

基于分子束外延生长的 1.05 eV InGaAsP 的超快光学特性研究

杨文献 季莲 代盼 谭明 吴渊渊 卢建娅 李宝吉 顾俊 陆书龙 马忠权

Study on photoluminescence properties of 1.05 eV InGaAsP layers grown by molecular beam epitaxy

Yang Wen-Xian Ji Lian Dai Pan Tan Ming Wu Yuan-Yuan Lu Jian-Ya Li Bao-Ji Gu Jun Lu Shu-Long Ma Zhong-Quan

引用信息 Citation: [Acta Physica Sinica](#), 64, 177802 (2015) DOI: 10.7498/aps.64.177802

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.177802>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2015/V64/I17>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

[LaTiO₃\(110\) 薄膜分子束外延生长的精确控制和表面截止层的研究](#)

[Precise control of LaTiO₃\(110\) film growth by molecular beam epitaxy and surface termination of the polar film](#)

物理学报.2015, 64(7): 078103 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.078103>

[分子束外延制备的垂直易磁化 MnAl 薄膜结构和磁性](#)

[Structural characterization and magnetic properties of perpendicularly magnetized MnAl films grown by molecular-beam epitaxy](#)

物理学报.2013, 62(17): 178103 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.178103>

[表面态调控对 GaN 荧光光谱的影响](#)

[Effects of controlled surface states on the photoluminescence emission of GaN film](#)

物理学报.2014, 63(13): 137802 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.137802>

[InN 的光致发光特性研究](#)

[Study on the photoluminescence properties of InN films](#)

物理学报.2013, 62(11): 117802 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.117802>

基于分子束外延生长的1.05 eV InGaAsP的超快光学特性研究*

杨文献¹⁾²⁾ 季莲²⁾ 代盼²⁾ 谭明²⁾ 吴渊渊²⁾ 卢建娅²⁾ 李宝吉²⁾
顾俊²⁾ 陆书龙^{2)†} 马忠权¹⁾

1) (上海大学理学院, 索朗光伏材料与器件 R&D 联合实验室, 上海 200444)

2) (中国科学院苏州纳米技术与纳米仿生研究所, 中国科学院纳米器件与应用重点实验室, 苏州 215123)

(2015年2月5日收到; 2015年5月5日收到修改稿)

利用分子束外延方法制备了应用于四结光伏电池的1.05 eV InGaAsP薄膜, 并对其超快光学特性进行了研究. 温度和激发功率有关的发光特性表明: InGaAsP材料以自由激子发光为主. 室温下InGaAsP材料的载流子发光弛豫时间达到10.4 ns, 且随激发功率增大而增大. 发光弛豫时间随温度升高呈现S形变化, 在低于50 K时随温度升高而增大, 在50—150 K之间时减小, 而温度高于150 K时再次增大. 基于载流子弛豫动力学, 分析并解释了温度及非辐射复合中心浓度对样品材料载流子发光弛豫时间S形变化的影响.

关键词: InGaAsP, 分子束外延, 光致发光, 载流子发光弛豫时间

PACS: 78.55.Cr, 81.15.Hi, 78.20.-e, 78.47.jd

DOI: 10.7498/aps.64.177802

1 引言

自20世纪70年代以来, 光伏电池技术取得了巨大的进步, 出现了多种新材料、新结构的光伏电池, 其中III-V族化合物多结光电池是近年来国内外光伏领域的研究热点^[1-3]. 叠层结构^[4]、量子阱结构^[5]和超晶格结构等^[6]新结构可有效促进光伏电池的转换效率. 基于InGaP/GaAs/InGaAs材料的三结叠层光伏电池在330个标准太阳光条件下的转换效率已到达44.4%^[7]. Marti等^[8]根据细致平衡原理, 给出了理想太阳电池的最优带隙匹配及其效率极限^[9]. 对于四结光伏电池, 如果子电池禁带宽度为优化组合1.9/1.4/1.0/0.7 eV, 其理论转换效率可以高达59%^[10]. 相比于失配生长的三元系InGaAs/InGaP等材料, III-V族四元系InGaAsP材

料可以实现能带隙和晶格常数的独立调节, 与InP衬底晶格匹配的InGaAsP四元合金半导体材料其带隙可调节范围在0.75—1.35 eV. 因此, 与GaAs衬底晶格匹配的InGaP/GaAs (1.9/1.4 eV), 和与InP衬底晶格匹配的InGaAsP/InGaAs (1.0/0.7 eV) 通过键合技术制备的四结光伏电池具有非常好的前景. 目前, 基于InGaP/GaAs/InGaAsP/InGaAs材料的四结光伏电池在297个标准太阳光条件下的光电转换效率已到达44.7%^[11].

