

脉冲激光原位辐照对InAs/GaAs(001)量子点生长的影响

张伟 石震武 霍大云 郭小祥 彭长四

Effects of in-situ surface modification by pulsed laser on InAs/GaAs (001) quantum dot growth

Zhang Wei Shi Zhen-Wu Huo Da-Yun Guo Xiao-Xiang Peng Chang-Si

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 65, 117801 (2016) DOI: 10.7498/aps.65.117801

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.65.117801>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2016/V65/I11>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

利用N型半导体纳米材料抑制单量子点的荧光闪烁特性

Suppression of the blinking of single QDs by using an N-type semiconductor nanomaterial

物理学报.2015, 64(24): 247803 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.247803>

Rashba自旋-轨道相互作用影响下量子盘中强耦合磁极化子性质的研究

Study of the properties of strong-coupling magnetopolaron in quantum disks induced by the Rashba spin-orbit interaction

物理学报.2014, 63(17): 177803 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.177803>

等离子体增强InAs单量子点荧光辐射的研究

Photoluminescence from plasmon-enhanced single InAs quantum dots

物理学报.2014, 63(2): 027801 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.027801>

计及激子-双激子相干下半导体单量子点中的空间光孤子对

Spatial optical soliton pairs in a quantum dot with exciton-biexciton coherence

物理学报.2013, 62(14): 147801 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.147801>

电场调谐InAs量子点荷电激子光学跃迁

Optical transition of the charged excitons in InAs single quantum dots

物理学报.2013, 62(4): 047801 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.047801>

脉冲激光原位辐照对InAs/GaAs(001)量子点生长的影响*

张伟 石震武[†] 霍大云 郭小祥 彭长四[‡]

(苏州大学光电信息科学与工程学院, 苏州纳米科技协同创新中心, 苏州 215006)

(2015年11月29日收到; 2016年3月27日收到修改稿)

在InAs/GaAs(001)量子点生长过程中, 当InAs沉积量为0.9 ML时, 利用紫外纳秒脉冲激光辐照浸润层表面, 由于高温下In原子的不稳定性, 激光诱导的原子脱附效应被放大, 样品表面出现了原子层移除和纳米孔. 原子力显微镜测试表明纳米孔呈现以 $[1\bar{1}0]$ 方向为长轴(尺寸: 20—50 nm)、 $[110]$ 方向为短轴(尺寸: 15—40 nm)的表面椭圆开口形状, 孔的深度为0.5—3 nm. 纳米孔的密度与脉冲激光的能量密度正相关. 脉冲激光的辐照对量子点生长产生了显著的影响: 一方面由于纳米孔的表面自由能低, 沉积的InAs优先迁移到孔内, 纳米孔成为量子点优先成核的位置; 另一方面, 孔外的区域因为In原子的脱附, 量子点的成核被抑制. 由于带有纳米孔的浸润层表面具有类似于传统微纳加工技术制备的图形衬底对量子点选择性生长的功能, 该研究为量子点的可控生长提供了一种新的思路.

关键词: InAs/GaAs量子点, 脉冲激光, 光致原子脱附

PACS: 78.67.Hc, 42.65.Re, 68.43.Tj

DOI: 10.7498/aps.65.117801

1 引言

半导体量子点由于其独特的光电特性, 在半导体激光器、红外探测器等光电器件中有广泛的应用前景^[1-5]. 人们通常利用应变自组织生长技术制备半导体量子点, 但由于该技术生长的量子点成核位置随机, 尺寸和分布难以控制, 使得量子点光电器件的实用性受到限制. 为实现量子点的可控生长, 需要利用电子束光刻、纳米压印等技术制备图形化衬底^[6-8]. 而这些技术工艺复杂, 需要对衬底进行反复的刻蚀和再生长, 且在制备的过程中可能引入杂质和缺陷, 对量子点的光电特性产生不利的影响.

在高真空环境中使用低于烧蚀阈值能量密度的脉冲激光辐照半导体, 可产生光致电激发

诱导的样品表面原子脱附, 从而实现对样品表面原子层台面形貌和化学组分的调控^[9,10]. 在InAs/GaAs(001)量子点的生长过程中, 由于遵循S-K(Stranski-Krastanov)生长模式, InAs浸润层对量子点的成核产生重要影响, 例如量子点沿浸润层台阶边缘优先成核, 量子点与浸润层、GaAs衬底之间的物质转移等^[11-13]. 本文中利用紫外纳秒脉冲激光, 在InAs/GaAs(001)量子点生长过程中对InAs浸润层进行原位辐照, 研究了激光作用对浸润层形貌和量子点生长的影响.

