



纳米光子学结构对GaInAsSb p-n结红外光电性能的调控

皇甫夏虹 刘双飞 肖家军 张蓓 彭新村

Modulating infrared optoelectronic performance of GaInAsSb p-n junction by nanophotonic structure

Huangfu Xia-Hong Liu Shuang-Fei Xiao Jia-Jun Zhang Bei Peng Xin-Cun

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 70, 118501 (2021) DOI: 10.7498/aps.70.20201829

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.70.20201829>

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

基于DNA自组装的金属纳米结构制备及相关纳米光子学研究

DNA self-assembly-based fabrication of metallic nanostructures and related nanophotonics

物理学报. 2017, 66(14): 147101 <https://doi.org/10.7498/aps.66.147101>

基于p-n结中反常光电转换现象的新型带间跃迁量子阱红外探测器

Anomalous light-to-electricity conversion of low dimensional semiconductor in p-n junction and interband transition quantum well infrared detector

物理学报. 2018, 67(12): 128101 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20180588>

基于相变材料超表面的光学调控

Tunable metasurfaces based on phase-change materials

物理学报. 2020, 69(15): 154202 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20200453>

具有变革性特征的红外光电探测器

Recent progress on advanced infrared photodetectors

物理学报. 2019, 68(12): 120701 <https://doi.org/10.7498/aps.68.20190281>

基于双极性二维晶体的新型p-n结

Novel p-n junctions based on ambipolar two-dimensional crystals

物理学报. 2017, 66(21): 217302 <https://doi.org/10.7498/aps.66.217302>

蛋白石型光子晶体红外隐身材料的制备

Preparation of opal photonic crystal infrared stealth materials

物理学报. 2017, 66(8): 084208 <https://doi.org/10.7498/aps.66.084208>

纳米光子学结构对 GaInAsSb p-n 结 红外光电性能的调控*

皇甫夏虹¹⁾ 刘双飞²⁾ 肖家军²⁾ 张蓓²⁾ 彭新村^{2)†}¹⁾ (东华理工大学信息工程学院, 南昌 330013)²⁾ (东华理工大学, 江西省新能源工艺及装备工程技术中心, 南昌 330013)

(2020 年 11 月 3 日收到; 2021 年 1 月 4 日收到修改稿)

GaInAsSb 在红外光电领域具有重要应用价值, 但是窄带隙材料较高的本征载流子浓度和俄歇复合系数使其室温暗电流密度较高, 需要进行制冷才能获得满足应用要求的光电性能. 本文利用表面宽带隙半导体纳米柱阵列和背面高反射率金属对 GaInAsSb p-n 结有源区进行双面光调控, 将光限制在较薄的有源区进行吸收, 从而提升光电转换量子效率并降低室温暗电流. 采用时域有限差分方法仿真分析光学性能, 采用数值分析方法求解载流子输运方程以分析光电性能. 理论结果表明, 在当前工艺水平下, 双面光调控结构通过激发光学共振效应可以使厚度 $1\ \mu\text{m}$ 的 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n 结在 $1.0\text{--}2.3\ \mu\text{m}$ 红外波段的平均量子效率达到 90%, 扩散暗电流密度可达 $5\times 10^{-6}\ \text{A}/\text{cm}^2$, 暗电流主要来自于表面复合, 俄歇复合的贡献较小.

关键词: 纳米光子学, GaInAsSb, 红外

PACS: 85.60.Bt, 68.55.ag, 63.22.Kn

DOI: 10.7498/aps.70.20201829

1 引言

$\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{As}_y\text{Sb}_{1-y}$ 四元半导体与商业化 GaSb 衬底晶格匹配时理论上可以通过调节组分实现禁带宽度 (E_g) 在 $0.726\text{--}0.296\ \text{eV}$ 范围内变化, 相应工作波段范围为 $1.7\text{--}4.2\ \mu\text{m}$ ^[1], 一定程度上覆盖了 $1\text{--}3\ \mu\text{m}$ 和 $3\text{--}5\ \mu\text{m}$ 两个大气吸收窗口, 在光纤通信、红外成像、环境检测、空间技术、光伏发电等方面具有广阔应用前景^[2-5]. 室温截止波长约 $2.3\ \mu\text{m}$ 的 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ ($E_g \sim 0.53\ \text{eV}$) 在四元混溶隙附近, 采用金属有机化合物化学气相沉积 (metal-organic chemical vapor deposition, MOCVD)、分子束外延 (molecular beam epitaxy, MBE) 等非平衡方法可以获得高质量外延层, 基于

此的 p-n 结光伏型器件在红外光电探测和热光伏发电等应用领域被广泛关注^[6-9].

量子效率 (QE) 和暗电流密度 (J_0) 是决定 p-n 结应用性能的重要参数, 前者主要受光吸收率和光生载流子输运效率的影响, 后者主要与载流子输运特性相关. 较薄的 p-n 结有源区可以获得高输运效率和较低的暗电流, 而为了充分吸收入射光又需要有足够的有源区厚度. 窄禁带 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ 半导体的本征载流子浓度和俄歇复合系数较高, 室温下扩散暗电流密度较高, 降低有源区厚度可以降低俄歇复合对暗电流的贡献^[10]. 因此, 通过合理的设计以达到“光厚电薄”的效果可以有效提升光电器件的光电转换性能^[11]. 背面周期性布拉格反射结构产生的驻波共振可以增强薄有源区的光吸收, 但这种结构较复杂, 工艺成本高^[12]. 在 Lambert-

* 国家自然科学基金 (批准号: 62061001, 61204071) 和江西省自然科学基金 (批准号: 20202BAB202013) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: xcpeng@ecit.cn

Beer 定律限制下, 表面光学膜提升光吸收的能力有限, 多层光学膜的工艺难度也比较大^[13].

在太阳能电池中, 表面亚波长纳米光子学结构和背面高反射率金属膜被用于对 p-n 结有源区进行双面光调控, 将入射光限制在薄有源区充分吸收, 从而实现了高转换效率的超薄光电转换器件^[14–20]. 而纳米光子学结构在红外光电器件中的应用较少, 目前尚未见其在 $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 器件中的应用报道. 本文拟引入晶格匹配的纳米柱阵列 (nano pillar array, NPA) 结构宽带隙 $\text{AlAs}_{0.06}\text{Sb}_{0.96}$ ($E_g \sim 1.65$ eV) 作为表面窗口层, 并在背面引入高反射率金属作为背面反射层 (back surface reflector, BSR), 对 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n 结进行双面光调控, 通过理论仿真设计并优化材料结构, 利用纳米光子学共振效应增强红外光电转换效率.