目前, InGaAsP基电池大都采用金属有机化合物化学气相沉淀(metal-organic chemical vapor deposition, MOCVD)技术制备^[12-14]. 相比MOCVD, 分子束外延(molecular beam epitaxy, MBE)技术能更随意地改变材料组分, 更精确地控制材料生长, 但是MBE采用低温生长, 会导致InGaAsP材料产生更多的缺陷和深能级杂质, 使材

* 国家自然科学基金(批准号: 61176128, 61376081, 61274076)、国家高技术研究发展计划(批准号: 2013AA050403)、苏州市自然科学基金(批准号: SYG201437)和中国科学院苏州纳米技术与纳米仿生研究所和索尼公司联合项目(批准号: Y1AAQ11002, Y2AAQ11004)资助的课题.

† 通信作者. E-mail: sllu2008@sinano.ac.cn

料质量较低, 导致发光性能降低. 高质量的 1.0 eV InGaAsP 材料的制备非常困难, 一直是光伏领域的一个挑战^[15,16]. 我们团队突破生长温度低以及高饱和蒸汽压磷化物的分子束外延生长难题, 实现了带隙能量为 1.0 eV 的四元化合物 InGaAsP 的稳定高性能 MBE 生长, InGaAsP 光伏电池效率达到 18% 以上^[17]. 进一步提高材料性能依赖于材料性能充分的表征.

本文的主要工作是研究了基于分子束外延生长的 1.05 eV InGaAsP 的超快光学特性研究. 连续光激发荧光谱 (continuous-wave photoluminescence, cw-PL) 表明 InGaAsP 材料以自由激子发光为主. 通过时间分辨光致发光谱 (time-resolved photoluminescence, TRPL) 得到: 室温下 InGaAsP 材料的载流子发光弛豫时间达到 10.4 ns, 且随激发功率增大而增大. 发光弛豫时间随温度升高呈现 S 形变化, 在低于 50 K 时随温度升高而增大, 在 50—150 K 之间时减小, 而温度高于 150 K 时再次增大. 基于以上测量与分析结果, 结合载流子动力学过程, 对 InGaAsP 材料中非平衡载流子的弛豫与复合机理进行了探讨.

2 实验

实验中的 InGaAsP/InP 结构生长采用 Veeco 公司生产的 GEN 20 A MBE 系统, 其中 V 族的 As 源和 P 源采用裂解炉. 采用 InP 衬底, Be 作为 p 型掺杂. InGaAsP 材料的生长速率为 1 $\mu\text{m}/\text{h}$, 生长温度选为 490 $^{\circ}\text{C}$, Be 掺杂浓度为 $2 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$. 在材料生长过程中, 利用反射高能电子衍射 (RHEED) 实时监控材料表面再构; 利用束流监控仪和 X 射线衍射仪 (XRD) 控制 In 和 Ga 组分比. 图 1 表示不同温度下, 制备与 InP 衬底晶格匹配的 1 eV InGaAsP, As 和 P 元素的分子束等效气压 (beam equivalent pressure, BEP) 比与 V/III 比的关系示意图. 制备 InGaAsP 薄膜层后, 对其进行 800 $^{\circ}\text{C}$ 下的快速退火处理.

cw-PL 测量采用激发光源波长为 773 nm 的 Ti:Sapphire 自锁模脉冲激光器; 信号探测采用 InGaA 红外探测器. TRPL 测量采用激发光源波长为 800 nm 的 Ti:Sapphire 自锁模脉冲激光器, 脉冲宽度可达 100 fs, 重复频率为 80 MHz; 信号探测记录系统采用滨松 c4334-04 同步扫描相机, 具有 15 ps

的时间分辨率. 其中, 样品温度在 10—300 K 范围内连续可调.

