对GaAs纳米线进行掺杂, 对应的发光峰出现明显的变化, Si掺杂和Be掺杂GaAs纳米线低温(at 10 K)下变功率测试结果如图6所示. 从图6(a)中可以看到Si掺杂GaAs纳米线的强度随着功率密度的增加而增加, 但对应的峰形没有出现明显的变化. 为了更好地确定对应的两个峰P(C)和P(D)的发光来源, 对其变功率光谱进行高斯拟合, 同时建立功率密度与积分强度之间的关系((1)式), 对应的 α 值分别为0.72和0.65, 如图6(b)所示, 因此可以确定峰P(C)和峰P(D)为缺陷或者杂质之间的发光. Arab等^[28]报道的Si掺杂GaAs纳米线的发光峰对应的峰位为1.496, 1.488, 1.469和1.460 eV, 这些峰源于Si杂质相关的发光. 本文中Si掺杂GaAs纳米线低温PL光谱对应的峰位为1.496 eV和1.461 eV, 因此Si掺杂GaAs纳米线

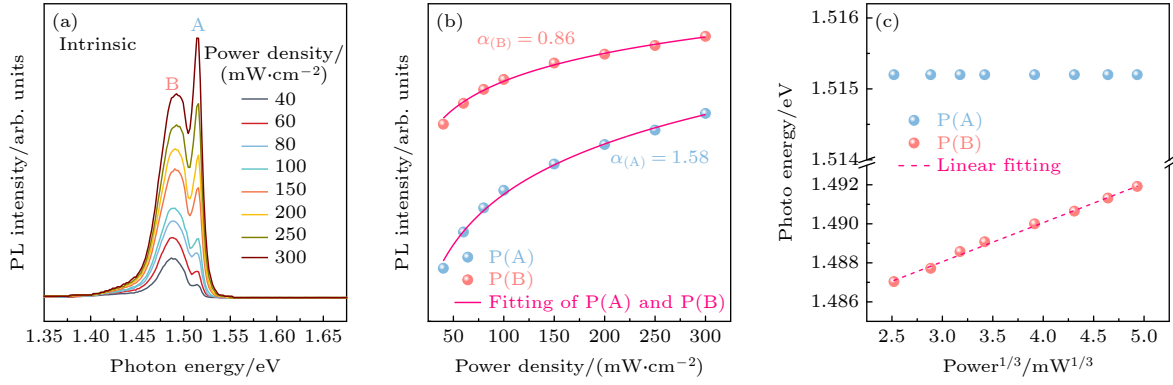


图5 本征 GaAs 纳米线光谱图 (a) 本征 GaAs 纳米线在不同功率密度下的 PL 光谱曲线; (b) 本征 GaAs 纳米线中峰 P(A) 和峰 P(B) 强度随功率密度的关系曲线; (c) P(A) 和 P(B) 峰位和功率^{1/3}($P^{1/3}$) 的关系曲线

Fig. 5. The PL spectra of intrinsic GaAs NWs: (a) The PL spectral curves of intrinsic GaAs NWs at different power density; (b) the relationship between peak P (A) and P (B) intensity with power density in intrinsic GaAs NWs; (c) the relationship between P(A) and P(B) peaks and $P^{1/3}$.