2 实验

实验使用芬兰DCA公司订制的分子束外延(MBE)设备. 设备的生长腔室装有激光窗口和挡

* 江苏高校优势学科建设工程资助项目、科技部国际合作项目(批准号: 2013DFG12210)、国家自然科学基金(批准号: 11504251, 51302179)、江苏省高校自然科学研究重大项目(批准号: 12KJA140001)和江苏省普通高校研究生科研创新计划项目(批准号: CXZZ13_0809)资助的课题.

[†] 通信作者. E-mail: zwshi@suda.edu.cn

[‡] 通信作者. E-mail: changsipeng@suda.edu.cn

板, 用于半导体材料生长过程中引入激光辐照样品表面. GaAs(001) 衬底经去气、脱氧化层后, 在衬底温度 580 °C 的条件下生长 300 nm 的缓冲层. 随后将衬底温度降至 480 °C, 在 9.0×10^{-7} Torr 的 As₂ 压下, 以 0.023 ML/s 的速率沉积 InAs. 实验中制备了两组样品: 1) 为研究脉冲激光对浸润层的影响, 在沉积 0.9 ML 的 InAs 后, 关闭 In 源并保持 As₂ 束流不变, 随后引入脉冲激光辐照样品表面; 2) 为研究脉冲激光对量子点生长的影响, 沉积特定量的 InAs (1.7—1.9 ML), 并在沉积量达到 0.9 ML 时, 引入脉冲激光, 沉积过程不因激光的辐照而中断. 实验中使用的激光器为三倍频的掺钕钇铝石榴石 (Nd:YAG) 激光器, 波长 355 nm, 脉宽 10 ns, 重复频率 10 Hz. 实验中利用原子力显微镜 (AFM) 表征样品的形貌. 由于激光光束直径约为 10 mm, 较样品尺寸 (1/4 的 2 inch 基片) 小很多, 测试以无激光辐照的区域作为激光辐照区域的对照组, 以保证在研究激光的作用效果时其他生长条件相同.

3 实验结果与分析

众所周知, InAs/GaAs(001) 量子点的自组织生长遵循 S-K 模式, 即先层状再岛状生长的模式, 临界转变厚度约 1.6 ML. 图 1 (a) 是 GaAs(001) 表面沉积 0.9 ML 的 InAs 后的表面形貌, 从图中可以清晰地观察到沿 $[1\bar{1}0]$ 方向拉伸的浸润层台面. 考虑到层状生长, InAs 浸润层的形貌是其底层 GaAs 缓冲层的反映. 文献 [14] 的研究表明, 在 GaAs 缓冲层的 MBE 生长过程中, 由于平行于 $[110]$ 方向台阶的表面自由能要低于平行于 $[1\bar{1}0]$ 方向的, Ga 原子在充分迁移后优先停留在平行于 $[110]$ 方向台阶的边缘, 从而导致原子层台面沿 $[1\bar{1}0]$ 方向的生长速率较 $[110]$ 方向的快, 最后形成了各向异性的表面形貌. 图 1 (b) 和图 1 (c) 是 InAs 浸润层经脉冲激光辐照后的表面形貌, 实验中使用的激光能量密度分别约为 35.4 mJ/cm² 和约 40.5 mJ/cm². 激光辐照使样品表面出现了很多厚度为 1 ML 的二维岛和表面开口呈椭圆形的纳米孔. 纳米孔一般出现在二维岛的边缘, 且其密度与脉冲激光的能量密度正相关. 当激光强度约为 35.4 mJ/cm² 时, 纳米孔的密度约为 7×10^8 cm⁻²; 而当激光能量约为 40.5 mJ/cm² 时, 对应的纳米孔密度增加至约

2.0×10^9 cm⁻². 纳米孔的深度为 0.5—3 nm, 沿 $[1\bar{1}0]$ 方向的椭圆长轴尺寸为 20—50 nm, 沿 $[110]$ 方向的椭圆短轴尺寸则为 15—40 nm.