2 器件结构和理论方法

图 1(a) 为所设计的双面光调控 p-n 结器件材料结构. $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n 结为光电转换有源区, 其前后表面分别引入宽带隙 $\text{AlAs}_{0.06}\text{Sb}_{0.96}$ 窗口层和 GaSb 背面电场层 (back surface field, BSF) 以降低表面载流子复合速度. 双面光调控结构包括窗口层表面正方形排列的 NPA 和铝 (Al) BSR, 前者可以采用纳米压印^[21]、自组装纳米球掩膜^[22]等方法刻蚀制备在窗口层表面, 后者可以采用晶圆键合方法制备^[23], 这些工艺与半导体制程工艺相兼容, 已在多种半导体器件中成功应用. NPA 制备在宽带隙窗口层表面, 避免刻蚀工艺对

有源区电学性能的影响. 在与 GaSb 衬底晶格匹配的半导体中, $\text{AlAs}_{0.06}\text{Sb}_{0.96}$ 的室温禁带宽度最大, 选用其制作表面窗口层和 NPA 既可以获得较高的材料生长质量, 还可以实现较低的寄生光吸收. 在上述 NPA-BSR 双面光调控结构中, 亚波长 NPA 可以激发光学共振, BSR 可以将透射光反射回有源区并激发驻波共振, 利用这些光学效应可以将光有效限制在较薄的 p-n 结有源区, 从而提升光电性能.

材料的光学结构和尺寸是影响光学特性的主要因素, 本文采用时域有限差分 (finite different time domain, FDTD) 方法对图 1(a) 的 NPA-BSR 双面光调控 p-n 结器件进行光学仿真^[24]. 图 1(b) 为 FDTD 仿真设置, 入射光从器件正面沿 z 轴负方向垂直入射, $\text{AlAs}_{0.06}\text{Sb}_{0.96}$ 纳米柱在 x - y 平面以二维正方形排列, 仿真区域为以纳米柱为中心的正方形重复单元 (图中红框所示区域), 在 x - y 平面设置周期性边界条件, 在 z 轴方向设置完美匹配层边界条件, 光学结构参数包括纳米柱直径 (D)、高度 (H)、周期 (P) 和各光学功能层的厚度, 仿真所采用的网格精度为 2 nm. $\text{AlAs}_{0.06}\text{Sb}_{0.96}$ 窗口层、GaSb BSF 和 Al BSR 的厚度设定为图 1(a) 中的固定值, 重点分析 NPA 的结构参数和 p-n 结有源区总厚度 (L) 的影响. 在光源上方设置反射率监视器可以获得入射光的表面反射率 ($R(\lambda)$). 在 p-n 结有源区的前后表面分别设置光功率监视器, 可以获得进入和透过有源区的光功率占总入射光功率的比率 (即图 1(b) 中的 $T_1(\lambda)$ 和 $T_2(\lambda)$), 从而计算出有源区光吸收率为 $A(\lambda) = T_1(\lambda) - T_2(\lambda)$.

$\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n 结的电学性能通过求解载流子输运方程和电流方程进行计算, 具体

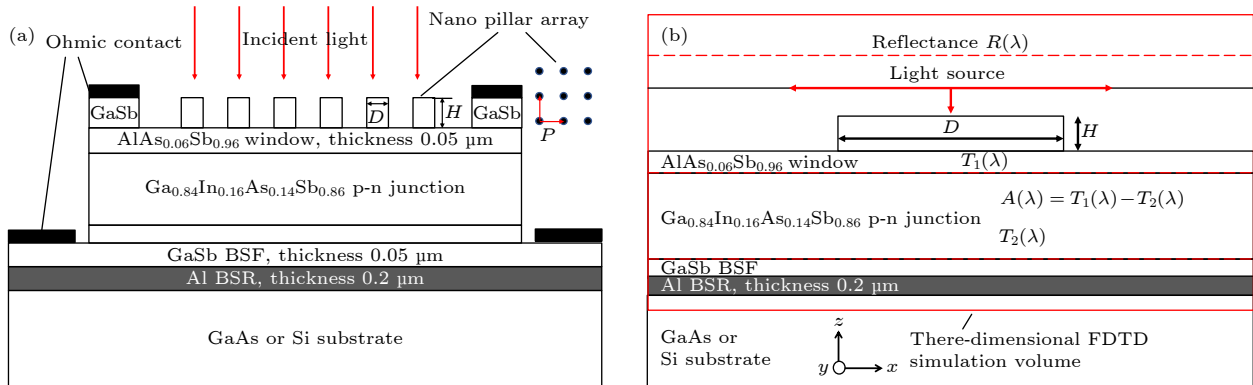


图 1 双面光调控 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n 结 (a) 材料结构; (b) 三维 FDTD 光学仿真设置

Fig. 1. Illustration of the two-side light modulation structured $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n junction: (a) Material structure; (b) cross-section of the three-dimensional FDTD optical simulation setup.

如下^[25]:

$$q\mu_e \nabla(nE) - qD_e \nabla^2(n) = q(R_e - G), \quad (1)$$

$$q\mu_h \nabla(pE) - qD_h \nabla^2(p) = q(R_h - G), \quad (2)$$

$$J_e = -q\mu_e nE + qD_{ec} \nabla(n), \quad (3)$$

$$J_h = -q\mu_h pE - qD_{hc} \nabla(p), \quad (4)$$

其中, (1) 式、(3) 式分别为电子连续性方程和电流密度方程, (2) 式、(4) 式分别为空穴连续性方程和电流密度方程. n, p 分别为电子和空穴的浓度, μ_e, μ_h 分别为电子和空穴迁移率, D_e, D_h 分别为电子和空穴扩散系数, R_e, R_h 分别为电子和空穴的复合率, q, E 分别为电子电荷、电场强度. G 为光生载流子产生率. 在 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ 有源区设置三维场分布监视器, 采用 FDTD 仿真可获得电场强度随波长和位置的分布结果 ($E(\lambda, x, y, z)$), G 随波长和位置的分布由下式计算:

$$G(\lambda, x, y, z) = \frac{\pi \varepsilon''(\lambda) E(\lambda, x, y, z)}{h}, \quad (5)$$

式中, h 和 $\varepsilon''(\lambda)$ 分别为普朗克常数和 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ 介电函数的虚部. 将 (5) 式代入 (1)—(4) 式, 并采用 Congenda 公司的 TCAD(technology computer-aided design) 软件进行求解^[26], 该软件采用牛顿迭代法对载流子输运方程进行数值求解, 所采用的网格密精度为 2 nm.