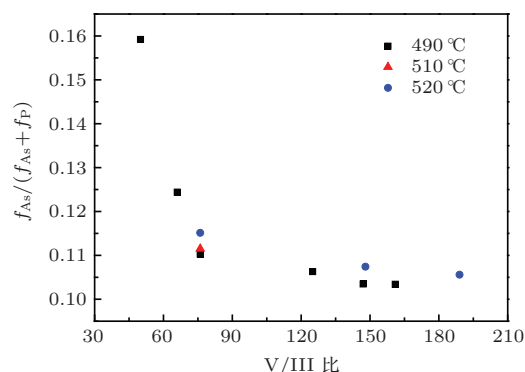


图 1 不同温度下制备晶格匹配的 1 eV InGaAsP, As 和 P 的 BEP 比与 V/III 比的关系示意图

Fig. 1. BEP ratio of As and P as a function of the V/III ratio for lattice-matched InGaAsP with a 1.0 eV bandgap at different temperatures.

3 结果与讨论

3.1 样品在不同温度和激发功率下的 cw-PL 谱

图 2(a) 为在低温 10 K 时, 不同激发功率下样品材料的 cw-PL 谱, 其特征峰发光强度和发光峰位置与激发功率的关系示意图分别如图 2(b) 和 (c) 所示. 由图 2(b) 可知, PL 峰位几乎不随激发强度变化, 其能量大小为 1.1 eV, 这是典型的自由激子发光特征, 表明生长的 InGaAsP 材料质量较高. 图 2(c) 可以看到 PL 发光峰强度随激发强度增大而增大, 这是非平衡载流子浓度增大的结果, 其关系式可以按照下式拟合^[18]:

$$I_{\text{PL}} = A \times P^{\alpha}, \quad (1)$$

其中, I_{PL} 是发光峰积分强度, P 是激发功率, A 为常数. 理论上可以知道^[19], 如果半导体发光是激子发光, 得到的 α 为 1, 如果是自由载流子发光, 则 α 等于 2, 而如果是杂质或者局域态跃迁, α 小于 1. 根据图 2(c) 拟合得到 α 约为 1.06, 由此可得实验样品发光以激子发光为主.

为进一步探究 InGaAsP 材料的发光机理, 我们进行了激发功率为 5 mW 的变温 PL 测量, 发光谱如图 3(a) 所示. 由图可知, PL 峰位随温度升高发生红移现象, 室温下为 1.05 eV, 其关系示意图如图 3(b) 所示. 在高温 ($> 50 \text{ K}$) 阶段, PL 峰位能量变化很好的符合 Varshni 经验公式^[20] 为

$$E(T) = E(0) - \frac{\alpha T^2}{T + \beta}, \quad (2)$$

其中, $E(0)$ 为绝对零度下的禁带宽度, α 为 Varshni 系数, β 为德拜温度. 通过数值拟合得到 $E(0) = 1.105$ eV, $\alpha = 3.3 \times 10^{-4}$ eV/K, $\beta = 248$ K. 这些

参数与之前的研究相符^[21–23]. 说明高温时的发光来自本征的带边发光过程^[20]. 低温时的偏差称为 Stokes 位移^[23], 可能是激子的束缚能或者波动的局域势, 但是偏移量很小, 说明发光以激子发光为主.

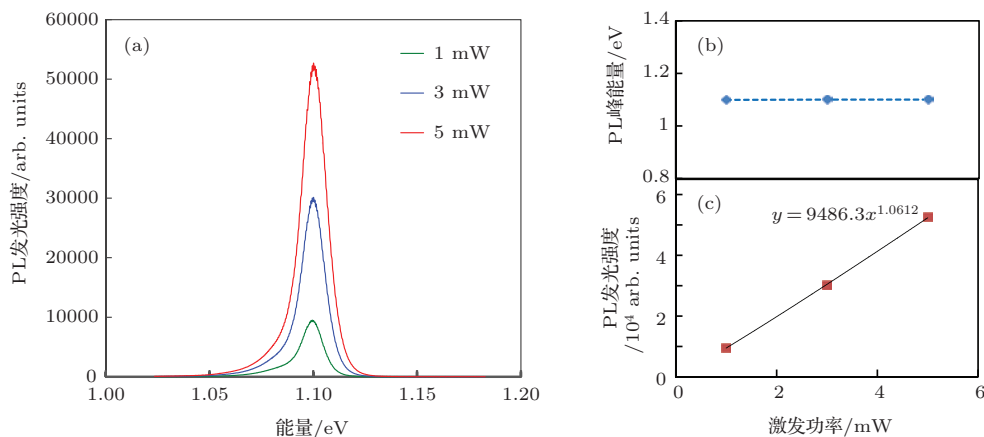


图2 (网刊彩色) (a) 在温度 10 K 时, 不同激发功率下的 cw-PL 谱; (b) PL 谱峰位; (c) PL 发光强度峰值与激发功率的函数关系示意图 (其中, 激发功率分别取 1 mW, 3 mW, 5 mW)