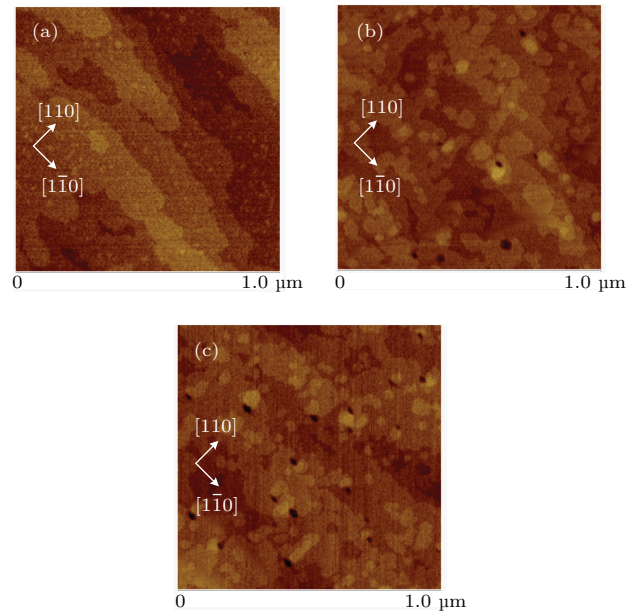


图 1 (网刊彩色) InAs 沉积量为 0.9 ML, 脉冲激光作用前后的浸润层 AFM 形貌 (a) 无激光作用; (b) 激光能量密度约为 35.4 mJ/cm²; (c) 激光能量密度约 40.5 mJ/cm²

Fig. 1. (color online) AFM images of wetting layer at InAs coverage of 0.9 ML: (a) Without irradiation; irradiated by pulsed laser with energy intensities of (b) ~ 35.4 mJ/cm² and (c) ~ 40.5 mJ/cm².

实验中使用的激光能量密度远低于激光烧蚀的阈值, 因此, 图 1 所示样品表面形貌的变化主要是由于光致电激发诱导的表面原子脱附引起的 [9,10], 即表面的原子或分子在吸收光子能量后, 由基态跃迁到激发态. 由于激发态是不稳定的状态, 部分原子或分子通过辐射光子等方式回到基态, 而另一部分原子或分子则保留在激发态中, 但其平衡位置较基态时发生了变化. 激发态原子或分子平衡位置的移动破坏了表面势场的平衡, 使原子或分子之间的相互碰撞加剧. 一些原子或分子克服势垒, 脱离原先晶格的位置, 从表面脱附, 并在原先的位置上留下空位缺陷. 由于表面缺陷是载流子复合的中心, 且缺陷附近的原子与晶格的结合较弱, 空位周围的原子比本征原子脱附的概率更高. 随着空位边缘原子的持续脱附, 空位的范围不断扩大, 使原子层台面逐渐被侵蚀, 形成所谓的原子层移除. 上述光致电激发诱导的原子或分子脱附是一个非线性过程, 脱附的量是脉冲激光能量密度的超线性函数, 激发效率非常低. 文献 [10] 报道了

利用二倍频的Nd:YAG脉冲激光(波长532 nm, 能量密度约 35 mJ/cm^2 , 脉宽6 ns)作用在GaAs(110)表面, 当 6×10^4 个脉冲辐照在样品表面后, 仅0.76 ML的GaAs被移除. 而图1所示的实验结果表明, 仅在单脉冲的作用下, InAs浸润层即出现了明显的原子层移除. 该现象与所采用的具体实验条件有关. 由于In—As键能要低于Ga—As键能, In原子较Ga原子更加活跃, 这一点在高温条件下尤其明显. 文献[15]报道了在540—680 °C的温度范围内, In原子优先从InGaAs层中脱附, 当实验中脉冲激光在480 °C的衬底温度下入射样品表面, 一些In原子在吸收光子的能量后被激发, 从样品表面脱附并留下空位缺陷, 而空位缺陷的出现使得周围原子的化学键被打开, 脱附所需的激活能减小, 变得更加活跃. 因此, 原子的脱附以空位缺陷为中心, 很快扩散开, 直至演变为显著的原子层移除. 在图1(b)和图1(c)中还出现了纳米孔, 这可能与浸润层生长过程中In-Ga的互混效应有关. 由于部分In原子扩散至样品表面一定深度内, 脉冲激光作用下的原子层移除在局部区域扩展到表面以下的数个原子层, 进而形成纳米孔.