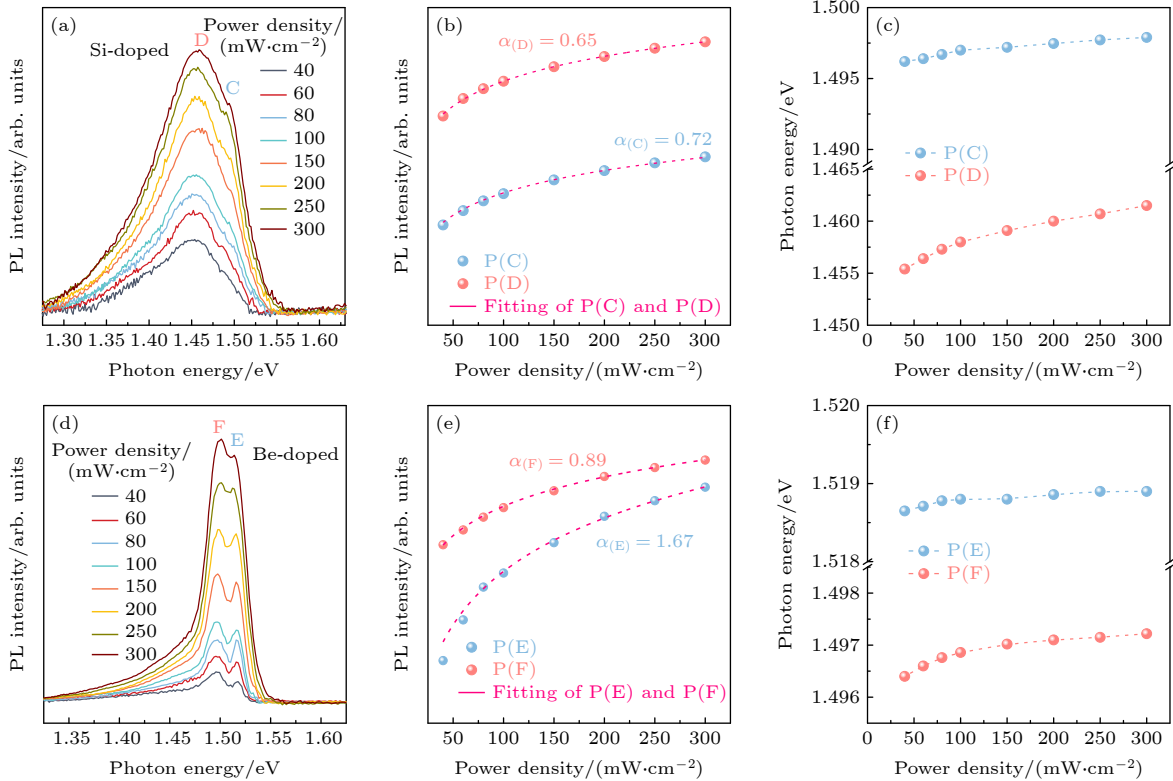


图6 掺杂 GaAs 纳米线的光谱图 (a) 不同功率密度下 Si 掺杂 GaAs 纳米线的 PL 光谱曲线; Si 掺杂 GaAs 纳米线中 P(C) 和 P(D) 积分强度 (b) 和峰位 (c) 随功率密度的关系曲线; (d) 不同功率密度下 Be 掺杂 GaAs 纳米线的 PL 光谱曲线; Be 掺杂 GaAs 纳米线中 P(E) 和 P(F) 峰积分强度 (e) 和峰位 (f) 随功率密度的关系曲线

Fig. 6. The PL spectra of doped GaAs NWs: (a) The PL spectral curves of Si-doped GaAs NWs at different power density; the relationship between P (C) and P (D) integral intensity (b) and peak positions (c) with power density in Si-doped GaAs NWs; (d) the PL spectral curves of Be-doped GaAs NWs at different power density; The relationship between P (E) and P (F) peak integral intensity (e) and peak positions (f) with power density in Be-doped GaAs NWs.

的发光峰源于 Si 杂质缺陷. 为了更进一步确定其发光来源, 构建功率密度与两个发光峰峰位之间的关系, 如图 6(c) 所示. 从图中可以发现, 峰 P(C) 随着激发功率密度的增加, 峰位轻微的蓝移, 峰 P(C)

为导带到受主的发光 [29,30]. 同时随着功率密度的增加, 1.461 eV 发光峰位出现明显的蓝移现象, 这种现象与施主-受主对 (DAP) 辐射复合发光相似. DAP 辐射复合的峰位可以被描述 [29,31–33] 为

$$E_{\text{DAP}} = E_g - (E_D + E_A) + e^2/(\epsilon r), \quad (2)$$

其中, E_g 是 GaAs 带隙, E_D 和 E_A 分别是施主和受主束缚能, r 是施主与受主之间的距离, e 是电子电荷, ϵ 是介电常数. 对于 DAP 峰位的变化, 随着激发功率的增加, 被占的施主和受主中心的浓度也会增加, 减少了施主-受主之间的平均距离, 导致 DAP 向更高的能量转移. 因此, 峰 P(D) 是施主-受主对的辐射复合发光.