Fig. 2. (color online) (a) PL spectra at 10 K with the excitation power of 1, 3 and 5 mW; (b) peak energy; (c) integrated intensity of the PL spectra as a function of excitation power.

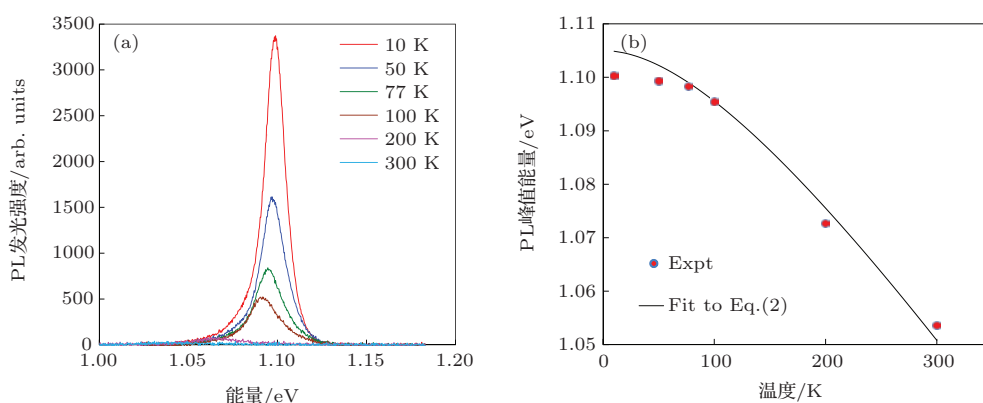


图3 (网刊彩色) (a) 在激发功率为 5 mW 时, 不同温度下的 cw-PL 谱; (b) PL 谱峰位与温度的函数关系示意图 (其中曲线方程为 Varshni 经验公式. 其中, 温度分别取 10, 50, 77, 100, 200 和 300 K)

Fig. 3. (color online) (a) Temperature-dependent PL spectra at the excitation power of 5 mW; (b) Peak energy of the PL spectra as a function of temperature.

由图 3(a) 还可得到, 在低温时发光峰强度很强, 并且展宽较小, 随着温度升高至室温, PL 峰发光强度降低且产生宽化, 这主要是由于非辐射复合的增加而导致的温度猝灭效应. 对于存在非辐射复合过程的变温 PL 谱, 强度变化可以用下列公式进行描述^[24]:

$$I = \frac{I_0}{1 + C \exp\left(-\frac{\Delta E_A}{k_0 T}\right)}, \quad (3)$$

其中, I_0 是绝对零度时 PL 发光峰的积分强度, C 是

与非辐射复合中心有关的系数, k_0 为玻尔兹曼常数; ΔE_A 是局域态的激活能. 当温度很高时

$$\exp\left(-\frac{\Delta E_A}{k_0 T}\right) \gg 1. \quad (4)$$

对等式两边取自然对数, 则可以得到

$$\ln(I) = C + \frac{\Delta E_A}{k_0 T}. \quad (5)$$

$\ln(I)$ 与 $1/T$ 成线性关系, 其斜率跟局域态激活能 ΔE_A 有关. 图 4 为 $\ln(I)$ 与 $1/T$ 的关系示意图, 对其高温端进行线性拟合, 可以求得局域态激活能

约 27 meV, 其对应的可能是载流子从带尾态被热激活的能量.