实验通过在量子点生长过程中(InAs沉积量为0.9 ML时)引入能量密度约 40.5 mJ/cm^2 的脉冲激光, 研究了激光作用对量子点成核的影响, 结果如图2所示. 当InAs沉积量为1.7 ML时, 即超过InAs/GaAs量子点临近成核厚度1.6 ML仅0.1 ML时, 在无激光作用的区域(图2(a)), 出现大量的三维岛状结构. 这些岛优先分布在台阶边缘, 其中较大的岛是已经成核的量子点, 而较小的则是量子点的前驱体[13]. 对脉冲激光作用的区域(图2(b)), 除在部分纳米孔中观察到了量子点成核, 纳米孔以外的区域没有类似的三维岛出现. 当沉积量增加到1.9 ML时, 无激光作用的区域已有较多量子点成核(图2(c)), 量子点密度约 $4.6 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$, 平均高度约4.2 nm, 平均直径约26.5 nm. 而脉冲激光作用区域的结果如图2(d)所示, InAs的进一步沉积使所有纳米孔中都有量子点成核. 这些量子点的密度约 $2.2 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$, 平均高度约5.6 nm, 平均直径约32 nm, 相比无激光作用区域的量子点, 尺寸较大, 分布稀疏.

图3所示为不同生长阶段纳米孔及量子点表面形貌的AFM三维图及截面尺寸. InAs沉积量为0.9 ML时, 脉冲激光作用后的纳米孔如图3(a)所

示, 该纳米孔的深度约2.5 nm, 沿 $[1\bar{1}0]$ 方向的孔的直径约45 nm. 当沉积量增加到1.7 ML时, 已有量子点在纳米孔中成核. 图2(b)所示的纳米孔直径与图2(a)相近, 但由于InAs的沉积, 其深度约1.5 nm, 纳米孔中量子点高度约2.5 nm, 直径约20 nm. 随InAs的进一步沉积, 量子点尺寸不断增大, 纳米孔被逐渐填充. 图2(c)所示为当沉积量为1.9 ML时, 纳米孔几乎被完全填充, 而量子点的直径约27 nm, 高度约4.5 nm. 需要指出的是, 图2(b)和图2(c)中量子点的高度由截面尺寸直接读出, 考虑到纳米孔被填充的深度, 实际高度应较以上数据高1—3 nm.

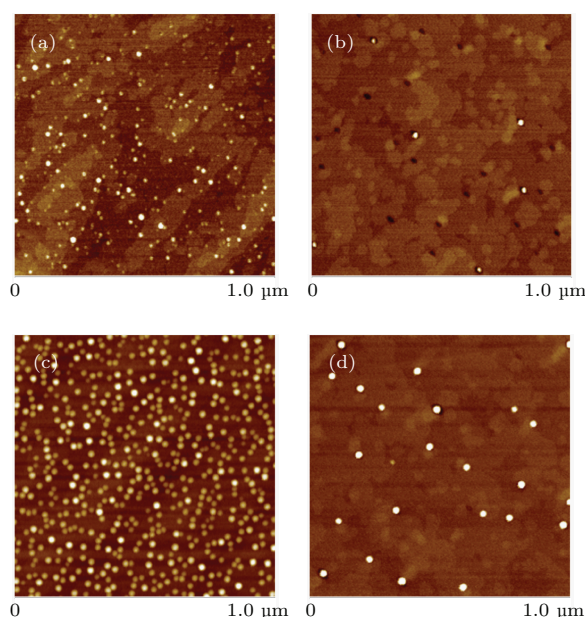


图2 (网刊彩色) InAs沉积量为1.7 ML时(a)无激光作用区域, (b)有激光作用区域, 和沉积量为1.9 ML时, (c)无激光作用区域, (d)有激光作用区域样品表面形貌的AFM图

Fig. 2. (color online) AFM images of (a) non-irradiated, (b) irradiated areas at InAs coverage of 1.7 ML and (c) non-irradiated, (d) irradiated area at InAs coverage of 1.9 ML.

