

# 用分子束外延技术在 GaAs(110)衬底上 生长 AlGaAs 材料\*

刘林生<sup>1,2,3</sup> 王文新<sup>2,†</sup> 刘 肃<sup>1</sup> 赵宏鸣<sup>2</sup> 刘宝利<sup>2</sup> 蒋中伟<sup>2</sup> 高汉超<sup>2</sup>  
王 佳<sup>2</sup> 黄庆安<sup>1,3</sup> 陈 弘<sup>2</sup> 周均铭<sup>2</sup>

(1 兰州大学物理科学与技术学院, 兰州 730000)

(2 中国科学院物理研究所 凝聚态国家实验室, 北京 100080)

(3 东南大学 MEMS 教育部重点实验室, 南京 210096)

**摘要:** 采用分子束外延技术在 GaAs(110)衬底上制备了一系列生长温度和 As<sub>2</sub>/Ga 束流等效压强比不同的样品, 通过室温光致发光谱、高分辨 X 射线衍射仪和低温光致发光谱对这些样品进行了分析, 找到了在 GaAs(110)衬底上生长高质量高 Al 组分的 Al<sub>0.4</sub>Ga<sub>0.6</sub>As 生长条件.

**关键词:** 分子束外延; 砷化镓衬底; 铝镓砷材料

**PACC:** 6855; 7280E

**中图分类号:** TN304

**文献标识码:** A

**文章编号:** 0253-4177(2007)09-1411-04

## 1 引言

近年来,用分子束外延技术在 GaAs(110)取向衬底上生长 III-V 族半导体材料引起了人们很大的兴趣<sup>[1,2]</sup>. 在 GaAs(110)取向衬底上生长的外延材料有着优良的电学和光学性能. 在 GaAs(110)取向衬底上生长的波导结构比在其他取向衬底上生长的非线性二次谐波效应要强约一个数量级<sup>[3]</sup>. 此外, D'yakonov-Perel' 理论研究表明,要想获得长的自旋弛豫时间,生长的量子阱样品需具有高质量和对称性. 采用 GaAs(110)方向的衬底,实验验证了生长在 GaAs(110)衬底上的 AlGaAs/GaAs 量子阱内电子有非常长的自旋弛豫时间,比 GaAs(100)衬底上的弛豫时间长了 1~2 个数量级<sup>[4~6]</sup>.

尽管生长在 GaAs(110)衬底上的半导体材料有许多优良的性能,但到目前为止国内外在 GaAs(110)衬底上的材料生长研究仍很少. 这主要是由于在非极性的 GaAs(110)表面上生长高质量的材料比在极性的 GaAs(100)表面上要难得多<sup>[7,8]</sup>. 由于在带偏角的衬底上容易得到表面形貌好的材料,以前的对 GaAs(110)衬底上生长 AlGaAs 的研究几乎都是在带不同程度偏角的衬底上进行的<sup>[9,10]</sup>.

本文研究了在 GaAs(110)衬底上用分子束外延技术在不同的 As 压和生长温度下生长高 Al 组

分( $x = 0.4$ )的 AlGaAs 材料,采用室温光致发光谱、低温光致发光谱和高分辨 X 射线衍射仪对生长材料进行了表征,找到了在 GaAs(110)衬底上生长高质量 Al<sub>0.4</sub>Ga<sub>0.6</sub>As 的优化条件.

## 2 实验

本实验样品是用 VG 公司 V80H 型分子束外延设备生长的. 衬底为 AXT(American Xtal Technology)公司 GaAs(110)晶向的半绝缘衬底. 固态 As 源裂解区温度为 850°C,使样品在 As<sub>2</sub> 模式下生长. 衬底的脱膜温度用红外测温仪测得为 580°C. 当反射式高能电子衍射仪 RHEED(reflection high energy electron diffraction)屏幕上呈现出清晰的 1×1 表面再构图案时,表明衬底氧化膜完全脱附,衬底降到 470°C,采用 As<sub>2</sub>/Ga 束流等效压强比 30 和生长速度 0.5 μm/h 生长 200nm 的表面平整的高质量 GaAs 缓冲层. 本文在不同的温度(480, 530 和 580°C)和 As<sub>2</sub>/Ga 束流等效压强比(25, 45 和 60, Ga 束流保持不变)条件下生长了一系列的 1 μm 厚的 Al<sub>0.4</sub>Ga<sub>0.6</sub>As 外延层,通过 RHEED 强度振荡设定生长速率为 0.83 μm/h. 本文利用 Accent 公司 RPM2000 型快速光致发光谱仪,对样品进行了室温光致发光谱的测量,激光功率 7mW,激发波长 532nm,光谱仪分辨率 0.01nm. 低温光致发光谱

