

应力导致 $\text{InAs}/\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 量子点结构中 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层的合金分解效应研究*

王 莞¹⁾²⁾ 刘昭麟²⁾ 陈平平²⁾ 崔昊杨²⁾
夏长生²⁾ 杨 宇¹⁾ 陆 卫²⁾

1) 云南大学工程技术研究院, 昆明 650091)

2) 中国科学院上海技术物理研究所红外物理国家重点实验室, 上海 200083)

(2007 年 1 月 25 日收到, 2007 年 3 月 5 日收到修改稿)

利用固源分子束外延技术, 在 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ 量子阱生长了两个 $\text{InAs}/\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 量子点 (DWELL) 样品. 通过改变其中一个 InAs DWELL 样品中的 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层的厚度和生长温度, 获得了量子点尺寸增大而且尺寸分布更均匀的结果. 结合光致发光光谱 (PL) 和压电调制光谱 (PzR) 实验结果, 发现该样品量子点的光学性质也同时得到了极大的优化. 基于有效质量近似的数值计算结果表明, 量子点后生长过程中应力导致 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层合金分解机理是导致量子点尺寸和光学性质得到优化的主要原因.

关键词: 合金分解效应, $\text{InAs}/\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 量子点, 光致发光光谱, 压电调制光谱

PACC: 7320, 7840, 3270J, 7320D

1. 引 言

在过去的十几年里, 自组织生长的量子点成为一个相当热门的研究领域^[1]. 量子点令人产生兴趣的原因不仅在于其具有所谓 δ 函数状的态密度, 以及 δ 函数态密度所赋予的“声子瓶颈”效应, 而且在于量子点带间和子带间的光学跃迁可以利用来制作高灵敏的光电器件. 目前, 直接利用子带间跃迁和带间跃迁的物理制作的器件分别是中红外波段 (3—25 μm) 传感器和提供光纤通讯使用的激光器 (1.3 和 1.55 μm). 由于激发态载流子的较长寿命和超强的载流子束缚效应, 子带间跃迁量子点红外光电探测器 (QDIP) 已经在医疗诊断、夜视摄像机和集成的芯片探测器等方面显示出巨大的应用潜力^[2]. 在带间复合辐射的量子点激光器上所取得的成就同样令人瞩目, 人们已经利用 InAs/GaAs 量子点成功制作出输出功率高达 2.7 W 且阈值电流密度低于 19 A/cm 的室温工作 1.3 μm 发光的激光器^[3]. 然而, 许多传统 1.3 μm 发光的 GaAs 基 InAs 量子点的增益饱和

值受到一些生长因素的限制^[4], 例如说较低的 QD 密度. 因此, 在不牺牲光学效率的前提下, 人们尝试多种方法来改进 1.3 μm 发光的 InAs 量子点的性能. 在 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 量子阱中生长的 InAs 量子点 (DWELL) 已经被证明是一种有效提高 1.3 μm 发光的 InAs 量子点密度的方法^[5]. 与传统的 InAs/GaAs 量子点相比, DWELL 结构有较大的优势, 因为其中的 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 量子阱结构可以增大载流子被 QD 俘获的速率以及抑制高温下从 QD 逃逸出去的载流子数目, 而且通过调节 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 阱层中的 In 含量可以灵活调节量子点束缚态的相对束缚能量位置^[6]. 因而, 人们在 DWELL 结构的 InAs 量子点上通过调节生长条件来优化量子点的光学性质, 比如 InAs 量子点的生长温度、生长速率、生长时间以及 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 层中的 In 浓度等^[7,8]. 而且, Krishna 的课题组已经利用这些优化生长的方法在 $\text{InAs}/\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ DWELL 上成功实现了双色 QDIP 的焦平面成像, 从而加快了 QDIP 的商业应用进程^[2]. 然而, 到目前为止还未见到通过调节 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 阱层的生长温度来实现量子点的光学性质优化的报道. 本文利用分

* 国家重点基础研究发展规划项目 (批准号 2004CB619004), 国家自然科学基金 (批准号 10234040 和 60567001) 资助的课题.

子束外延法生长了两个 $\text{InAs}/\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ DWELL 样品, 在生长过程中 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层在两个样品中使用了不同的生长温度. 利用发光类型的光致发光 (PL) 光谱以及吸收类型的压电调制反射 (PzR) 光谱研究了两个样品, 发现高温生长 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层有助于优化 InAs DWELL 的光学性质.