对于 Be 掺杂 GaAs 纳米线的低温 PL 光谱测试, 图 6(d) 显示峰 P(E) 和 P(F) 的积分强度随着功率密度的增加而增加, 而峰位没有明显的变化. 为了进一步确定两个峰的发光来源, 对其进行高斯拟合. 功率密度与 P(E) 和 P(F) 两个峰积分强度之间的关系被构建, 通过 (1) 式进行拟合, 可以得到 Be 掺杂对应两个峰的 α 值分别为 1.67 和 0.89, 如图 6(e) 所示. 因此可以得到峰位 P(E) 的发光来源是自由激子复合发光, 而 P(F) 的发光来源可能是缺陷或者 Be 杂质之间的发光. 图 6(f) 可以进一步确定其发光来源, 功率密度与两个峰之间的关系, 随着激发功率密度的增加, 峰位 E 没有明显的移动, 而峰位 F 有轻微的蓝移, 因此可以确定峰 P(E) 是自由激子的发光, 峰 P(F) 是导带到受主的发光. 另外, Scott 等^[34] 报道了低温 6.5 K 下 Be 掺杂 GaAs 材料中导带到受主对应的峰位为 1.493 eV, 这与本文低温 10 K 下 Be 掺杂 GaAs 纳米线导带到受主对应的峰位 1.497 eV 基本吻合. 因此, 掺杂之后 GaAs 纳米线的发光来源发生明显的改变, WZ/ZB II-型结构发光消失, 转变为杂质缺陷相关的发光.

4 结 论

本文利用分子束外延系统制备了本征、Si 掺杂和 Be 掺杂 GaAs 纳米线, Raman 光谱, 透射电子显微镜及 PL 光谱研究了掺杂对 GaAs 纳米线结构相变调控和光学特性研究. Raman 光谱测量结果表明 Si 掺杂会使得本征 GaAs 纳米线 WZ 结构特有的 E2 模式峰减弱, Be 掺杂使得 E2 模式峰消失. HRTEM 和 SAED 图样直观的观察到了本征 GaAs 纳米线为 WZ/ZB 混相结构且伴有缺陷存在, Si 掺杂 GaAs 纳米线结构为 ZB 结构且存在少量孪晶, Be 掺杂 GaAs 纳米线为单一 ZB 结构. PL 光谱测量表明掺杂改变了 GaAs 纳米线发光来源, 本征

GaAs 纳米线的两个峰源于自由激子和 WZ/ZB II-型结构发光, Si 掺杂 GaAs 纳米线的发光源于导带到受主的发光和施主受主对的发光, Be 掺杂 GaAs 纳米线的发光源于自由激子和导带到受主的发光. GaAs 纳米线的掺杂不仅实现了纳米线结构相变的调控, 同时也实现光学特性的调节, 尤其是 Be 掺杂可以实现单一闪锌矿结构 GaAs 纳米线, 对 III-V 纳米材料掺杂实现相变调控具有重要的指导意义.