衬底温度对InAs/GaAs量子点的生长有重要的影响. 一般来说, 衬底温度较高时, In原子的表面迁移率也较高, 从而有利于形成尺寸较大、分布稀疏的量子点. 激光与半导体材料之间的相互作用是一个复杂的过程, 其中包含光致电激发、光热效应等多种效应. 上文已经讨论光致电激发对浸润层形貌的影响, 而对于光热效应, 由于单个激光脉冲的能量较低, 脉冲激光导致的热效应通过热传导的方式在很短的时间内消逝[16]. 为估算光热效应导致的样品表面温度随时间的变化, 不妨假

设被样品吸收的激光的能量全部转化为热量, 利用 Matlab 数值计算求解热传导方程^[17,18]. 激光辐照时, 样品表面仅沉积 0.9 ML 的 InAs, 计算中物质的参数选取文献^[18]中 GaAs 的参数. GaAs 对 355 nm 激光的吸收系数为 $7.05 \times 10^5 \text{ m}^{-1}$, 即激光的穿透深度为 1.4 μm , 远小于激光光斑的大小. 由于温度随时间的变化与温度梯度有关, 因此可忽略热量沿样品表面方向的传导, 热传导方程简化为

垂直样品表面方向的一维方程. 数值计算的结果如图 4 所示, 在平均能量密度分别为 40.5 mJ/cm^{-2} 和 35.4 mJ/cm^{-2} 的脉冲激光的辐照下, 样品表面的温度上升至 $689 \text{ }^\circ\text{C}$ 和 $663 \text{ }^\circ\text{C}$. 脉冲结束后, 样品表面的温度迅速下降. 在脉冲结束 3 μs 时, 两种能量密度辐照过的样品表面温度下降到约 $485 \text{ }^\circ\text{C}$, 5 μs 时, 表面温度下降到约 $480 \text{ }^\circ\text{C}$, 即光热效应完全消失.

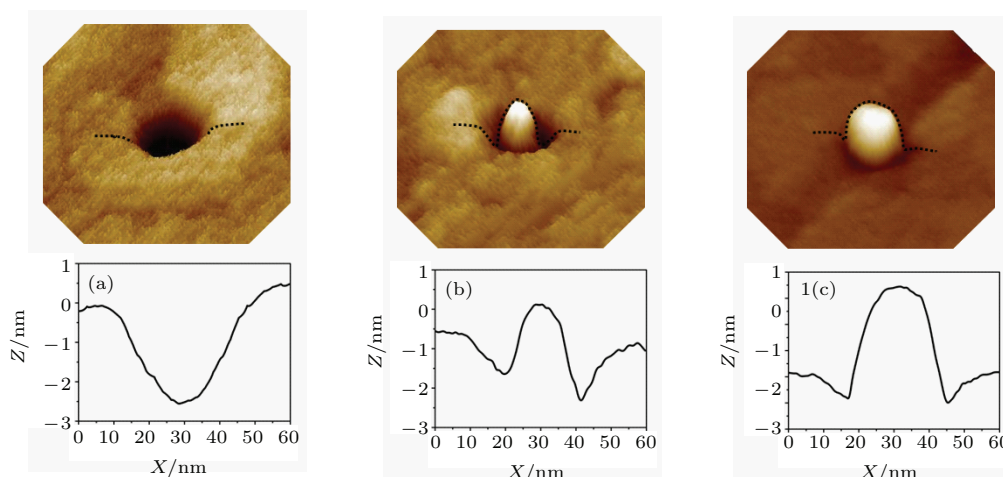


图 3 (网刊彩色) InAs 沉积量为 (a) 0.9 ML, (b) 1.7 ML, (c) 1.9 ML 时, 纳米孔和量子点表面形貌的 AFM 三维图及对应的截面尺寸

Fig. 3. (color online) Three-dimensional AFM images of nano-holes and quantum dots and corresponding height profiles at InAs coverage of (a) 0.9 ML, (b) 1.7 ML, (c) 1.9 ML.

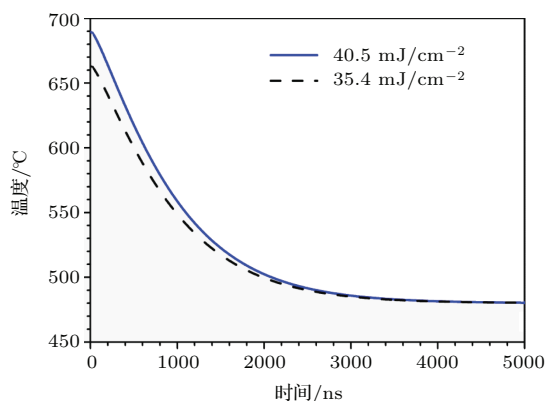


图 4 求解热传导方程得到的脉冲激光作用后样品表面温度随时间的变化

Fig. 4. Calculated temperature evolution of sample surface after pulsed laser irradiation.