2. 实 验

$\text{InAs}/\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ DWELL 样品由固源分子束外延 (MBE) 生长获得, 生长基于 S-K 模式, 使用半绝缘的 GaAs 衬底. 详细的双层 DWELL 生长结构图如图 1 所示: InAs 量子点生长在 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 下阱层上, 这里样品 A 的下阱层厚度为 2 nm, 而样品 B 的下阱层厚度为 6 nm. 在各自样品的 InAs 量子点形成后, 再在量子点上生长一层厚度为 6 nm 的 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 覆盖层. InAs 浸润层和量子点的生长温度在两个样品中均为 $\sim 510^\circ\text{C}$, $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层的生长温度在样品 A 中为 $\sim 510^\circ\text{C}$ 而在样品 B 中为 560°C . 其余的结构都在 $\sim 610^\circ\text{C}$ 下生长. InAs 量子点的生长速率为 ~ 0.01 (原子层/秒). 为了获得表面的形貌的表征, 另外两个复制的样品在 QD 形成后立即停止生长, 取出进行原子力显微 (AFM) 测量. 为更好地进行量子

点形貌的比较, 我们还利用相同的生长条件制备了一个传统的 InAs/GaAs 量子点 (InAs CVQD), 这个样品同样为双层量子点结构, 只是结构中没有 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层.

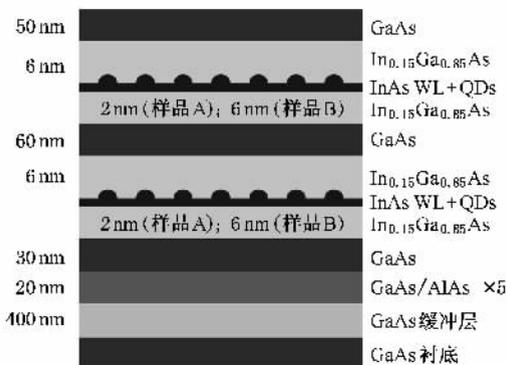


图 1 样品 A 和样品 B 的生长结构示意图 (其中样品 A 的 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 下阱层厚度为 2 nm, 而样品 B 的下阱层厚度为 6 nm)

进行 PzR 实验方法时, 首先将 InAs DWELL 样品从衬底面减薄至厚度 $\sim 200 \mu\text{m}$, 再将样品贴在一个锆钛酸铅 (PZT) 压电陶瓷的振荡器上. 在振荡器上施加强度为 $\sim 300 \text{ V/mm}$ (rms), 方向沿陶瓷振荡器厚度方向的交流高压电场, 压电陶瓷伸缩的同时带动样品一起周期性地伸缩, 这样样品所产生的形

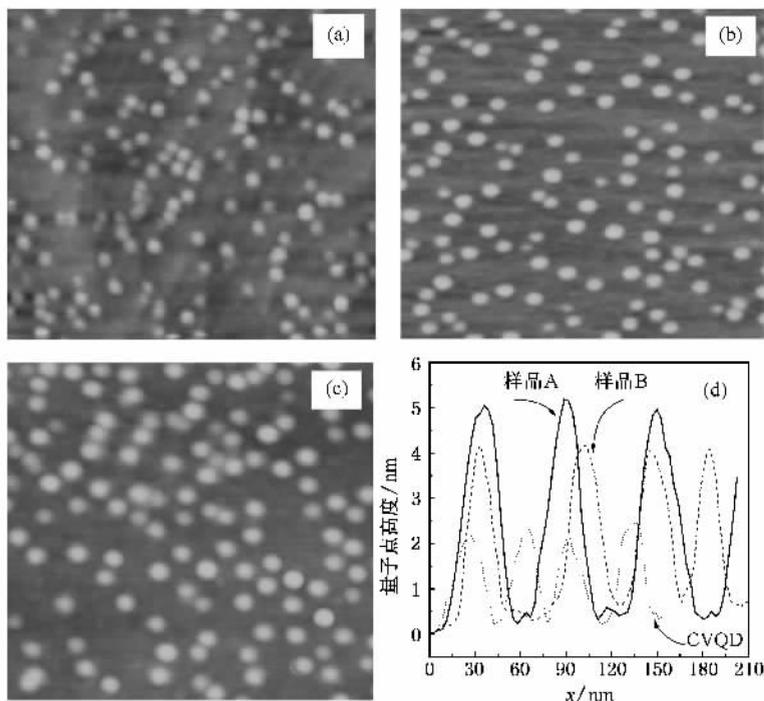


图 2 (a) InAs CVQD (b) 样品 A 和 (c) 样品 B 这两个 InAs DWELL 的 AFM 照片 ($0.5 \mu\text{m} \times 0.5 \mu\text{m}$) (d) 三个样品的 AFM 线扫描曲线图