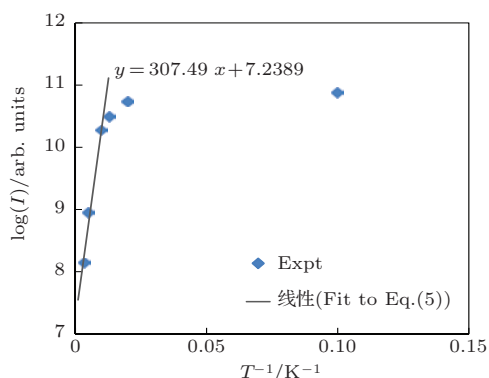


图 4 在激发功率为 5 mW 时, cw-PL 谱发光峰积分强度的自然对数与温度的倒数的关系

Fig. 4. The natural logarithm of integrated intensity of cw-PL spectra at the excitation power of 5 mW as a function of temperature of 10, 50, 77, 100, 200 and 300 K.

3.2 样品在不同温度和激发功率下的 TRPL 谱

为探究材料内非平衡载流子的弛豫和复合机理, 我们进行了不同温度和激发功率下的 TRPL 测量. 图 5(a) 是在低温 10 K 时, 不同激发功率下的 TRPL 谱. 图 5(b) 为所对应的载流子发光弛豫时间 τ 与激发功率的关系示意图. 从图中可得知, 载流子发光弛豫时间 τ 随激发功率增大而增大, 0.5 mW 时载流子发光弛豫时间达到 11.6 ns.

下面我们将从载流子动力学角度进行解析, 根据载流子复合理论, 当半导体中注入非平衡载流子后, 其弛豫时间 τ 为

$$\tau = \frac{1}{N_t} \left(\frac{1}{r_n} + \frac{1}{r_p} \right) \times \left[1 - \frac{r_n(p_0 - n_1) + r_p(n_0 - p_1)}{(r_n + r_p)(n_0 + p_0 + \Delta p)} \right], \quad (6)$$

其中, N_t 为复合中心浓度, r_p , r_n 分别为复合中心对于少数载流子空穴和电子的俘获系数. 在低温 10 K 时, Be 掺杂浓度为 $2 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$, 材料应处于“强 p 区”, 即 $p_0 \gg n_0, n_1, p_1$. 一般而言, r_n 和 r_p 相差不大, 因此上式可以简化为

$$\tau = \frac{1}{N_t} \left(\frac{1}{r_n} + \frac{1}{r_p} \right) \times \left[1 - \frac{r_n p_0}{(r_n + r_p)(n_0 + p_0 + \Delta p)} \right]. \quad (7)$$

一定温度下, 掺杂元素和浓度确定的 p 型半导体, N_t , r_n 和 r_p 为常量, 则

$$\tau \propto \Delta p. \quad (8)$$

由 (8) 式得到载流子发光弛豫时间 τ 与其浓度 Δp 成正相关, 当激发功率增大时, 非平衡载流子浓度 Δp 相应增加, 从而使载流子发光弛豫时间增大.

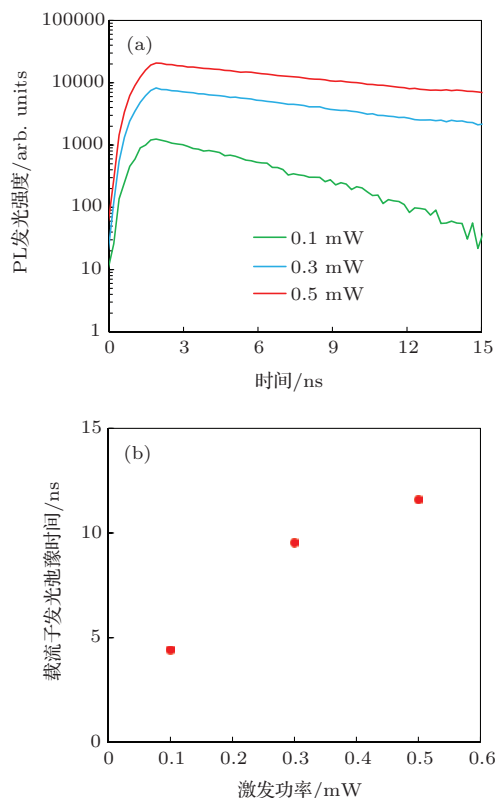


图 5 (网刊彩色) (a) 在温度 10 K 时, 不同脉冲激发功率下的 TRPL 谱, (b) 载流子发光弛豫时间与激发功率的关系示意图 (其中, 脉冲激发功率分别取 0.1 mW, 0.3 mW, 0.5 mW)

Fig. 5. (color online) (a) Time-resolved PL spectra at 10 K with the excitation power of 0.1, 0.3 and 0.5 mW; (b) carrier luminescence relaxation time as a function of excitation power.