基于以上理论模型, 器件量子效率 QE 的计算公式写为

$$QE(\lambda) = \frac{J_{SC}(\lambda)}{q\Phi_{inc}(\lambda)} = \frac{\Phi_{abs}(\lambda)}{\Phi_{inc}(\lambda)} \cdot \frac{J_{SC}(\lambda)}{q\Phi_{abs}(\lambda)} = A(\lambda) \cdot C(\lambda), \quad (6)$$

式中, λ 为入射光波长, $J_{SC}(\lambda)$ 为短路电流密度, $\Phi_{inc}(\lambda)$ 为入射光子流密度 (单位时间单位波长间

隔入射到单位面积上的光子数目), $\Phi_{abs}(\lambda)$ 为单位时间单位波长间隔单位面积的 p-n 结有源区吸收的光子数, $A(\lambda) = \Phi_{abs}(\lambda)/\Phi_{inc}(\lambda)$ 和 $C(\lambda) = J_{SC}(\lambda)/[q\Phi_{abs}(\lambda)]$ 分别为 p-n 结有源区的光吸收率和光生载流子收集效率. 器件的暗电流密度 J_0 可以在无光照时通过求解 (1)—(4) 式计算获得. 各层材料的光学常数和电学特性参数采用已报道的实验或理论数据^[27-29].

3 结果与讨论

3.1 共振模式和光学特性

根据已报道的结果^[30], 纳米柱高度 H 需要足够大以在其内部激发光学共振所需要的环形电场或磁场, 而 H 过高会增加 NPA 的寄生光吸收, 本文根据理论结果优化选择 $H = 300$ nm, 重点讨论直径 D 和间距 P 对光学共振的影响. NPA 面密度采用填充因子进行描述, 定义为 $F = D/P$.

图 2(a) 和图 2(b) 分别给出了反射谱 $R(\lambda)$ 和有源区吸收谱 $A(\lambda)$ 随 D 的变化结果, 其中 $H = 300$ nm, $F = 0.6$, p-n 结有源区总厚度 $L = 1$ μm . 由图 2(b) 可见, 在截止波长 2.3 μm 以下, 有源区具有一系列吸收峰, 与图 2(a) 反射谱的谷值相对应, 这些吸收峰与光学共振密切相关. 在波长小于 $\text{AlAs}_{0.06}\text{Sb}_{0.96}$ 本征吸收截止波长 0.75 μm 的短波区, NPA 窗口层具有较强的本征光吸收, 使得有源区吸收率较低.

图 2(b) 中标记为 1 的吸收峰与 NPA-BSR 结构在有源区激发的 F-P 腔驻波共振有关, 共振波长主要与材料的光学常数和共振腔长度有关, 针对图 1(a) 的 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ 有源区谐振腔,

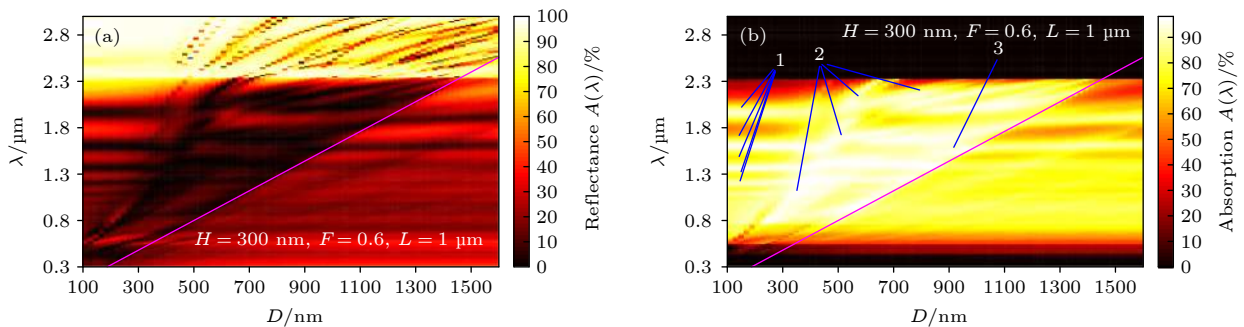


图 2 纳米柱直径 D 对 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n 结光学特性的影响 (a) 表面反射谱; (b) 有源区光吸收谱

Fig. 2. Effects of the nanopillar diameter D on the optical properties of the $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n junction: (a) Surface reflectance spectrum; (b) absorption spectrum in active region.

具体关系式写为^[20]

$$q = 2n_a L / \lambda_f + (\varphi_1 + \varphi_2) / (2\pi), \quad (7)$$

式中, λ_f 为驻波共振波长, q 为共振级数 (整数), n_a 为有源区折射率实部, L 为有源区厚度, φ_1, φ_2 分别为有源区前后表面光反射产生的相移. (7) 式的计算结果与图 2(b) 中驻波共振峰位相符合.

标记为 2 的吸收峰与纳米柱激发的 Mie 散射共振有关, 对于真空中的单根纳米柱, 根据 Mie 散射理论, 光沿着纳米柱轴向入射时, 共振波长与尺寸的关系为^[18]

$$\lambda_m = n_w D / k, \quad (8)$$

式中, λ_m 为 Mie 散射共振波长, n_w 为纳米柱折射率实部, D 为纳米柱直径, k 为共振级数 (如 $k = 1$ 为偶极子共振, 更高的 k 值则对应四极子、八极子等更高级别的共振模式). 图 1(a) 中, NPA 制作在 $\text{AlAs}_{0.06}\text{Sb}_{0.96}$ 窗口层表面, 其背面的窗口层及有源区会对 Mie 散射共振光场的分布产生影响, 但对共振波长的影响较小, (8) 式的计算结果与图 2(b) 中的共振峰位基本相符合.

标记为 3 的吸收峰与周期性 NPA 产生的 Wood-Rayleigh 反常衍射有关, 衍射波长与 NPA 周期 (即图 1(a) 中相邻纳米柱的间距 P) 的关系为^[31]

$$\lambda_w = k / [P(n_w \pm \sin\theta)], \quad (9)$$

式中, λ_w 为反常衍射波长, θ 为入射角 (垂直入射时取为 0). 图 2(b) 中的粉色线为根据 (9) 式计算的反常衍射线, 可见其与仿真所获得的吸收峰位相符合.

根据图 2 的仿真结果, 优化选择纳米柱直径 D 为 540 nm, 其激发的共振吸收峰分布在 0.8—2.3 μm 波段, 在 2.3 μm 带边附近吸收较强, 有利于增强宽波段范围的光电转换效率.

