

As 压调制的 InAlAs 超晶格对 InAs 纳米结构形貌的影响

杨新荣 周晓静 王海飞 郝美兰 谷云高 赵尚武 徐波 王占国

Effect of As pressure-modulated InAlAs superlattice on the morphology of InAs nanostructures grown on InAs/InAlAs/InP

Yang Xin-Rong Zhou Xiao-Jing Wang Hai-Fei Hao Mei-Lan Gu Yun-Gao Zhao Shang-Wu Xu Bo Wang Zhan-Guo

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 64, 068101 (2015) DOI: 10.7498/aps.64.068101

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.068101>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2015/V64/I6>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

CdTe 量子点铜酞菁复合体系荧光共振能量转移的研究

Fluorescence resonance energy transfer between CdTe quantum dots and copper phthalocyanine

物理学报.2015, 64(4): 046802 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.046802>

核壳结构硒化镉/硫化镉/巯基乙酸量子点载流子输运特性

Carrier transport characteristics in CdSe/CdS/Thioglycolic acid ligand quantum dots with a core-shell structure

物理学报.2013, 62(6): 066801 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.066801>

InP 基近红外波段量子线激光器的温度特性研究

Investigation of the temperature sensitivity of the long-wavelength InP-based laser

物理学报.2012, 61(21): 216802 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.61.216802>

As压调制的InAlAs超晶格对InAs纳米结构形貌的影响*

杨新荣^{1)†} 周晓静¹⁾ 王海飞¹⁾ 郝美兰¹⁾ 谷云高¹⁾ 赵尚武²⁾
徐波³⁾ 王占国³⁾

1) (邯郸学院物理与电气工程系, 邯郸 056005)

2) (中国科学院电工研究所, 北京 100080)

3) (中国科学院半导体研究所, 半导体材料重点实验室, 北京 100083)

(2014年7月8日收到; 2014年10月22日收到修改稿)

利用固源分子束外延设备生长出InAs/InAlAs/InP(001)纳米结构材料, 探讨了As压调制的InAlAs超晶格对InAs纳米结构形貌的影响. 结果表明, As压调制的InAlAs超晶格能控制InAs量子线的形成, 导致高密度均匀分布的量子点的生长. 结果有利于进一步理解量子点形貌控制机理. 分析认为, InAs纳米结构的形貌主要由InAlAs层的各向异性应变分布和In吸附原子的各向异性扩散所决定.

关键词: InAlAs超晶格, InAs纳米结构形貌, As压调制

PACS: 81.07.Ta, 81.07.Vb, 81.05.Ea

DOI: 10.7498/aps.64.068101

1 引言

早在20世纪80年代Arakawa和Sakaki^[1]就预言量子点(线)激光器比传统的量子阱激光器具有更低的阈值电流密度、更高的特征温度 T_0 、更高的微分增益、更窄的光谱带宽和超快的高频响应等诸多特性. 这些特性已在GaAs基量子点器件中得到了很好的体现^[2,3]. 然而, GaAs基InAs结构材料一般发光波长在1 μm 左右, 很难超过1.3 μm , 这使其在长波长应用方面受到限制. InP基材料作为半导体领域的另一重要体系, 以其为衬底的InAs量子线(点)结构可拓宽波长到1.55 μm 以上. 长波长器件可用于光纤通信、分子光谱学及大气遥感等领域. 因此, InP基材料及器件研究成为近年研究的一大热点. In_{0.52}Al_{0.48}As作为一种与InP晶格相匹配半导体化合物, 由于InAlAs缓冲

层上的自组装InAs纳米结构允许垂直入射子带间跃迁引起的吸收^[4], 有利于实现新型的量子点红外探测器^[5], 因此, 经常被用作InP衬底上的缓冲层. 然而, 对于InAs/InAlAs/InP系统, 由于InAlAs合金互溶性较差, 容易发生相分离^[6,7]以及InP基InAs纳米结构材料生长时驱动力较小(晶格失配为3.2%)等因素, InAs/InAlAs/InP纳米结构材料的自组装生长过程变得更为复杂, 其形貌控制也更加困难, 量子点和量子线都有可能形成^[8,9]. 我们知道, 对于器件应用, 为了能够充分应用纳米结构的光学和电学性质, 精确掌控纳米结构的尺寸、形状和分布是非常重要的. 分子束外延(MBE)法生长III-V族材料时, As压是一个非常关键的因素, 它的大小影响III-V族材料的表面再构, 从而影响InAs纳米结构的尺寸、形状和分布, 进而影响纳米结构材料的光学和电学特性. 本文主要分析不同周

* 国家自然科学基金(批准号: 60990315), 河北省科学技术研究与发展指导(批准号: Z2010112)、河北省科技支撑计划(批准号: 10213936, 10213938)、河北省自然科学基金(批准号: E2012109001)、邯郸市科学技术研究与发展计划(批准号: 1121120069-5, 1121103183)和河北省邯郸学院博士科研启动经费项目(批准号: 2009002, 2010005, 2010007)资助的课题.