变量约为 10^{-5} . 驱动振荡器的工作频率约为 280 Hz. 更详细的 PzR 实验步骤可以查看文献 [9—11]. 微分的反射信号使用一个 Ge 光电探测器接收, 并用高灵敏的锁相放大器检测周期性变化的光谱信号.

PL 实验使用一个 He-Ne 激光器 (波长 $\lambda = 632.8 \text{ nm}$) 作为激发光源, 入射激发功率约为 3.2 mW/mm^2 . 光荧光信号使用一个液氮制冷的 InGaAs 探测器来测量.

3. 结果和讨论

图 3(a)(b)(c) 分别显示了 InAs CVQD 和两个 InAs DWELL 的 AFM 照片, 在图 3(d) 中则给出了三个量子点样品的 AFM 线扫描结果. InAs CVQD 的密度大约为 $3.6 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$, 而两个 InAs DWELL 的量子点密度与之相比都有了较大的增长, 达到了 $6.5 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$. 尽管在样品 B 中的 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层使用了较高的生长温度, 但是样品 B 仍然保持了与样品 A 那样高密度的量子点. 另外, 从线扫描的结果中可以看到: 样品 A 和 B 中的量子点尺寸比 InAs CVQD 都得到了有效的增大, 其中底部直径分别增大了约 1.6 倍和 2 倍, 量子点高度分别增大了约 1.27 倍和 1.67 倍. 从 AFM 照片中还可以看到, 样品 B 中的量子点空间分布和尺寸分布最为均匀.

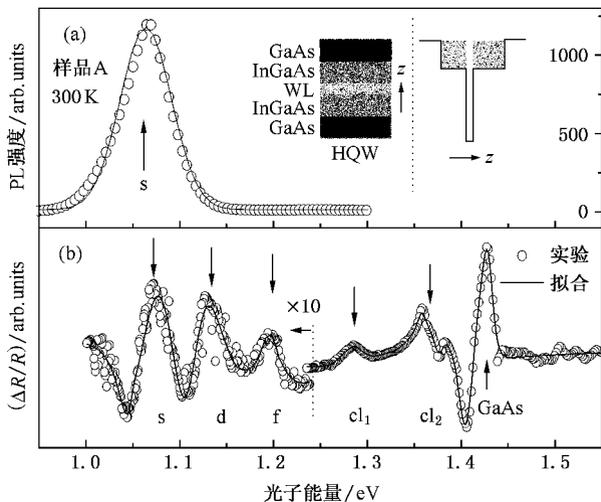


图 3 样品 A 在室温下的 (a) PL 光谱和 (b) PzR 光谱 (a) 中的插图是三明治的 HQW 结构和其导带边的分布

图 3(a) 和 (b) 分别显示了样品 A 在 300 K 下的 PL 和 PzR 谱; 图 4(a) 和 (b) 则分别给出了样品 B 在相同温度下的 PL 和 PzR 光谱. 对于两个 InAs

DWELL 样品, PL 使用 Gaussian 线形拟合, 而 PzR 曲线可以用 Gaussian 线形也可以用 Lorentzian 线形拟合. 我们利用 Gaussian 线形得到了与实验相符较好的拟合曲线, 拟合的结果表明在 InAs DWELL 样品中展宽几乎完全是非均匀的, 这种非均匀的展开可能与量子点尺寸的涨落有关.