图 3 给出了有源区吸收谱随 NPA 填充因子 F 的变化结果, 其中 $H = 300 \text{ nm}$, $D = 540 \text{ nm}$, $L = 1 \mu\text{m}$. 根据文献报道, 增加 F 会增强纳米柱之间的相互作用, 使共振峰展宽, 但是共振吸收峰的强度会降低, 因此需要根据实际器件的应用需求进行优化选择. 根据图 3 的结果, 本文优化选择 F 为 0.6, 其在截止波长以下的宽波段具有最优的吸收率.

图 4(a)—(d) 分别给出了 NPA-BSR 双面光调控结构、NPA 单面光调控结构、表面 1/4 波长 Si_3N_4 增透膜 (中心波长 1.6 μm) 和 BSR 双面光调

控结构、表面 1/4 波长 Si_3N_4 增透膜单面光调控结构对 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ 有源区光吸收率的增强效果. NPA 尺寸选择为上述优化值, 即 $H = 300 \text{ nm}$, $D = 540 \text{ nm}$, $F = 0.6$. 有源区厚度 L 较大时, 单面与双面光调控对有源区光吸收的增强效果相差不多, 但是前者在 1.0—2.3 μm 的长波段吸收率随有源区厚度降低而迅速降低, 主要是因为长波段吸收系数较低, 使得薄有源区透射率较高. 基于表面 1/4 波长 Si_3N_4 增透膜的双面光调控结构在有源区厚度较薄时可以在中心波长附近较窄的波段范围内获得较高吸收率, 但其与 NPA-BSR 相比有一定的差距.

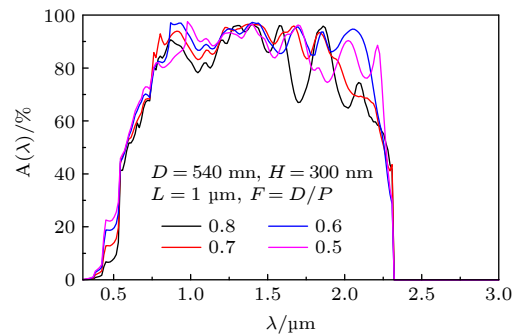


图 3 纳米柱填充因子 F 对 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n 结有源区的光吸收谱的影响

Fig. 3. Effects of the nanopillar fill factor F on the absorption of the $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n junction active region.

根据图 4(a) 的仿真结果, 本文提出的 NPA-BSR 双面光调控结构对 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ 有源区光吸收的增强效果较为明显, L 超过 3 μm 时在 1.0—2.3 μm 宽波段的平均吸收率超过 95%, L 降低至 1 μm 时平均吸收率接近 90%. 对于未采用双面光调控结构的器件, 充分吸收入射光所需要的有源区厚度在 5 μm 以上, 这与已报道的实验和理论结果相符合^[10,25,28,29].

3.2 光电特性

根据 (6) 式, 光电转换量子效率 $\text{QE}(\lambda)$ 主要和 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ 有源区的光吸收率 $A(\lambda)$ 和光生载流子收集效率 $C(\lambda)$ 有关, 前者已在 3.1 节进行了讨论, 后者主要受载流子复合率、迁移率、有源区掺杂浓度和厚度等因素的影响. 复合机制主要有直接复合、间接复合 (SRH 复合)、俄歇复合和表面复合. 直接复合、俄歇复合和迁移率等相关物理参数均与材料属性和工作温度有关, 本文

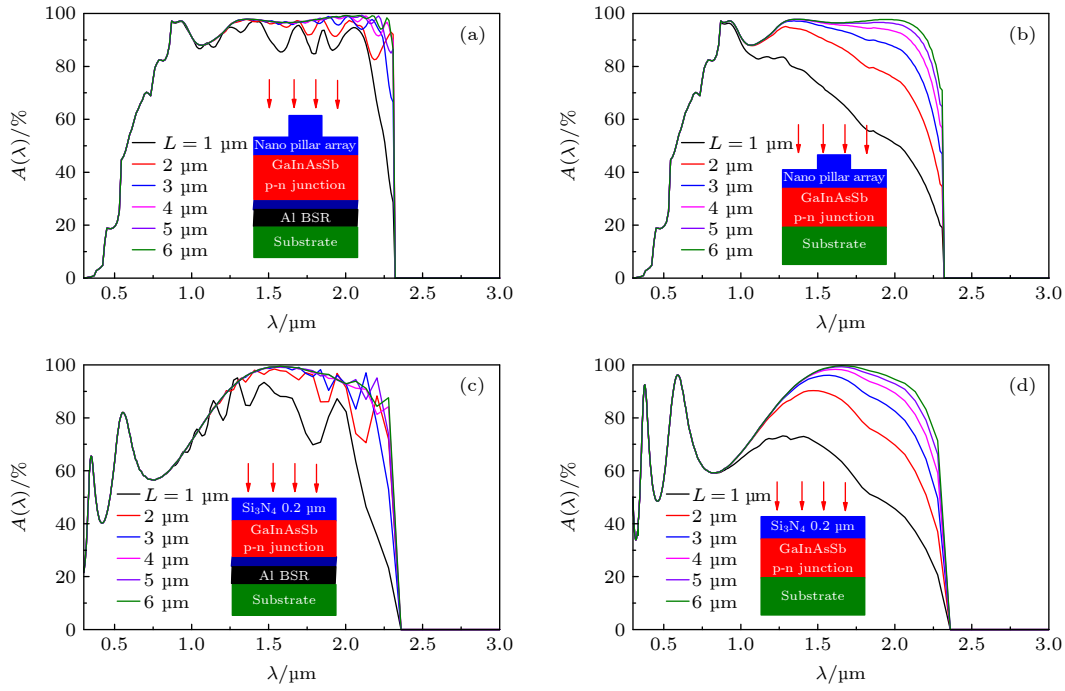


图 4 不同光学结构下 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n 结有源区的光吸收谱 (a)NPA 和 BSR 双面光调控结构; (b)NPA 单面光调控结构; (c) 表面 $\lambda/4$ 波长 Si_3N_4 增透膜和 BSR 双面光调控结构; (d) 表面 $\lambda/4$ 波长 Si_3N_4 增透膜单面光调控结构. 其中 NPA 尺寸为 $H = 300 \text{ nm}$, $D = 540 \text{ nm}$, $F = 0.6$, Si_3N_4 增透膜的中心波长设计为 $1.6 \text{ }\mu\text{m}$

Fig. 4. Absorption spectrums of the $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n junction active region under different optical structures: (a) NPA-BSR two-side light modulation structure; (b) NPA one-side light modulation structure; (c) surface $\lambda/4$ Si_3N_4 anti-reflection film and BSR two-side light modulation structure; (d) surface $\lambda/4$ Si_3N_4 anti-reflection film one-side light modulation structure. The NPA geometry parameters are set as $H = 300 \text{ nm}$, $D = 540 \text{ nm}$ and $F = 0.6$, central wavelength of the $\lambda/4$ Si_3N_4 anti-reflection film is set as $1.6 \text{ }\mu\text{m}$.