参考文献

- [1] Kasai S, Asai T 2008 *Appl. Phys. Express* **1** 083001
- [2] Saxena D, Mokkapatil S, Parkinson P, Jiang N, Gao Q, Tan H H, Jagadish C 2013 *Nat. Photonics* **7** 963
- [3] Zhu X, Lin F, Zhang Z, Chen X, Huang H, Wang D, Tang J, Fang X, Fang D, Ho J C, Liao L, Wei Z 2020 *Nano Lett.* **20** 2654
- [4] Krogstrup P, Jørgensen H I, Heiss M, Demichel O, Holm J V, Aagesen M, Nygard J, Fontcuberta i Morral A 2013 *Nat. Photonics* **7** 306
- [5] Glas F, Harmand J C, Patriarche G 2007 *Phys. Rev. Lett.* **99** 146101
- [6] Parkinson P, Joyce H J, Gao Q, Tan H H, Zhang X, Zou J, Jagadish C, Herz L M, Johnston M B 2009 *Nano Lett.* **9** 3349
- [7] Thelander C, Caroff P, Plissard S, Dey A W, Dick K A 2011 *Nano Lett.* **11** 2424
- [8] Woo R L, Xiao R, Kobayashi Y, Gao L, Goel N, Hudait M K, Mallouk T E, Hicks R F 2008 *Nano Lett.* **8** 4664
- [9] Gil E, Dubrovskii V G, Avit G, André Y, Leroux C, Lekhal K, Grecenkov J, Trassoudaine A, Castelluci D, Monier G, Ramdani R M, Robert-Goumet C, Bideux L, Harmand J C, Glas F 2014 *Nano Lett.* **14** 3938
- [10] Lehmann S, Wallentin J, Jacobsson D, Deppert K, Dick K A 2013 *Nano Lett.* **13** 4099
- [11] Panciera F, Baraissov Z, Patriarche G, Dubrovskii V G, Glas F, Travers L, Mirsaidov U, Harmand J C 2020 *Nano Lett.* **20** 1669
- [12] Jacobsson D, Panciera F, Tersoff J, Reuter M C, Lehmann S, Hofmann S, Dick K A, Ross F M 2016 *Nature* **531** 317
- [13] Dheeraj D L, Patriarche G, Zhou H, Hoang T B, Moses A F, Grønsberg S, van Helvoort A T J, Fimland B O, Weman H 2008 *Nano Lett.* **8** 4459
- [14] Ren D D, Dheeraj D L, Jin C J, Nilsen J S, Huh J, Reinertsen J F, Munshi A M, Gustafsson A, van Helvoort A T J, Weman H, Fimland B O 2016 *Nano Lett.* **16** 1201
- [15] Zhang Y, Sun Z, Sanchez A M, Ramsteiner M, Aagesen M, Wu J, Kim D, Jurczak P, Huo S, Lauhon L J, Liu H Y 2018 *Nano Lett.* **18** 81
- [16] Lu Z, Zhang Z, Chen P, Shi S, Yao L, Zhou C, Zhou X, Zou J, Lu W 2014 *Appl. Phys. Lett.* **105** 162102
- [17] Zhang Y, Fonseka H A, Aagesen M, Gott J A, Sanchez A M, Wu J, Jurczak P, Huo S, Liu H Y 2017 *Nano Lett.* **17** 4946
- [18] Spirkoska D, Arbiol J, Gustafsson A, Conesa-Boj S, Glas F, Zardo I, Heigoldt M, Gass M H, Bleloch A L, Estrade S, Kaniber M, Rossler J, Peiro F, Morante J R, Abstreiter G, Samuelson L, Fontcuberta i Morral A 2009 *Phys. Rev. B* **80** 245325

- [19] Jahn U, Lähnemann J, Pfiller C, Brandt O, Breuer S, Jenichen B, Ramsteiner M, Geelhaar L, Riechert H 2012 *Phys. Rev. B* **85** 045323
- [20] Zardo I, Conesa-Boj S, Peiro F, Morante J R, Arbiol J, Uccelli E, Abstreiter G, Fontcuberta i Morral A 2009 *Phys. Rev. B* **80** 245324
- [21] Ketterer B, Heiss M, Uccelli E, Arbiol J, Fontcuberta i Morral A 2011 *ACS Nano* **5** 7585
- [22] Ketterer B, Uccelli E, Fontcuberta i Morral A 2012 *Nanoscale* **4** 1789
- [23] Goktas N I, Fiordaliso E M, LaPierre R R 2018 *Nanotechnology* **29** 234001
- [24] Chiu Y S, Ya M H, Su W S, Chen Y F 2002 *J. Appl. Phys.* **92** 5810
- [25] Wang P H, Tang J L, Kang Y B, Fang X, Fang D, Wang D, Lin F Y, Wang X H, Wei Z P 2019 *Acta Phys. Sin.* **68** 087803 (in Chinese) [王鹏华, 唐吉龙, 亢玉彬, 方铨, 房丹, 王登魁, 林逢源, 王晓华, 魏志鹏 2019 *物理学报* **68** 087803]
- [26] Ge X, Wang D, Gao X, Fang X, Niu S, Gao H, Tang J, Wang X, Wei Z, Chen R 2017 *Phys. Status Solidi RRL* **11** 1700001
- [27] Simmonds P J, Babu Laghumavarapu R, Sun M, Lin A, Reyner C J, Liang B, Huffaker D L 2012 *Appl. Phys. Lett.* **100** 243108
- [28] Arab S, Yao M, Zhou C, Dapkus P D, Cronin S B 2016 *Appl. Phys. Lett.* **108** 182106
- [29] Liu B, Cheng C W, Chen R, Shen Z X, Fan H J, Sun H D 2010 *J. Phys. Chem. C* **114** 3407
- [30] Zhu L D, Chan K T, Wagner D K, Ballantyne J M 1985 *J. Appl. Phys.* **57** 5486
- [31] Neu G, Teisseire M, Freundlich A, Horton C, Ignatiev A 1999 *Appl. Phys. Lett.* **74** 3341
- [32] Dingle R 1969 *Phys. Rev.* **184** 788
- [33] Hudait M K, Clavel M B, Sahuru S, Liu J S, Meeker M A, Khodaparast G A, Bodnar R J 2018 *AIP Adv.* **8** 115119
- [34] Scott G B, Duggan G, Dawson P, Weimann G 1981 *J. Appl. Phys.* **52** 6888