图 6(a) 是脉冲激发功率为 0.5 mW 时, 不同温度下样品的 TRPL 谱. 图 6(b) 是相应的载流子发光弛豫时间 τ 与温度的关系示意图. 从图 6(a) 可以得到, 载流子发光弛豫时间始终处于 10 ns 量级, 载流子复合以辐射复合为主, 说明生长的 InGaAsP 材料中缺陷较少, 质量很好. 从图 6(b) 我们看到载流子发光弛豫时间 τ 与温度的关系可分为三个阶段: 1) 在低温 ($< 50 \text{ K}$) 时, 发光弛豫时间 τ 随温度升高有所增大; 2) 在温度处于 50—150 K 之间时, 发光弛豫时间 τ 随温度升高而减小; 3) 温度高于 150 K 时, 发光弛豫时间 τ 再次增大.

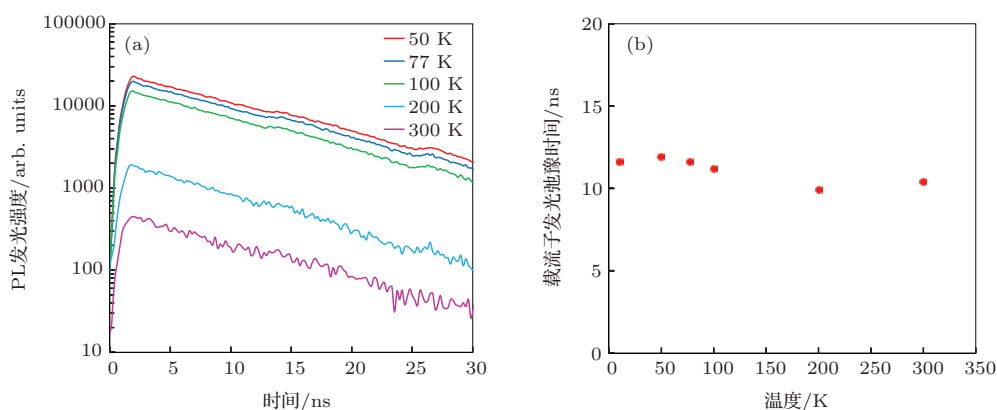


图6 (网刊彩色) (a) 在脉冲功率为 0.5 mW 时, 不同温度下的 TRPL 谱, (b) 载流子发光弛豫时间与温度的关系示意图 (其中, 温度分别取 10, 50, 77, 100, 200 和 300 K)

Fig. 6. (color online) (a) Temperature-dependent time-resolved PL spectra at the excitation power of 0.5 mW; (b) carrier luminescence relaxation time as a function of temperature of 10, 50, 77, 100, 200 and 300 K.

关于此现象的机理, 我们可以从载流子动力学角度进行探讨. 在小注入情况时非平衡载流子浓度 $\Delta p \ll (n_0 + p_0)$, 并且对于一般的复合中心, r_n 和 r_p 相差不大, (6) 式中的 Δp 可以忽略掉, 因而简化为

$$\tau = \frac{r_n(n_0 + n_1) + r_p(p_0 + p_1)}{N_t r_n r_p (n_0 + p_0)}. \quad (9)$$

对于 p 型半导体, $p_0, p_1 \gg n_0, n_1$, 且 p_1 与 p_0 的关系式为

$$p_1 = p_0 \exp \left[-\frac{E_t - E_F}{k_0 T} \right], \quad (10)$$

则 (9) 式可以进一步简化为

$$\tau = \frac{1}{N_t r_n} \left[1 + \exp \left(-\frac{E_t - E_F}{k_0 T} \right) \right]. \quad (11)$$

对于非简并 p 型半导体材料, 其费米能级为

$$E_F = E_v - k_0 T \ln \left(\frac{N_A}{N_C} \right). \quad (12)$$

将 (12) 式代入 (11) 式, 可以得到

$$\tau \propto \frac{1}{N_t} \exp \left(a - \frac{b}{k_0 T} \right), \quad (13)$$

其中, a, b 为正数.