表 1 室温 (300 K) 下 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n 结有源区的结构和物理参数 [27–29]

Table 1. Structure and physical parameters of the $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n junction at room temperature (300 K) [27–29].

材料	结构参数		物理参数				
	厚度/ μm	掺杂浓度/ cm^{-3}	直接复合系数/ $(\text{cm}^3 \cdot \text{s}^{-1})$	俄歇复合系数/ $(\text{cm}^6 \cdot \text{s}^{-1})$	SRH 本征复合寿命/ μs	表面复合速度/ $(\text{cm} \cdot \text{s}^{-1})$	少子迁移率/ $(\text{cm}^2 \cdot \text{V} \cdot \text{s}^{-1})$
n型层	0.2	1×10^{17}	1×10^{-10}	$C_n = 1 \times 10^{-27}$	$\tau_0 = 10^{-3} - 1$	$S_F = 0 - 10^6$	$\mu_h = 618$
p型层	$L - 0.2$	1×10^{17}		$C_p = 2 \times 10^{-28}$		$S_B = 0 - 10^6$	

将器件工作温度设定为室温 (300 K). 针对图 1(a) 中的 p-n 结有源区, n 型层位于 p 型层上方, 其结构和相关物理参数见表 1 所示, 本文重点讨论 SRH 复合、表面复合、有源区总厚度等实验因素对 $\text{QE}(\lambda)$ 的影响.

图 5 将计算所得总厚度 L 为 $5 \text{ }\mu\text{m}$ 的 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n 结的内量子效率 (IQE) 与 Wang 等 [32] 报道的实验数据进行了比较, 可见理论与实验结果相符合.

图 6 为不同复合参数下载流子收集效率谱 $C(\lambda)$ 随波长 λ 和有源区总厚度 L 的变化结果, 由图可见, L 主要影响 $1.0 - 2.3 \text{ }\mu\text{m}$ 波段的 $C(\lambda)$ 值. $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ 半导体在靠近截止波长的长

波段光吸收系数较低 [27], 入射光进入材料的深度较大, 增大厚度 L 会增加深部光吸收产生的载流

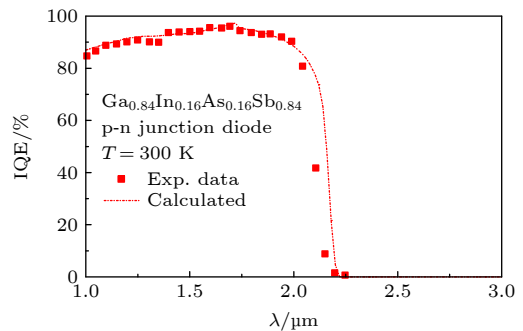


图 5 室温 (300 K) 下 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n 结的 IQE

Fig. 5. IQE for $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n junction diode at 300 K.

子扩散至空间电荷区的距离, 导致复合几率增加, 因此在长波区 $C(\lambda)$ 随 L 增大而降低. SRH 本征复合寿命 (τ_0) 和有源区前后表面复合速度 (S_F 和 S_B) 主要与材料工艺质量有关, 降低 τ_0 或增加 S_F 和 S_B 都会使光生载流子的有效输运距离变短, 导致在长波区 L 对 $C(\lambda)$ 的影响增大. 短波区光吸收系数较高, 入射光主要在前表面附近被吸收, 因此增加 S_F 会使短波区 $C(\lambda)$ 降低. 根据图 6, 在器件所关注的 1.0—2.3 μm 红外波段, 降低有源区厚度可以降低复合对 $C(\lambda)$ 的不利影响, 对 $L = 1 \mu\text{m}$ 的薄有源区, 将 τ_0 降低为 $10^{-3} \mu\text{s}$ 或将 S_F, S_B 增大为 10^6 cm/s 时, $C(\lambda)$ 仍在 90% 以上. 图 6(a) 中的复合参数为已报道的实验数据^[29], 可见 $L = 1 \mu\text{m}$ 时在 1.0—2.3 μm 红外波段的 $C(\lambda)$ 值在 99% 以上.

图 7(a) 和图 7(b) 分别给出了复合参数对厚度 1 μm 和 6 μm 的有源区量子效率 $\text{QE}(\lambda)$ 的影响结果, 可以看到后者受复合参数的影响远高于前者. NPA-BSR 双面光调控结构可以将光限制在较薄的 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ 有源区进行吸收, 而载流子在薄有源区中的输运距离较短, 因此复合对输运

效率的影响较小, 从而有利于获得较高的光电转换量子效率. 根据图 7(a), 在当前工艺水平下, 厚度 1 μm 的有源区在 1.0—2.3 μm 波段的 $\text{QE}(\lambda)$ 平均值接近 90%.

暗电流密度 J_0 是 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n 结的另一项重要性能参数. 对于红外光伏型探测器, 其暗电流噪声正比于 J_0 , 降低 J_0 是提升器件探测能力的重要手段. 对于红外热光伏电池, 降低 J_0 可以有效提升器件的开路电压, 从而提升能量转换效率. 对于实际的 p-n 结器件, 暗电流主要有 p-n 的反向饱和电流 (又称为扩散暗电流, 本文以 J_{0d} 表示)、空间电荷区的产生和复合电流 (J_{r-g}) 以及边缘漏电流 (J_l). J_{r-g} 主要与空间电荷区的深能级杂质有关, 改善材料的生长质量可以有效降低深能级杂质的浓度, 从而降低 J_{r-g} . J_l 主要与器件边缘电学质量有关, 改善边缘钝化工艺可以有效降低 J_l . J_{0d} 主要和复合率、迁移率和材料结构有关, 本文主要讨论复合参数和厚度对 J_{0d} 的影响, $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ 有源区的结构和其他相关物理参数取为表 1 中的值.