在样品 A 的 PL 谱中显示了来自量子点基态 s 的发光峰, s 态的发光峰位处于 1.065 eV ($\sim 1.16 \mu\text{m}$) 处, 其 Gaussian 线形展宽为 56 meV . 在 PzR 谱中, 我们观察到了更多来自量子点束缚态的跃迁峰, 包括一个基态 s 跃迁峰和两个激发态 p 和 d 的跃迁峰. s 态的跃迁峰位于 1.072 eV , 拟合线宽 $\Gamma = 22 \text{ meV}$; 第一激发态 p 峰位于 1.144 eV , 它与 s 态的能量间距为 72 meV . 另外, 在 PzR 谱中还观察到有两个标号为 cl_1 和 cl_2 的光学结构, 我们认为它们是来自一个复合量子阱 (HQW) 激子束缚态的带间跃迁. 这个 HQW 由 2 维的 InAs 浸润层, $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 量子阱层以及 GaAs 势垒层组成. 在样品 A 中, $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 量子阱的总阱宽为 8 nm (2 nm 厚的 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 下阱层加上 6 nm 厚的 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 覆盖层), 这个类三明治的结构如图 3(a) 中内插图所示.

对于样品 B, 300 K 的 PL 谱显示基态 s 处在 0.943 eV 的地方. 与样品 A 相比, s 峰表现出了一个巨大的红移 ($\sim 120 \text{ meV}$), 其峰位被移到了 $\sim 1.31 \mu\text{m}$ 人们感兴趣的波段. 不仅如此, 其 Gaussian 线宽也减小到了 45 meV , 证明了样品 B 的量子点均匀性更佳. PL 谱中还显示了处于 1.008 eV 的第一个激发态 p 态的微弱发光峰, s 态与 p 态的能量间距为 65 meV . 而样品 B 的 PzR 谱显示更多来自量子点束缚态的跃迁峰结构, 他们分别是一个基态 s 和三个激发态 p , d 和 f , 它们分布在 $0.94\text{—}1.2 \text{ eV}$ 这一能量区域, 其中 s 峰的跃迁能量为 1.01 eV . 基态 s 的临界点在 1.01 eV 处, 它与 s 峰之间的能量间距在 PL 谱和 PzR 谱中几乎是完全一致的. 与样品 A 的 PzR 谱相似的是, 在样品 B 中也观察到了 cl_1 和 cl_2 的跃迁峰结构 0.946 eV , 它们分别处于 1.277 eV 和 1.362 eV 的位置. 不同的只是样品 B 中总的 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 量子阱宽度增加到了 12 nm .

与吸收类型的 PzR 谱相比, 两个 InAs DWELL 的基态 PL 峰的基态都出现了一定的 Stokes 红移. 样品 A 的 Stokes 红移为 7 meV , 样品 B 的红移为 3 meV . 这种 Stokes 现象可以归结于室温下载流子重新分布到基态能量较低的量子点束缚态中, 并影响其 PL

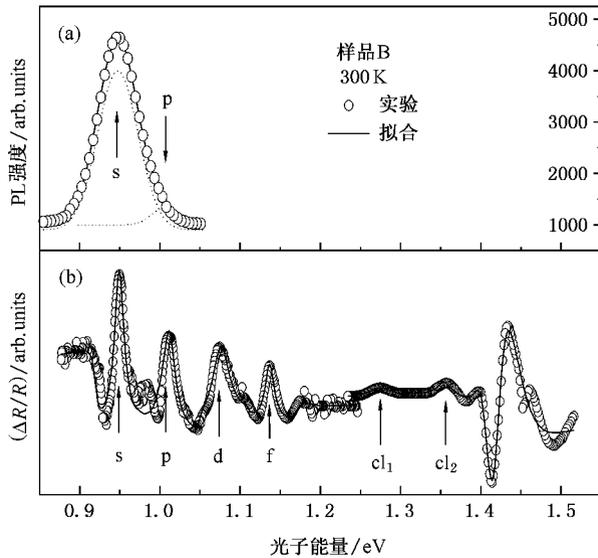


图4 样品 B 在室温下的 (a) PL 光谱和 (b) PzR 光谱

谱探测^[12]。另外, QD 激光异质结中最大饱和增益会受到自由载流子的吸收损耗和 QD 的密度的限制^[13], 一般来说, 量子点激发态的数目越多, 退简并程度越高以及载流子从 QD 逃离到弹性应变区域的概率越小, 这也意味着更高的最大增益饱和值以及更高的温度稳定性。因此, 基态 s 发光峰位于 $1.3 \mu\text{m}$ 。更多的激发态、更窄的 PL 和 PzR 线宽以及更小的 Stokes 红移表明样品 B 的生长条件更适合于器件的设计。