根据关系 (13) 式我们进行讨论: 1) 在低温阶段, 非辐射复合中心浓度 N_t 很小, 此时温度 T 是发光弛豫时间 τ 的决定因素, 即 τ 随温度升高而增大; 2) 随着温度升高, 非辐射复合中心浓度急剧增加, 即 N_t 逐渐成为发光弛豫时间 τ 的主导因素, 非辐射复合中心有促进非平衡载流子复合的作用, 故导致 τ 减小; 3) 当温度达到约 150 K 时, 非辐射复合

中心全部电离, N_t 将成为常量, 温度成为影响载流子发光弛豫时间 τ 的单一因素, 即 τ 随温度升高而升高.

4 结 论

利用分子束外延方法制备了高质量的 1.05 eV InGaAsP 薄膜, 并结合光致发光谱测量, 研究了材料的超快光学特性. 温度和激发功率有关的发光特性表明: InGaAsP 材料以自由激子发光为主. 室温下 InGaAsP 材料的载流子发光弛豫时间达到 10.4 ns, 且随激发功率增大而增大, 发光弛豫时间随温度升高呈现 S 形变化, 在低于 50 K 时随温度升高而增大, 在温度为 50—150 K 之间时减小, 而温度高于 150 K 时再次增大. 超长的发光弛豫时间说明利用 MBE 可生长高质量 InGaAsP 材料, 在光伏领域有很大的应用潜力, 可实现高转换效率的多结光伏电池.

参考文献

- [1] Friedman D J, Kurtz S R, Bertness K A, Kibbler A E, Kramer C, Olson J M, King D L, Hansen B R, Snyder J K 1995 *Prog. Photovolt.* **3** 47
- [2] Yamaguchi M 2003 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **75** 261
- [3] Dimroth F, Beckert R, Meusel M, Schubert U, Bett A W 2001 *Prog. Photovolt.* **9** 165
- [4] Wang J Z, Huang Q L, Xu X, Quan B G, Luo J H, Zhang Y, Ye J S, Li D M, Meng Q B, Yang G Z 2015 *Chin. Phys. B* **24** 054201

- [5] Yang J, Zhao D G, Jiang D S, Liu Z S, Chen P, Li L, Wu L L, Le L C, Li X J, He Xiao-G, Wang H, Zhu J J, Zhang S M, Zhang B S, Yang H 2014 *Chin. Phys. B* **23** 068801
- [6] Wang H X, Zheng X H, Wu Y Y, Gan X Y, Wang N M, Yang H 2013 *Acta Phys. Sin.* **62** 218801 (in Chinese) [王海啸, 郑新和, 吴渊渊, 甘兴源, 王乃明, 杨辉 2013 物理学报 **62** 218801]
- [7] Green M A, Emery K, Hishikawa Y, Warta W 2013 *Prog. Photovolt: Res. Appl.* **21** 827
- [8] Marti A, Araujo G L 1996 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **43** 203
- [9] Shockley W, Queisser H 1961 *J. Appl. Phys.* **32** 510
- [10] Law D C, King R R, Yoon H, Archer M J, Boca A, Fetzer C M, Mesropian S, Isshiki T, Haddad M, Edmondson K M, Bhusari D, Yena J, Sherif R A, Atwater H A, Karama N H 2010 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **94** 1314
- [11] Dimroth F, Grave M, Beutel P, Fiedeler U, Karcher C, Tibbits N T D, Oliva E, Siefer G, Schachtner M, Wekkeli A, Bett A W, Krause R, Piccin M, Blanc N, Drazek C, Guiot E, Ghyselen B, Salvetat T, Tauzin A, Signamarcheix T, Dobrich A, Hannappel T, Schwarzburg K 2014 *Prog. Photovolt: Res. Appl.* **22** 277
- [12] Schimper H J, Kollonitsch Z, Moller K, Seidel U, Bloeck U, Schwarzburg K, Willing F, Hannappel T 2006 *J. Cryst. Growth* **287** 642
- [13] Dharmarasu N, Yamaguchi M, Khan A, Yamada T, Tanabe T, Takagishi S, Takamoto T, Ohshima T, Itoh H, Imaizumi M, Matsuda S 2010 *Appl. Phys. Lett.* **79** 2399
- [14] Luo S, Ji H M, Gao F, Yang X G, Liang P, Zhao L J, Yang T 2013 *Chin. Phys. Lett.* **30** 068101
- [15] Baillargeon J N, Cho A Y, Thiel F A, Fischer R J, Pearah P J, Cheng K Y 1994 *Appl. Phys. Lett.* **65** 207
- [16] Baillargeon J N, Cho A Y, Cheng K Y 1996 *J. Appl. Phys.* **79** 7652
- [17] Ji L, Lu S L, Wu Y Y, Dai P, Bian L F, Arimochi M, Watanabe T, Asaka N, Uemura M, Tackeuchi A, Uchida S, Yang H 2014 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **27** 1
- [18] Yin M, Nash G R, Coomber S D, Buckle L, Carrington Krier J P A, Aandreev A, Przeslak J S B, Valicourt G, Smith S J, Emeny M T, Ashley T 2008 *Appl. Phys. Lett.* **93** 121106
- [19] Fouquet J E, Siegman A E 1985 *Appl. Phys. Lett.* **46** 280
- [20] Varshni Y P 1967 *Physica* **34** 149
- [21] Satzke K, Weiser G, Hoyer R, Thulke W 1988 *J. Appl. Phys.* **63** 5485
- [22] Li C F, Lin D Y, Huang Y S, Chen Y F, Tiong K K 1997 *J. Appl. Phys.* **81** 400
- [23] Schwedler R, Reinhardt F, Grützmacher D, Wolter K 1991 *J. Cryst. Growth* **107** 531
- [24] Maksimov O, Guo S P, Muñoz M, Tamargo M C 2001 *J. Appl. Phys.* **90** 5135