† 通信作者. E-mail: yangxr1976@126.com

期As压调制的InAlAs超晶格对InAs/InAlAs/InP纳米结构形貌的影响.

2 实验

表1为我们设计的样品的基本结构,四个样品分别含有0, 2, 4和6个As压调制的InAlAs超晶格.所有的样品都是在固源MBE系统中进行.衬底全部采用半绝缘InP衬底,生长过程中钼托高速旋转以增加样品生长的均匀性.具体生长过程如下:首先脱去衬底氧化层;然后依次是300 nm的InAlAs缓冲层、As压调制的InAlAs超晶格,其中每个超晶格周期含有2 nm的缺As的InAlAs和2 nm富As的InAlAs层; N 为超晶格的周期数,对于四个样品超晶格周期数 N 分别为0, 2, 4和6;超晶格中缺As的InAlAs层生长As压为 7.05×10^{-7} Torr, V/III束流比控制在3;富As的InAlAs层生长As压为 4.05×10^{-6} Torr, V/III束流比控制在17.22;其他生长条件两层保持一样;然后是4 ML的InAs层,最后是200 nm的InAlAs盖层,由于200 nm的InAlAs盖层的生长,下层超晶格对上层结构的应力影响可忽略,从而保证表面层InAs的生长条件和内层保持一致;为了原子力测试,盖层上再生长As压调制的InAlAs超晶格,超晶格的周期数和样品下层超晶格周期数相同,最后再沉积4 ML的InAs.整个生长过程中,InAlAs层的生长温度为510 °C, InAs层生长温度为500 °C.在InAs生长前后10 s的生长停顿是为了稳定表面.

表1 样品的基本结构

材料结构	生长温度	生长厚度	生长速度
InAs 量子点	500 °C	4 ML	0.1 ML·s ⁻¹
InAlAs 超晶格	510 °C	(2 nm/2 nm) × N	0.6 μm·h ⁻¹
InAlAs 盖层	510 °C	200 nm	0.6 μm·h ⁻¹
InAs 量子点	500 °C	4 ML	0.1 ML·s ⁻¹
InAlAs 超晶格	510 °C	(2 nm/2 nm) × N	0.6 μm·h ⁻¹
InAlAs 缓冲层	510 °C	300 nm	0.6 μm·h ⁻¹
InP 衬底			

3 结果与分析

图1为4个样品表面典型的1 μm × 1 μm原子力显微镜(AFM)像,由图中可以清楚地看到,随As压调制的InAlAs超晶格周期数的增加,InAs纳米结构形貌发生了很大的变化.当超晶格周期数为

0时,也就是当InAs生长在传统的富As的InAlAs表面时,InAs纳米结构的形貌主要表现为沿 $[\bar{1}10]$ 方向延长的线,同时其上还有个别较大岛状结构的生成,其中线的长度大部分为130.0 nm左右,还有一部分较短的量子线,其长度为50.0 nm左右.其中量子线之间的平均间隔宽度、量子线平均宽度及平均高度分别为4.0, 11.0及2.3 nm,李含轩等^[10]也观察到了同样的结果.当周期数增加到2时,形成了沿 $[\bar{1}10]$ 方向延长的量子线和量子点的混合结构,这些量子点和量子线的平均高度为3.2 nm,平均宽度为11.0 nm,在长度上尺寸分散较大,为15.0—150.0 nm. InAlAs超晶格周期数进一步增加到4时,InAs纳米结构形貌由线和点的混合结构变为高密度的InAs量子点,量子点成椭圆状,椭圆的长边沿 $[\bar{1}10]$ 方向,点的平均高度和平均宽度为4.2 nm和32.4 nm,面密度为 9.21×10^{10} cm⁻².当超晶格的周期数为6时,可以看到高密度均匀的圆形量子点的形成,此时量子点的平均高度和平均宽度为3.8 nm和30.5 nm,并且其面密度高达 1.16×10^{11} cm⁻².4个样品的InAs岛的结构参数及面密度如表2所示.