图 3 和图 4 中的光学结构 cl_1 和 cl_2 应该是分别来自类三明治 HQW 结构中的重空穴 (HH) 和轻空穴 (LH) 束缚电子态的带间跃迁。 cl_1 和 cl_2 的跃迁能量同时可以看成反映 HQW 结构中 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层真实 In 浓度的一个标尺, 因为通常在包含 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 层的量子点结构中, 真实 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 层的 In 浓度并不等于生长时设定的浓度值。因此, 为更确切地描述, 我们开展了一维的有效质量近似计算。计算中用到的 HQW 结的导带边结构如图 3(a) 的内插图所示。InAs 浸润层的厚度取值 0.36 nm ^[14], 样品 A 和样品 B 中的 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱宽分别为 8 nm 和 12 nm 。然而, 按照设定浓度值 $x = 0.15$ 计算得到的结果并不能与光谱实验较好地相符, 进一步的计算结果表明 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层真实 In 浓度在样品 A 和 B 应分别为 0.136 及 0.131 , 而不再是设定的浓度值 0.15 。 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层中失去的那部分 In 可能在应力场的驱动下转移并聚集到 InAs 量子点表面,

这种现象与量子点后生长过程中应力导致 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层中 In 分解模型相符合^[15]。

一般情况下, In 分解的程度与生长条件有密切关系, 而且会对量子点的尺寸有很大影响。量子点的尺寸和体积的变化同时又改变了量子态波函数及其束缚深度。根据这一模型, 可以对实验中观察到的一些特别的现象进行合理地解释。图 5(a) 显示出在 GaAs 层上按传统 S-K 模式下生长的 InAs CVQD, 这时的 InAs 岛结构实际上就是一个应力源。起初生成的 InAs 岛的出现, 改变了 InAs 浸润层的横向表面和纵向界面间的应力分布, 则在量子点后生长过程中从 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层分解的 In 原子在应力的驱动下并借助生长温度提供的热能发生迁移, 并堆积到已经初始形成的 InAs 量子点的表面, 增加 InAs 岛附近的 In 浓度, 这一过程的原理如图 5(b) 所示。在 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 覆盖层中的 In 原子可以直接迁移到 InAs 量子点的表面上, 而在 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 下阱层中的一部分 In 则会穿越较薄的 InAs 浸润层, 到达浸润层上表面并聚集在 InAs 量子点表面。由于 InAs 量子点在富 As 的环境中生长, 因此有一小部分迁移来的 In 原子很可能和富余的 As 原子成键, 有效地增大了初始 InAs 量子点的直径和高度。从 AFM 线扫描的结果已经得到证实: 两个 InAs DWELL 样品量子点尺寸较 InAs CVQD 有了显著增大, 可以说这是以牺牲 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层中的 In 浓度为代价的。图 5(c) 显示了

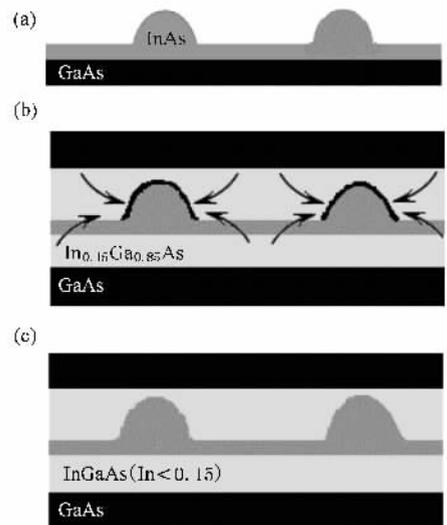


图5 (a) S-K 模式生长 InAs CVQD 形成一个应力源 (b) 在 InAs DWELL 样品的后生长过程中, $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层中分解出来的 In 在应力场的驱动下堆积在初始形成的 InAs 量子点的周围 (c) 后生长过程结束后, DWELL 结构中的 InAs 量子点的尺寸得到了有效的增大

后生长过程结束后, $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱中生长的 InAs 量子点得到了有效地增大.