Study on photoluminescence properties of 1.05 eV InGaAsP layers grown by molecular beam epitaxy*

Yang Wen-Xian¹⁾²⁾ Ji Lian²⁾ Dai Pan²⁾ Tan Ming²⁾ Wu Yuan-Yuan²⁾ Lu Jian-Ya²⁾
Li Bao-Ji²⁾ Gu Jun²⁾ Lu Shu-Long^{2)†} Ma Zhong-Quan¹⁾

1) (SHU-SOLARE R&D JOINT LAB, College of Science, Shanghai University, Shanghai 200444, China)

2) (Key Lab of Nanodevices and Applications, Suzhou Institute of Nano-Tech and Nano-Bionics, Chinese Academy of Sciences (CAS), Suzhou 215123, China)

(Received 5 February 2015; revised manuscript received 5 May 2015)

Abstract

The photoluminescence properties of InGaAsP films with a bandgap energy of 1.05 eV for quadruple-junction solar cells grown by molecular beam epitaxy (MBE) are investigated. We make the excitation intensity and temperature dependence of continuous-wave photoluminescence (cw-PL) measurements. The PL peak position is 1.1 eV at 10 K, and almost independent of the excitation power, but the integrated intensity of the PL emission peaks is roughly proportional to the excitation power. The shift of peak position with temperature follows the band gap shrinking predicted by the well-known Varshni's empirical formula. These results indicate that the intrinsic transition dominates the light emission of the InGaAsP material. In addition, we also make the time-resolved photoluminescence (TRPL) measurements to determine the carrier luminescence relaxation time in InGaAsP. PL spectra suggest that the relaxation time is 10.4 ns at room temperature and increases with increasing excitation power, which demonstrates the high quality of the InGaAsP material. However, the relaxation time shows an S-shape variation with increasing temperature: it increases at temperatures lower than 50 K, and then decreases between 50—150 K, and increases again when temperature is over 150 K. According to the effect of temperature and the non-radiative recombination center concentration on the carrier relaxation time, the recombination mechanism of S-shape variation can be explained by the carrier relaxation dynamics.

Keywords: InGaAsP, molecular beam epitaxy, photoluminescence, carrier luminescence relaxation time

PACS: 78.55.Cr, 81.15.Hi, 78.20.-e, 78.47.jd

DOI: 10.7498/aps.64.177802

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 61176128, 61376081, 61274076), the National High Technology Research and Development Program of China (Grant No. 2013AA050403), the Application Foundation of Suzhou, China (Grant No. SYG201437), and the SINANO-SONY Joint Program (Grant Nos. Y1AAQ11002, Y2AAQ11004).

† Corresponding author. E-mail: sllu2008@sinano.ac.cn