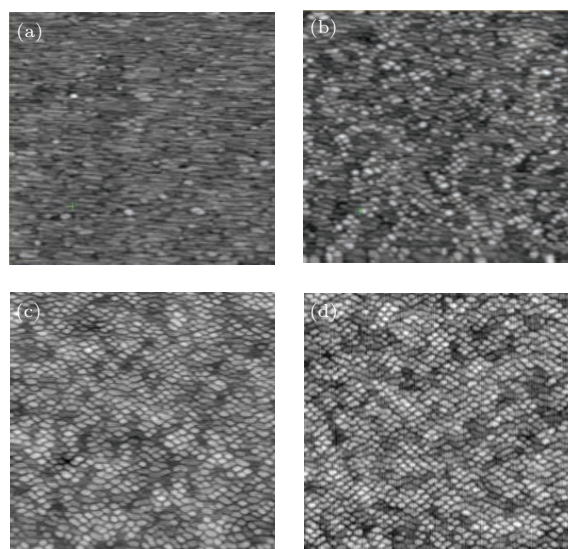


图1 生长在As压调制的InAlAs超晶格上的InAs纳米结构的形貌 (a) 0个周期的超晶格; (b) 2个周期的超晶格; (c) 4个周期的超晶格; (d) 6个周期的超晶格

为了更清楚地展示量子线向量子点的转换过程并分析其横向有序性,我们对4个样品的AFM像做了二维傅里叶变换,如图2所示.由图中可以看到,对于传统InAlAs缓冲层上生长的InAs,如图2(a)所示,其傅里叶变换图像沿 $[110]$ 方向有两个峰,这两个峰的存在说明在此样品中InAs纳米

结构沿 [110] 方向的一维有序排列^[9]; 对于 2 个周期的样品, 如图 2(b) 所示, 二维傅里叶变换图像除了在中心位置有沿 [110] 方向的峰外, 在此峰周围还隐约可见一个类似菱形的峰存在, 这种峰型表明 InAs 纳米结构除了有沿 [110] 方向的有序排列外, 还存在接近 [130] 和 [310] (这两个方向为 (001) 面 [110] 方向分别向左右旋转 27°) 方向的长程有序

排列^[11], 这两个方向的有序性体现的是量子点结构的有序性. 图 2(c) 中 4 个周期时, 二维傅里叶变换图像的菱形峰已经清晰可见, 表现出明显的 [130] 和 [310] 方向的长程有序. 在图 2(d) 中, 我们看到了类似正方形的峰型排列, 这显示了 InAs 量子点在 [100] 方向具有长程有序性^[12], 即 III-V 族化合物弹性应变最容易弛豫的方向.

表 2 4 个样品 InAs 岛的结构参数

样品	平均高度/nm	沿 [110] 方向平均长度/nm	沿 $\bar{[110]}$ 方向长度/nm	密度/nm
0 个周期	2.3	11.0	50.0—190.0	
2 个周期	3.2	11.0	15.0—150.0	
4 个周期	4.2	32.4		$9.21 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$
6 个周期	3.8	30.5		$1.16 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$

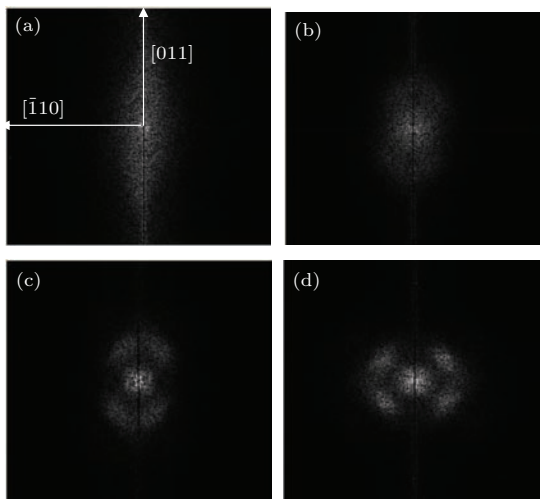


图 2 $1 \mu\text{m} \times 1 \mu\text{m}$ AFM 像的 2D 傅里叶变换图 (a) 0 个周期; (b) 2 个周期; (c) 4 个周期; (d) 6 个周期

As 压调制的缓冲层结构对 InAs 纳米结构形貌的影响, Zhang 和 Cheng^[13] 在 InGaAs 缓冲层上观察到了这种现象, 他们发现在 InGaAs 缓冲层上引入缺 As 和富 As 的 InGaAs 超晶格后, InGaAs 表面结构发生了变化, 由此引起了其上生长的 InAs 纳米结构形貌的变化. Brault 等^[14], Zhang 和 Zunger^[15] 的研究表明, As 饱和的 InAlAs 表面呈现一定程度的各向异性表面粗糙度, 并且这种表面各向异性还可通过 InAlAs 表面 As 原子的覆盖比例加以改变. 正常富 As 下生长的 InAlAs, 其晶格表面为 (2×4) 的表面再构^[16,17]. 这种表面再构使得 III 族原子 In 沿 [110] 和 $\bar{[110]}$ 两个方向成键的个数不同, 沿 [110] 方向成三个键, 而沿 $\bar{[110]}$ 方向成两个键. 因此这种再构面有沿 $\bar{[110]}$ 方向的 As 的二聚