与 InAs CVQD 相比, 样品 A 和 B 的量子点尺寸增大程度是不一样的. 由于在样品 B 的 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层使用了相对于样品 A 来说更高的生长温度, 可以期待在后生长过程中样品 B 的 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层将发生更加剧烈的合金分解效应, 同时高温也将进一步增强分解出来的 In 原子的动能和迁移能力. 换句话说, $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 层中更剧烈的合金分解程度, 将导致更多的 In 原子在应力的驱动下迁移到初始形成的量子点表面. 这也许就是样品 B 的量子点尺寸大于样品 A 的量子点、以及样品 B 中 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 层中实际 In 浓度低于样品 A 的 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 层 In 浓度的主要原因.

相对于样品 A 而言, 样品 B 的基态峰 s 发生了巨大的红移 (~ 120 meV), 我们认为主要是三个因素导致样品 B 的 s 峰移到了 $1.3 \mu\text{m}$ 附近. 第一个因素可以归因于样品 B 的 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 层发生了更为强烈的合金分解效应, 导致了其量子点尺寸较样品 A 有更大的增长 (直径增大 43%, 高度增加 25%). 基于透镜型量子点模型的三维有效质量近似计算^[16]结果表明: 量子点的高度从 4 nm 增大到 5 nm 会导致基态跃迁峰 s 红移约 70 meV. 伴随着过生长过程中应力导致合金层的分解, InAs DWELL 结构中的应力将发生重新分布. 这样, 第二个因素可能与样品 B 中 InAs QDs 内部流体静压应变进一步减小有关. 随着 InAs 量子点附近的 In 浓度增高, 减小的流体静压应变将导致导带(价带)势降低(升高), 基态的电子(空穴)束缚势加深. 由于样品 B 中 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 层的生长温度较高, 导致 InAs 量子点直径和高度

的增大. 然而, 直径和高度的增长程度是不一样的, 前者大于后者. 这样, 实际上直径 d 与高度 h 的比例 Q ($Q = d/h$) 是变大了. 在 InAs DWELL 体系中, 计入应变的三维有效质量近似理论^[16]计算表明: 随着 Q 值的增大, 流体静压应变将减小. 这一计算结果与前人在 InAs CVQD 体系^[17, 18]中对 Q 值变化的理论研究结果相近. 第三个因素是样品 B 中 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层增宽到 12 nm. 根据样品 A 中量子点尺寸参数的理论计算结果表明: 将总的 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层宽度从 8 nm 增大到 12 nm 后, 可以使基态跃迁能量发生约 30 meV 的红移. 因此, 在上述三个因素的共同作用下, 样品 B 的基态跃迁峰 s 产生了正如在 PzR 谱中观察到的那样如此巨大的红移.

4. 结 论

总之, 我们在 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ 量子阱中插入生长了两个 $\text{InAs}/\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 量子点样品, 在这两个样品中, $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层的生长温度和厚度略有不同. 利用 PzR 和 PL 技术研究了两个样品的光学性质. 详细的光学结构的信息通过拟合得到了合理地分析. 来自基态、激发态和复合 HQW 结构中的信号都得到了指认. 并认为两个 DWELL 样品尺寸的增大与量子点后生长过程中 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层的合金分解效应有关. 另外, 利用量子点具有更大的尺寸、量子点内部具有更小的流体静压形变势以及更宽的 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 阱层厚度三个因素, 较好地解释了样品 B 的基态跃迁峰相当于样品 A 产生巨大红移的原因.

- [1] Finkman E, Maimon S, Immer V, Bahir G, Schacham S E, Fossard F, Julien F H, Brault J, Gendry M 2001 *Phys. Rev. B* **63** 045323
- [2] Krishna S, Raghavan S, Winckel G V, Rotella P, Stintz A, Morath C P, Le D, Kennerly S W 2003 *Appl. Phys. Lett.* **83** 2745
- [3] Zhukov A E, Kovsh A R, Ustinov V M, Shernyakov Y M, Ruvimov S S, Maleev N A, Musikhin G, Ledentsov N N, Kop 'ev P S, Alferov Z I, Bimberg D 1999 *IEEE Photonics Technol. Lett.* **11** 1345
- [4] Liu H Y, Hopkinson M, Harrison C N, Steer M J, Frith R, Mowbray D J, Skolnick M S 2003 *J. Appl. Phys.* **93** 2931
- [5] Ustinov V M, Maleev N A, Zhukov A E, Kovsh A R, Egorov A Y,