Studies of Be, Si doping regulated GaAs nanowires for phase transition and optical properties*

Kang Yu-Bin¹⁾ Tang Ji-Long^{1)†} Li Ke-Xue^{1)‡} Li Xiang¹⁾ Hou Xiao-Bing¹⁾
Chu Xue-Ying²⁾ Lin Feng-Yuan¹⁾ Wang Xiao-Hua²⁾ Wei Zhi-Peng¹⁾

¹⁾ (State Key Laboratory of High Power Semiconductor Laser, Changchun University of Science and Technology, Changchun 130022, China)

²⁾ (School of Science, Changchun University of Science and Technology, Changchun 130022, China)

(Received 23 April 2021; revised manuscript received 25 May 2021)

Abstract

GaAs-based semiconductor doping technology, in which impurity energy levels are introduced into the band gap, can give rise to a decisive effect on its electrical and optical properties. When GaAs material is reduced to one-dimensional nanoscale, due to the increase of specific surface area, wurtzite-zinc blende coexisting structure is prone to appearing. GaAs nanowire doping can not only adjust its electro-optical properties, but also have a significant regulatory effect on its structural phase transition. The effects of beryllium (Be) and silicon (Si) doping on crystal structure and optical properties of gallium arsenide (GaAs) nanowires (NWs) are studied in this paper. Primitive, Si-doped and Be-doped GaAs NWs are grown on Si(111) substrates by molecular beam epitaxy in virtue of the self-catalyzed growth mechanism. The Raman spectra of primitive, Si-doped and Be-doped GaAs NWs are measured. The E2 mode peak unique to the WZ structure of primitive GaAs NWs is found in the Raman spectrum, and the E2 mode peak in the Raman spectrum of Si-doped GaAs NWs weakens or even disappears. Moreover, The E2 mode peak is not found in the Raman spectrum of Be-doped GaAs NWs. Furthermore, the structural changes of GaAs NWs are observed more intuitively by high-resolution transmission electron microscopy (HRTEM) and selected area electron diffraction (SAED). The PL spectra show that the wurtzite (WZ)-zinc blende (ZB) mixed phase II-type luminescence exists in primitive GaAs NWs, then the luminescence disappears due to Si or Be doping and turns into impurity defect related luminescence.

Keywords: GaAs nanowires, structure, doping, molecular beam epitaxy

PACS: 78.67.Uh, 61.46.Km, 61.72.U-, 81.15.Hi

DOI: 10.7498/aps.70.20210782

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 61674021, 11674038, 61704011, 61904017, 11804335, 12074045), the Developing Project of Science and Technology of Jilin Province, China (Grant No. 20200301052RQ), the Project of Education Department of Jilin Province, China (Grant No. JJKH20200763KJ), and the Youth Foundation of Changchun University of Science and Technology, China (Grant No. XQNJJ-2018-18).

† Corresponding author. E-mail: jl_tangcust@163.com

‡ Corresponding author. E-mail: ciomplikexue@163.com