由于脉冲激光产生的光热效应在微秒量级的时间内就已经消失, 因此不会对量子点的生长产生显著影响. 图 2 和图 3 所示的结果主要是由于脉冲激光作用后样品表面形貌的变化所引起的, 即脉冲激光作用下产生的纳米孔是量子点优先成核的位置. 该结果与两方面的因素有关: 第一, 与在图形

化衬底上生长空间有序量子点的原理类似^[6-8], 由于纳米孔凹陷区域的表面自由能较低, 沉积的 InAs 优先迁移到纳米孔中, 因此纳米孔中 InAs 的沉积量相对孔外区域的较厚, 提前达到 S-K 转变厚度并形成量子点; 第二, 在激光作用过程中出现了 In 原子脱附诱导的原子层移除, 而后续沉积的 InAs 又优先沉积到了纳米孔中, 从而抑制了纳米孔外区域的量子点成核. 上述分析可在图 2 (b) 中得到有力支持, 即脉冲激光在 InAs 沉积量为 0.9 ML 时作用于样品表面, 该过程中形成的二维岛在后续沉积中能够继续保持, 至沉积量达到 1.7 ML 仍清晰可见, 而此时部分纳米孔中已有量子点成核. 生长过程中, 脉冲激光对样品的原位辐照为量子点的可控生长提供了一种可行方案. 由于带有纳米孔的浸润层表面具有和传统微纳加工技术制备的图形衬底类似的对量子点的选择性生长的功能, 且纳米孔的密度与脉冲激光的能量密度正相关, 因此可根据应用的需求, 选择合适的脉冲激光能量密度和量子点的生长参数, 获得特定密度和尺寸的量子点.

4 结 论

本文研究了在 InAs/GaAs(001) 量子点生长过程中, 利用紫外纳秒脉冲激光对 InAs 浸润层表面进行辐照后, 样品表面形貌的变化以及对量子点成核的影响. 结果表明, 由于在 480 °C 的衬底温度下, In 原子不稳定易脱附的特性加剧了激光诱导表面原子脱附的效应, 使得样品表面出现了显著的原子层移除和纳米孔. 纳米孔由于其表面自由能低, 沉积的 InAs 优先迁移到孔中. 在生长过程中, 随着沉积量的增加, 纳米孔被逐渐填充并成为量子点优先成核的位置. 而纳米孔外的区域由于 In 原子的脱附, 量子点的成核被抑制. 本研究为量子点的可控生长提供了一种新的可行方案.

参考文献

- [1] Sugawara M, Usami M 2009 *Nat. Photon.* **3** 30
- [2] Wu J, Chen S, Seeds A, Liu H 2015 *J. Phys. D: Appl. Phys.* **48** 363001
- [3] Lee S J, Ku Z, Barve A, Montoya J, Jang W Y, Brueck S R J, Sundaram M, Reisinger A, Krishna S, Noh S K 2011 *Nat. Commun.* **2** 286
- [4] Wu J, Li Z, Shao D, Manasreh M O, Kunets V P, Wang Z M, Salamo G J, Weaver B D 2009 *Appl. Phys. Lett.* **94** 171102
- [5] Wang T, Zhang J J, Liu H 2015 *Acta Phys. Sin.* **64** 204209 (in Chinese) [王霆, 张建军, Huiyun Liu 2015 物理学报 **64** 204209]
- [6] Lan H, Ding Y 2012 *Nano Today* **7** 94
- [7] Tommila J, Schramm A, Hakkarainen T V, Dumitrescu M, Guina M 2013 *Nanotechnology* **24** 235204
- [8] Hakkarainen T V, Tommila J, Schramm A, Tukiainen A, Ahorinta R, Dumitrescu M, Guina M 2010 *Appl. Phys. Lett.* **97** 173107
- [9] Itoh N, Stoneham A 2001 *J. Phys.: Condens. Matter* **13** 489
- [10] Han B Y, Nakayama K, Weaver J H 1999 *Phys. Rev. B* **60** 13846
- [11] Patella F, Nufri S, Arciprete F, Fanfoni M, Placidi E, Sgarlata A, Balzarotti A 2003 *Phys. Rev. B* **67** 205308
- [12] Joyce P B, Krzyzewski T J 1998 *Phys. Rev. B* **58** 15981
- [13] Krzyzewski T, Joyce P, Bell G, Jones T 2002 *Phys. Rev. B* **66** 121307
- [14] Heller E J, Lagally M G 1992 *Appl. Phys. Lett.* **60** 2675
- [15] Mashita M, Hiyama Y, Arai K, Koo B H, Yao T 2000 *Jpn. J. Appl. Phys.* **39** 4435
- [16] Wankerl A, Emerson D T, Shealy J R 1998 *Appl. Phys. Lett.* **72** 1614
- [17] Kaganovskii Y, Vladomirsky H, Rosenbluh M 2006 *J. Appl. Phys.* **100** 044317
- [18] Zhang W, Huo D, Guo X, Rong C, Shi Z, Peng C 2016 *Appl. Surf. Sci.* **360** 999