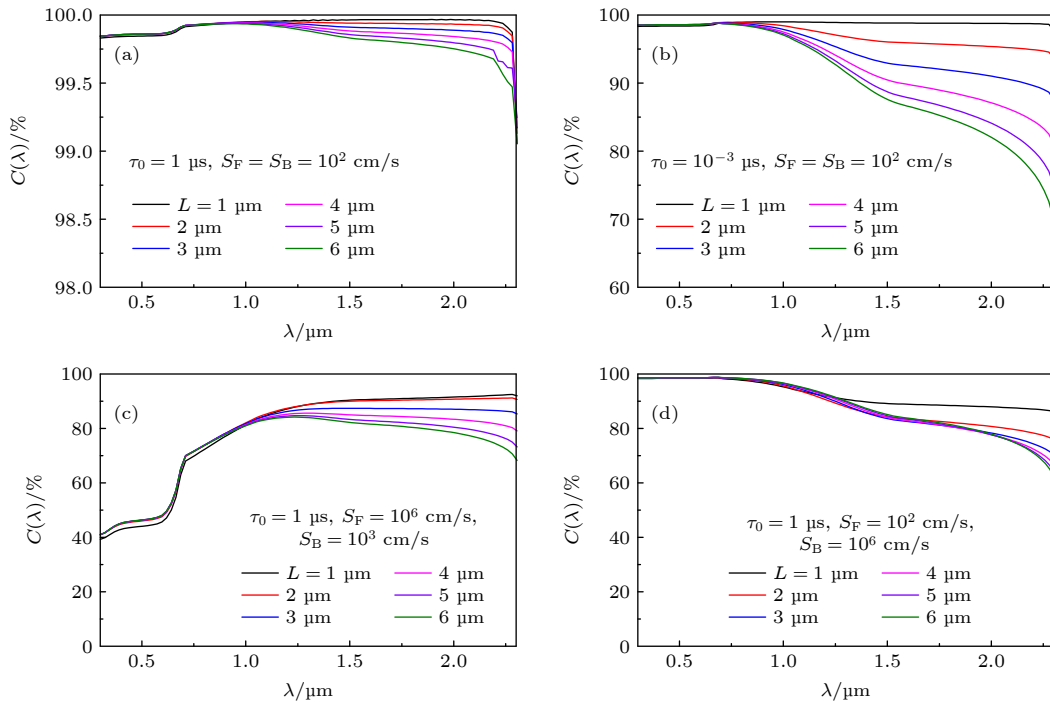


图 6 不同复合参数下载流子收集效率谱 $C(\lambda)$ 随波长 λ 和有源区总厚度 L 的变化 (a) $\tau_0 = 1 \mu\text{s}$, $S_F = S_B = 10^2 \text{ cm/s}$; (b) $\tau_0 = 10^{-3} \mu\text{s}$, $S_F = S_B = 10^2 \text{ cm/s}$; (c) $\tau_0 = 1 \mu\text{s}$, $S_F = 10^6 \text{ cm/s}$, $S_B = 10^3 \text{ cm/s}$; (d) $\tau_0 = 1 \mu\text{s}$, $S_F = 10^2 \text{ cm/s}$, $S_B = 10^6 \text{ cm/s}$. τ_0 为 SRH 复合本征寿命, S_F 和 S_B 分别为有源区前后表面复合速度

Fig. 6. Dependence of the carrier collection efficiency spectrums $C(\lambda)$ on λ and active region thickness L for different carrier recombination parameters: (a) $\tau_0 = 1 \mu\text{s}$, $S_F = S_B = 10^2 \text{ cm/s}$; (b) $\tau_0 = 10^{-3} \mu\text{s}$, $S_F = S_B = 10^2 \text{ cm/s}$; (c) $\tau_0 = 1 \mu\text{s}$, $S_F = 10^6 \text{ cm/s}$, $S_B = 10^3 \text{ cm/s}$; (d) $\tau_0 = 1 \mu\text{s}$, $S_F = 10^2 \text{ cm/s}$, $S_B = 10^6 \text{ cm/s}$.

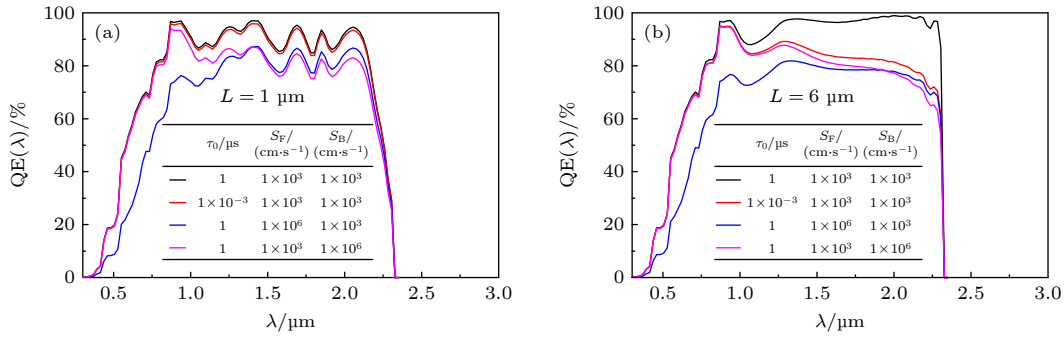

 图 7 复合参数对不同厚度有源区量子效率谱 $QE(\lambda)$ 的影响 (a) $L = 1 \mu\text{m}$; (b) $L = 6 \mu\text{m}$

 Fig. 7. Effects of the carrier recombination parameters on the quantum efficiency spectrums for different active region thickness L : (a) $L = 1 \mu\text{m}$; (b) $L = 6 \mu\text{m}$.

图 8 为各种复合机制所决定的扩散暗电流密度随有源区厚度 L 的变化结果, 其中, J_{0dA} , J_{0dB} , J_{0dSRH} 和 J_{0dS} 分别为俄歇复合、带间直接复合、SRH 复合和表面复合所决定的扩散电流密度. 由图 8 可见, 体复合决定的扩散暗电流密度 (即 J_{0dA} , J_{0dB} 和 J_{0dSRH}) 均随 L 增大而增大. 其中 J_{0dB} 远低于 J_{0dA} 和 J_{0dSRH} , 表明带间直接复合的影响可以忽略. J_{0dSRH} 主要由 τ_0 决定, 其主要和材料生长质量有关. 根据已报道的实验数据, 通过改善材料生长工艺可以将 τ_0 提升至 $1 \mu\text{s}$ 以上, 此时 J_{0dSRH} 远低于 J_{0dA} . J_{0dA} 由少子的俄歇复合寿命决定, 本文仅考虑了带间俄歇复合, 相关复合参数主要与 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ 的能带结构、本征载流子浓度等本质属性和工作温度等因素有关, 因此提升工艺质量很难有效抑制俄歇复合. 根据图 7 的计算结果, L 从 $6 \mu\text{m}$ 降低至 $1 \mu\text{m}$ 时, J_{0dA} 的值从约 10^{-5} A/cm^2 降低至约 10^{-6} A/cm^2 , 降低幅度达到 1 个数量级, 表明降低有源区厚度可以有效抑制俄歇复合对暗电流的贡献. 表面复合决定的扩散暗电流密度 J_{0dS} 随 L 的变化不大, 由图 8 可见, 表面复合速度大于 10^3 cm/s 时, 对厚度低于 $4 \mu\text{m}$ 的有源区, J_{0dS} 高于体复合电流密度, 因此改善有源区前后表面的钝化工艺对于降低薄有源区的 J_{0d} 较为关键.