物和表面脊. 这些表面脊和 As 二聚物影响 In 吸附原子的表面迁移, 使其更容易沿 $\bar{[110]}$ 迁移并在这个方向优先成核生长. 相反在缺 As 下生长 InAlAs 时, InAlAs 表面为 (4×2) 再构^[18]. (4×2) 再构面有沿 [110] 方向的 As 的二聚物及表面脊^[19,20], 使得 InAs 沉积过程中 In 吸附原子易沿 [110] 方向扩散并成核. 另一方面由于 InAlAs 合金互溶性差, 容易发生相分离, InAlAs 的相分离导致其表面形成富 In 和富 Al 区域, 当沉积 InAs 时, 富 In 区域 InAlAs 的晶格常数与 InAs 的晶格失配小, InAs 将优先在富 In 区域生长. 而 InAlAs 在生长过程中表面结构决定了相分离中富 In 和富 Al 区的方向和间隔宽度. (2×4) 再构面有沿 $\bar{[110]}$ 方向的表面脊, 因此在这个 InAlAs 表面相分离所形成的富 In、富 Al 区域是沿 [110] 方向排列、沿 $\bar{[110]}$ 方向延长的, 导致 InAs 纳米结构也是沿 $\bar{[110]}$ 方向延长的. 相反在 (4×2) 再构面, 沿 [110] 方向的表面脊导致相分离所形成的富 In 和富 Al 区沿 $\bar{[110]}$ 方向排列、沿 [110] 方向延长. 通过以上分析, 很容易理解我们实验中所观察到的现象. 当在正常富 As 的 InAlAs 表面生长 InAs 时, 由于 InAlAs (2×4) 再构面的特性, 导致 In 吸附原子和 InAlAs 相分离形成的富 In 和富 Al 区沿 $\bar{[110]}$ 方向, InAs 纳米结构将优先沿这个方向成核生长, 因此形成沿 $\bar{[110]}$ 方向的量子线结构. 当 As 压调制的 InAlAs 超晶格周期增加到 2 和 4 时, 缺 As 的 InAlAs 层所表现的沿 [110] 方向各向异性特性将会部分抵消富 As 的 InAlAs 层沿 $\bar{[110]}$ 方向各向异性, 因此, 将出现线 (线沿 $\bar{[110]}$ 方向) 和点的混合结构及椭圆型的点 (椭圆的长边沿 $\bar{[110]}$ 方

向), 如图 1 (b) 和 (c) 所示. 进一步增加周期数到 6 个, 我们观察到了尺寸分布均匀的、高密度的圆形量子点, 这时缺 As 的 InAlAs 层所表现的沿 [110] 方向各向异性特性足够强, 和富 As 的 InAlAs 层沿 $[\bar{1}10]$ 方向的一些特性相比拟, 在这个表面生长的 InAs 将表现出各向同性的特征, 形成量子点结构.

4 结 论

采用与 InP 衬底晶格匹配的 InAlAs 作为缓冲层, 并在缓冲层和 InAs 之间引入了 As 压调制的 InAlAs 超晶格, 在半绝缘 InP(001) 衬底上自组织生长了 InAs 纳米结构, 探讨了不同周期数的 InAlAs 超晶格对 InAs 纳米结构形貌的影响. 结果表明, 0 个周期的 InAlAs 超晶格, 也就是在传统的 InAlAs 缓冲层上生长 InAs 时形成沿 $[\bar{1}10]$ 方向延长的量子线; 2 个周期时, 形成了沿 $[\bar{1}10]$ 方向延长的量子线和量子点的混合结构; 4 个周期时, 观察到了椭圆型的量子点, 椭圆的长边沿 $[\bar{1}10]$ 方向; 当进一步增加 InAlAs 超晶格的周期数到 6 时, 我们观察到了圆形的、尺寸分布均匀的、高密度的 InAs 量子点. 分析认为, InAs 纳米结构的最终形貌主要由 InAlAs 层的表面相分离引起的各向异性应变分布和 In 吸附原子的各向异性扩散所决定.