Effects of in-situ surface modification by pulsed laser on InAs/GaAs (001) quantum dot growth*

Zhang Wei Shi Zhen-Wu[†] Huo Da-Yun Guo Xiao-Xiang Peng Chang-Si[‡]

(School of Optoelectronics Information Science and Engineering, Collaborative Innovation Center of Suzhou Nano Science and Technology, Soochow University, Suzhou 215006, China)

(Received 29 November 2015; revised manuscript received 27 March 2016)

Abstract

InAs/GaAs quantum dots (QDs) have been extensively applied to high-performance optoelectronic devices due to their unique physical properties. In order to exploit the potential advantages of these QD-devices, it is necessary to control the QDs in density, uniformity and nucleation sites. In this work, a novel research of in-situ pulsed laser modifying InAs wetting layer is carried out to explore a new controllable method of growing InAs/GaAs(001) QDs based on a specially designed molecular beam epitaxy (MBE) system equipped with laser viewports. Firstly, a 300 nm GaAs buffer layer is grown on GaAs (001) substrate at 580 °C and the temperature decreases to 480 °C to deposit InAs. As soon as the amount of InAs deposition reaches 0.9 ML, a single laser pulse ($\lambda = 355$ nm, pulse duration ~ 10 ns) with an energy intensity of ~ 40.5 mJ/cm² is in-situ introduced to irradiate the surface. Then, the sample is taken out and then its surface modification is immediately evaluated by atomic force microscope measurement. Atomic layer removal nano-holes elongated in the direction, and a surface density of $\sim 2.0 \times 10^9$ cm⁻² are observed on the wetting layer. We attribute the morphology change to being due to laser-induced atom desorption. Because indium atoms should be easily desorbed away at substrate temperature of 480 °C during the laser irradiation, some vacancy defects are created. Then atoms adjacent to those defects would become weakly bounded, resulting in preferential desorption around the defect sites in sequence. Therefore, atomic layer removal is intensified by such a kind of chain effect and finally nano-holes are developed on the surface. In order to make clear how these nano holes of special kind influence the InAs/GaAs (001) QD growth, we perform another study by continuously depositing the InAs after the irradiation at the same thickness of 0.9 ML. It is found that when 1.7 ML InAs is deposited, QDs start to nucleate into some nano-holes and then are further deposited with an InAs coverage of 1.9 MLs, all the nano holes would be completely nucleated by QDs with a good uniformity, and there are no QDs in the remaining area. Such an effect of QD preferential nucleation in nano-holes could be explained by the following two causes. Firstly, adsorbed indium atoms tend to immigrate into nano-holes for lower surface energy induced by the concave surface curvature. The enhanced accumulation of Indium is in favor of the preferential nucleation of QDs in nano-holes. On the other hand, QD growth in areas outside the nano holes is depressed for indium desorption in pulsed laser irradiation process. In conclusion, our studies of in-situ laser-induced surface modification reported here provide a potential solution of controllable InAs/GaAs (001) QD growth.

Keywords: InAs/GaAs(001) quantum dots, pulsed laser, photon stimulated desorption

PACS: 78.67.Hc, 42.65.Re, 68.43.Tj

DOI: 10.7498/aps.65.117801

* Project supported by the Priority Academic Program Development of Jiangsu Higher Education Institutions (PAPD), the International Cooperation Project by MOST, China (Grant No. 2013DFG12210) the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos 11504251, 51302179), the Natural Science Research Project of Jiangsu Higher Education, China (Grant No. 12KJA140001) and the Post-graduate Innovation Project of Jiangsu Higher Education, China (Grant No. CXZZ13_0809).

[†] Corresponding author. E-mail: zwshi@suda.edu.cn

[‡] Corresponding author. E-mail: changsipeng@suda.edu.cn