图 9 为室温下 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n 结的复合参数和 L 对 J_{0d} 的影响结果. 黑色曲线所对应的复合参数为当前已报道的实验数据 [29], 可见 $L = 1 \mu\text{m}$ 时 J_{0d} 约为 $5 \times 10^{-6} \text{ A/cm}^2$, 根据图 8, 在此条件下 J_{0d} 主要来自于表面复合. 进一步改善有源区前后表面的钝化工艺, 将表面复合速度降低为 100 cm/s 时 (图 9 中的红色曲线), $L = 1 \mu\text{m}$ 时的 J_{0d} 约为 $2 \times 10^{-6} \text{ A/cm}^2$. L 超过 $5 \mu\text{m}$ 时, J_{0d} 的值超过 10^{-5} A/cm^2 , 且俄歇复合成为主要的贡

献. 图 9 还给出了 Dashiell 等 [29] 报道的实验数据, 其与本文的计算结果相符合.

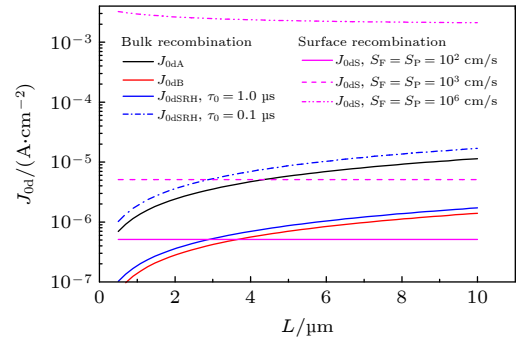

 图 8 各种复合机制所决定的扩散暗电流密度随有源区厚度 L 的变化

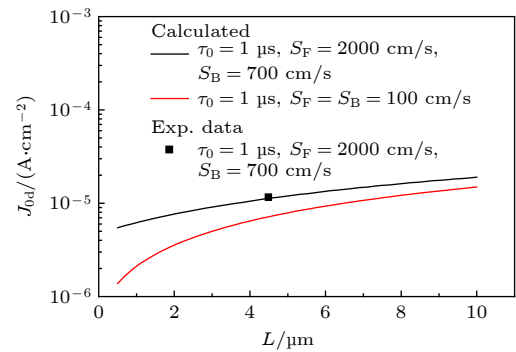
 Fig. 8. Dependence of the diffusion dark current densities on active region thickness L .

 图 9 室温下 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n 结的 J_{0d} 随复合参数和 L 的变化

 Fig. 9. Dependence of the J_{0d} on carrier recombination parameters and L for $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n junction at room temperature.

4 结 论

本文分析了 NPA-BSR 双面光调控结构 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n 结的红外光电性能. 利用 NPA

激发 Mie 散射共振和 Wood-Rayleigh 反常衍射, 利用 NPA-BSR 结构在 p-n 结有源区激发驻波共振, 通过合理选择材料结构, 这些光学效应可以将红外波段的光限制在较薄的有源区进行吸收. 降低有源区厚度可以提升光生载流子收集效率, 并降低俄歇复合对暗电流密度的贡献. 理论结果表明, 在当前工艺水平下, NPA-BSR 双面光调控结构使厚度 $1\ \mu\text{m}$ 的 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ 在 $1.0\text{--}2.3\ \mu\text{m}$ 宽波段范围内获得超过 99% 的载流子收集效率和高达 90% 的平均量子转换效率, 在室温下的扩散暗电流密度可降低至 $5 \times 10^{-6}\ \text{A}/\text{cm}^2$. 理论分析表明, 扩散暗电流密度主要来自于表面复合, 因此改善有源区前后表面的钝化工艺还可以进一步降低暗电流. NPA-BSR 的关键制备工艺为纳米压印刻蚀和晶圆键合, 这些工艺技术较为成熟, 有利于实现大面积批量生产. 上述结果表明, NPA-BSR 双面光调控结构可以有效提升 $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n 结的光电性能, 通过改善工艺条件, 有望实现在室温下工作的高量子效率低暗电流密度红外光电器件, 在红外光电探测和热光伏发电等领域具有重要应用价值.