参考文献

[1] Arakawa Y, Sakaki H 1998 *Appl. Phys. Lett.* **40** 939

- [2] Zhang S Z, Ye X L, Xu B, Liu S M, Zhou W F, Wang Z G 2013 *Chin. Phys. Lett.* **30** 087804
- [3] Lü X Q, Jin P, Chen H M, Wu Y H, Wang F F, Wang Z G 2013 *Chin. Phys. Lett.* **30** 118102
- [4] Weber A, Gauthier-Lafaye O, Julien F H, Brault J, Gendry M, Desières Y, Benyattou T 1999 *Appl. Phys. Lett.* **74** 413
- [5] 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
- [6] Shin B, Lin A, Lappo K, Goldman R S, Hanna M C, Francoeur S, Norman A G, Mascarenhas A 2002 *Appl. Phys. Lett.* **80** 3292
- [7] Zhao F A, Chen Y H, Ye X L, Jin P, Xu B, Wang Z G, Zhang C L 2004 *J. Phys. Condens. Matter* **16** 7603
- [8] Li Y F, Lin F, Xu B, Liu F Q, Ye X L, Ding D, Wang Z G 2001 *J. Cryst. Growth* **223** 518
- [9] Fafard S, Wasilewski Z, McLaffrey J, Raymond S 1996 *Appl. Phys. Lett.* **68** 991
- [10] Li H X, Wu J, Wang Z G 1999 *Appl. Phys. Lett.* **75** 1173
- [11] Strel V V, Lytvyn P M, Kolomys A F, Valakh M Y, Mazur Y I, Wang Z M, Salamo G J 2007 *Semiconductor* 4173
- [12] Jiao Y H, Wu J, Xu B, Jin P, Hu L J, Liang L Y, Ren Y Y, Wang Z G 2006 *Nanotechnology* **17** 5846
- [13] Zhang Z H, Cheng K Y 2003 *Appl. Phys. Lett.* **83** 3183
- [14] Brault J, Gendry M, Grenet G 2002 *J. Appl. Phys.* **92** 506
- [15] Zhang S B, Zunger A 1996 *Phys. Rev. B* **53** 1343
- [16] Cotta M A, Hamm R A, Staley T W, Chu S N G, Harriott L R, Panish M B 1993 *Phys. Rev. Lett.* **70** 4106
- [17] Horikoshi Y, Yamaguchi H, Briones F, Kawashima M 1990 *J. Cryst. Growth* **105** 326
- [18] Praseuth J P, Goldstein L, Henoc P, Primot J 1987 *J. Appl. Phys.* **61** 215
- [19] Konkar A, Madhukar A, Chen P 1998 *Appl. Phys. Lett.* **72** 220
- [20] Glas F 1987 *J. Appl. Phys.* **62** 3201

Effect of As pressure-modulated InAlAs superlattice on the morphology of InAs nanostructures grown on InAs/InAlAs/InP*

Yang Xin-Rong¹⁾ Zhou Xiao-Jing¹⁾ Wang Hai-Fei¹⁾ Hao Mei-Lan¹⁾ Gu Yun-Gao¹⁾
Zhao Shang-Wu²⁾ Xu Bo³⁾ Wang Zhan-Guo³⁾

1) (Department of Physics and Electronic Engineering, Handan College, Handan 056005, China)

2) (Institute of Electrical Engineering, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080, China)

3) (Key Laboratory of Semiconductor Materials Science, Institute of Semiconductors, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100083, China)

(Received 8 July 2014; revised manuscript received 22 October 2014)

Abstract

InAs/InAlAs/InP(001) nanostructure materials are grown using solid-source molecular beam epitaxy equipment. Effect of As pressure-modulated InAlAs superlattice on the morphology of InAs nanostructure is investigated. The results show that As pressure-modulated InAlAs superlattice can suppress the quantum wires formation and results in quantum dot growth with a uniform size distribution. The analysis indicates that the morphology of InAs nanostructure is caused mainly by the anisotropic strain relaxation of InAlAs layers and the anisotropic surface migration of In adatoms.

Keywords: InAlAs superlattice, InAs nanostructures, As pressure-modulated

PACS: 81.07.Ta, 81.07.Vb, 81.05.Ea

DOI: 10.7498/aps.64.068101

* Project support by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 60990315), the Hebei Province Department of Education Science and Research Project Found, China (Grant No. Z2010112), the Hebei Province Science and Technology Program of China (Grant Nos. 10213936, 10213938), the National Natural Science Foundation of Hebei Province, China (Grant No. E2012109001), the Handan Science and Technology Research and Development Project, China (Grant Nos. 1121120069-5, 1121103183) and the Doctor Foundation of the Handan College, China (Grant Nos. 2009002, 2010005, 2010007).

† Corresponding author. E-mail: yangxr1976@126.com