Lunev A V, Krestnikov I L, Bert Y G, Kop 'ev P S, Ledentsov N N, Bimberg D 1999 *Appl. Phys. Lett.* **74** 2815

- [6] Krishna S, Raghavan S, Gray A L, Stintz A, Malloy K J 2002 *Appl. Phys. Lett.* **80** 3898
- [7] Park Y M, Park Y J, Kim K M, Shin J C, Song J D, Lee J L, Yoo K H 2004 *J. Appl. Phys.* **95** 123
- [8] Krishna S, Raghavan S, Gray A L, Winckel G V, Rotella P, Stintz A, Morath C P, Kennerly S W 2002 *Appl. Phys. Lett.* **82** 2574
- [9] Wang C, Chen P P, Zhou X C, Wang S W, Chen X S, Lu W 2005 *Acta Phys. Sin.* **54** 3337 (in Chinese) [王 菟、陈平平、周旭昌、王少伟、陈效双、陆 卫 2005 物理学报 **54** 3337]

- [10] Wang C , Chen P P , Liu Z L , Li T X , Lu W 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 3636 (in Chinese) [王 芃、陈平平、刘昭麟、李天信、陆 卫 2006 物理学报 **55** 3636]
- [11] Yu C H , Wang C , Zhang B , Gong Q , Lu W 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 4934 (in Chinese) [余晨辉、王 芃、张 波、龚 谦、陆 卫 2006 物理学报 **55** 4934]
- [12] Poliment A , Patane A , Henini M , Eaves L , Main P C 1999 *Phys. Rev. B* **59** 5064
- [13] Zhukov A E , Kovsh A R , Maleev N A , Mikhrin S S , Ustinov V M , Maximov M V , Alferov Zh I , Ledentsov N N , Bimberg D 1999 *Appl. Phys. Lett.* **75** 1926
- [14] Rowland G L , Hosea T J C , Malik S , Childs D , Murray R 1998 *Appl. Phys. Lett.* **73** 3268
- [15] Guffarth F , Heitz R , Schliwa A , Childs D , Murray R 2001 *Phys. Rev. B* **64** 085305
- [16] Wang C , Chen P P , Tang N Y , Xia C S , Lu W , Chen Z H 2006 *J. Crystal. Growth.* **289** 547
- Wojs A , Hawrylak P , Fafard S , Jack L 1996 *Phys. Rev. B* **54** 5604
- [17] Califano M , Harrison P 2002 *J. Appl. Phys.* **91** 389
- [18] Tang N Y 2005 Doctoral Dissertation (Shanghai : Shanghai Institute of Technical Physics , Chinese Academy of Sciences) p20 [汤乃云 2005 博士论文(中国科学院上海技术物理研究所) p20]

Strain-driven alloy decomposition of $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ well layers in $\text{InAs}/\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ dots-in-a-well structure^{*}

Wang Chong^{1,2)} Liu Zhao-Lin²⁾ Chen Ping-Ping²⁾ Cui Hao-Yang²⁾
Xia Chang-Sheng²⁾ Yang Yu¹⁾ Lu Wei²⁾

¹ *Research Institute of Engineering and Technology , Yunnan University , Kunming 650091 , China*)

² *National Laboratory for Infrared Physics , Shanghai Institute of Technical Physics , Chinese Academy of Sciences , Shanghai 200083 , China*)

(Received 25 January 2007 ; revised manuscript received 5 March 2007)

Abstract

Two $\text{InAs}/\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ quantum dots-in-a-well (DWELL) samples have been grown by solid source molecular beam epitaxy (MBE). The increased size of InAs dots and more homogeneous dot-size distribution have been found in one InAs DWELL sample with growth optimized by changing both the growth temperature and the thickness in $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ well layers. The improved optical properties of this sample have also been confirmed by photoluminescence (PL) and piezomodulated reflectance (PzR) spectra. The numerical calculations based on effective mass approximation indicate that the increase of dot size and the improved optical properties are dominantly due to the strain driven alloy decomposition of $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ well layers.

Keywords: alloy decomposition effect , $\text{InAs}/\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ DWELL , photoluminescence spectroscopy , piezomodulated reflectance spectroscopy

PACC: 7320 , 7840 , 3270J , 7320D

* Project supported by the State Key Program for Basic Research of China (Grant No.2004CB619004) , the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 10234040 and 60567001).