参考文献

- [1] Liu C, Wei Z P, An N, He B T, Liu P C, Liu G J 2014 *Acta Phys. Sin.* **63** 248102 (in Chinese) [刘超 魏志鹏 安宁 何斌 刘鹏程 刘国军 2014 物理学报 **63** 248102]
- [2] Mitsuhashi M, Ohiso Y, Matsuzaki H 2020 *J. Cryst. Growth* **535** 125551
- [3] Hao H Y, Wang G W, Han X, Jiang D W, Sun, Y Y, Guo C Y, Xiang W, Xu Y Q and Niu Z C 2018 *AIP Adv.* **8** 095106
- [4] Lou Y Y, Zhang X L, Huang A B, Wang Y 2018 *Sol. Energy. Mat. Sol. C.* **172** 124
- [5] Liu Q, Marshall A, Kirer A 2019 *Materials (Basel)* **12** 1743
- [6] Wang Y, Lou Y Y 2015 *Renew. Energy.* **75** 8
- [7] You M H, Sun Q X, Yin L P, Fan J J, Liang X M, Li X, Yu X L, Li S J, Liu J S 2016 *J. Nanomater.* **2016** 393502
- [8] Liang B L, Chen D Y, Wang B, Kwasniewski T A, Wang Z G 2010 *IEEE T. Electron Dev.* **57** 361
- [9] Rothmayr F, Pfenning A, Kistner C, Koeth J, Knebl G, Schade A, Krueger S, Worschech L, Hartmann F, Höfling S 2018 *Appl. Phys. Lett.* **112** 161107
- [10] Peng X C, Guo X, Zhang B L, Li X P, Zhao X W, Dong X, Zheng W, Du G T 2010 *Infrared Phys. Techn.* **53** 37
- [11] Qin F F, Zhang H M, Wang C X, Guo C, Zhang J J 2014 *Acta Phys. Sin.* **63** 198802 (in Chinese) [秦飞飞 张海明 王彩霞 郭聪 张晶晶 2014 物理学报 **63** 198802]
- [12] El-Batawy Y M, Deen M J 2003 *Proc. SPIE* **4999** 363
- [13] Jiang A Q, Osamu Y, Chen L Y 2020 *SCI REP-UK* **10** 12780
- [14] Chen H L, Cattoni A, Lépinau R D, Walker A W, Höhn O, Lackner D, Siefert G, Faustini M, Vandamme N, Goffard J, Behaghel B, Dupuis C, Bardou N, Dimroth F, Collin S 2019 *Nat. energy* **4** 761
- [15] Amalathas A P, Alkaiji M M 2019 *Micromachines* **10** 619
- [16] Proise F, Joudrier A, Pardo F, Pelouard J, Guillemoles J 2018 *Opt. Express* **26** A806
- [17] Yang Z H, Gao P Q, Zhang C, Li X F, Ye J C 2016 *SCI REP-UK* **6** 30503
- [18] Kuznetsov A I, Miroshnichenko A E, Brongersma M L, Kivshar Y S, Luk'yanchuk B 2016 *Science* **354** aag2472
- [19] Jahani S, Jacob Z 2016 *Nat. Nanotechnol.* **11** 23
- [20] Behaghel B, Tamaki R, Vandamme N, Watanabe K, Dupuis C, Bardou N, Sodabanlu H, Cattoni A, Okada Y, Sugiyama M, Collin S, Guillemoles J 2015 *Appl. Phys. Lett.* **106** 081107
- [21] Peng X C, Wang Z D, Liu Y, Manos D M, Poelker M, Stutzman M, Tang B, Zhang S K, Zou J J 2019 *Phys. Rev. Appl.* **12** 064002
- [22] Peng X C, Wang Z D, Zeng M S, Liu Y, Zou J J, Zhu Z F, Deng W J 2019 *J. Inorg. Mater.* **34** 734 (in Chinese) [彭新村, 王智栋, 曾梦丝, 刘云, 邹继军, 朱志甫, 邓文娟 2019 无机材料学报 **34** 734]
- [23] Wang C A, Shiao D A, Murphy P G, O'Brien P W, Huang R K, Connors M K, Anderson A C, Donetsky D, Anikeev S, Belenky G, Depoy D M, Nichols G 2004 *J. Electron. Mater.* **33** 213
- [24] Peng X C, Wang Z D, Deng W J, Zhu Z F, Zou J J, Zhang Y J 2020 *Acta Phys. Sin.* **69** 068501 (in Chinese) [彭新村 王智栋 邓文娟 朱志甫 邹继军 张益军 2020 物理学报 **69** 068501]
- [25] Tian Y, Chua S J, Jin Y X 2003 *Microelectron. J.* **34** 304
- [26] Peng X C, Poelker M, Stutzman M, Tang B, Zhang S K, Zou J J 2020 *Opt. Express* **28** 860
- [27] Wang Y, Chen N F, Zhang X W, Huang T M, Yin Z G, Wang Y S, Zhang H 2010 *Sol. Energy. Mat. Sol. C.* **94** 1704
- [28] Tang L L, Fraas L M, Liu Z M, Xu C, Chen X Y 2016 *IEEE T. Electron Dev.* **63** 3591
- [29] Dashiell M W, Beausang J F, Ehsani H, Nichols G J, Depoy D M, Danielson L R, Talamo P, Rahner K D, Brown E J, Burger S R, Fourspring P M, Topper W F, Jr., Baldasaro P F, Wang C A, Huang R K, Connors M K, Turner G W, Shellenbarger Z A, Taylor G, Li J Z, Martinelli R, Donetski D, Anikeev S, Belenky G L, Luryi S 2006 *IEEE T. Electron Dev.* **53** 2879
- [30] Groep J, Polman A 2013 *Opt. Express* **21** 26285
- [31] Wang Z Y, Zhang R J, Wang S Y, Lu M, Chen X, Zheng Y X, Chen L Y, Ye Z, Wang C Z, Ho K M 2015 *SCI REP-UK* **5** 7810
- [32] Wang C A 2004 *AIP Conf. Proc.* **738** 255

Modulating infrared optoelectronic performance of GaInAsSb p-n junction by nanophotonic structure*

Huangfu Xia-Hong¹⁾ Liu Shuang-Fei²⁾ Xiao Jia-Jun²⁾
Zhang Bei²⁾ Peng Xin-Cun^{2)†}

1) (*College of Information Engineering, East China University of Technology, Nanchang 330013, China*)

2) (*Engineering Research Center of New Energy Technology and Equipment of Jiangxi Province, East China University of Technology, Nanchang 330013, China*)

(Received 3 November 2020; revised manuscript received 4 January 2021)

Abstract

GaInAsSb quaternary alloys have attracted much interest in infrared optoelectronic applications due to their versatility in a large range of energy gaps from 0.296 eV to 0.726 eV when lattice matches to GaSb wafer. However, due to the high intrinsic carrier concentration and Auger recombination, GaInAsSb p-n junctions typically are characterized by high dark current density at room temperature and need to be operated at low temperature to obtain high optoelectronic performance. In this work, a front surface wide-bandgap semiconductor nano pillar array (NPA) and a high reflective metal back surface reflector (BSR) are designed to modulate optoelectronic performances of GaInAsSb p-n junction. The optical and optoelectronic characteristics are analyzed by the finite difference time domain simulation and the numerical solution of carrier transport equations, respectively. It shows that the NPA-BSR structure can trigger Mie-type resonance, Wood-Rayleigh anomaly effect and Fabry-Perot resonance, which can be used to trap the light efficiently in an ultrathin GaInAsSb film. Owing to these nanophotonic effects, the average light absorption of ~90% can be obtained in 1.0–2.3 μm infrared waveband for $1\mu\text{m}$ $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$. It also shows that the Auger recombination can be suppressed with thickness decreasing which leads the carrier collection efficiency to increase and the dark current density to decrease. Theoretical results show that the carrier collection efficiency of ~99% and dark current density of $\sim 5 \times 10^{-6}$ A/cm² can be obtained for the $1\mu\text{m}$ $\text{Ga}_{0.84}\text{In}_{0.16}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$ p-n junction. With these unique optoelectronic properties, the NPA-BSR nanophotonic structure can become a very promising method to realize the high performance ultrathin GaInAsSb infrared optoelectronic devices.

Keywords: nanophotonic, GaInAsSb, infrared

PACS: 85.60.Bt, 68.55.ag, 63.22.Kn

DOI: 10.7498/aps.70.20201829

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 62061001, 61204071) and the Jiangxi Provincial Natural Science Foundation, China (Grant No. 20202BAB202013).

† Corresponding author. E-mail: xcpeng@ecit.cn