\* 中国科学院知识创新工程,国家自然科学基金(批准号:10504030)和甘肃省自然科学基金(批准号:3ZS051-A25-034)资助项目

† 通信作者. Email: wxwang@aphy. iphy. ac. cn

2007-03-06 收到,2007-03-27 定稿

(PL)测量的激光光源为发光波长 325nm 的 He-Cd 激光器,激发功率 4mW,使用的 SpectraSense 光谱仪分辨率为 0.01nm,测量温度 19K. 本文还采用英国 Bede 公司生产的 D1 型多功能高分辨 X 射线衍射仪对样品晶体质量进行了测量.

### 3 结果与讨论

图 1 是室温下测量不同生长条件下生长的  $1\mu\text{m}$  厚  $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$  外延层的光致发光谱曲线. 比较图 1(b)和图 1(c),图 1(a)中各样品发光都很弱,并且随着  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比增大发光峰位红移.  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比为 25 时,发光峰位为 645nm,对应 Al 组分为 0.40,与实验设定相同. 图 1(a)中样品发光比较弱,主要是由于生长温度比较低,AlGaAs 晶体的质量变差,非辐射复合中心和载流子俘获中心增多<sup>[11]</sup>. 随着  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比增大,As 束流增大,生长表面的 Al, Ga 原子有效迁移长度缩短,AlGaAs 晶体组分变得不均匀,电子弛豫到组分比较低的地方和空穴复合发光,因而发光峰位红移. 对样品进行双晶  $\omega-2\theta$  模式 X 射线扫描时,也观察到这组样品中代表 AlGaAs 组分的衍射峰随  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比增大,其半高全宽 (FWHM)从  $50^\circ$ 增加到  $70^\circ$ ,说明 AlGaAs 晶体组分随  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比增大变得不均匀. 图 1(b)是生长温度为  $530^\circ\text{C}$  时,不同  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比下生长的 AlGaAs 外延层的光致发光谱曲线.  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比为 25 时,发光峰位为 639nm,对应 Al 组分为 0.41,比实验前设计 Al 组分偏高. 文献[12]研究表明,高指数 GaAs 衬底上 Ga 可以在比较低的温度 ( $\sim 520^\circ\text{C}$ )下脱附,又由于 Al 的脱附温度比 Ga 的要高约  $100^\circ\text{C}$ <sup>[13]</sup>,所以此时 Al 组分会变高,发光峰位相对实验前设定的 Al 组分发光峰位蓝移. 同时,由图 1(b)还可以观察到,  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比为 25,45 和 60 时,发光峰位分别为 639,644.5 和 645.5nm,光致发光谱曲线随  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比增加发光峰位红移.  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比为 25 和 45 时,发光峰位相对实验设定发光峰位 (Al 组分 0.4 时,300K 时发光峰位为 645nm)有不同程度的蓝移,并随  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比增加发光峰的波长变长,这主要是由于 As 压增加 Ga 的脱附减少<sup>[12]</sup>.  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比为 60 时,发光主峰位相对实验设定发光峰位有少许红移,并且光致发光谱在波长 720nm 附近有一个半高宽很宽 ( $\sim 40\text{nm}$ )的发光峰,对应 Ga 空位 ( $\text{V}_{\text{Ga}}$ )相关缺陷的发光峰<sup>[14]</sup>,说明该生长条件下 As 有些过量. 生长温度为  $480^\circ\text{C}$ ,  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比为 25 时,发光峰位为 645nm,对应 Al 组分为

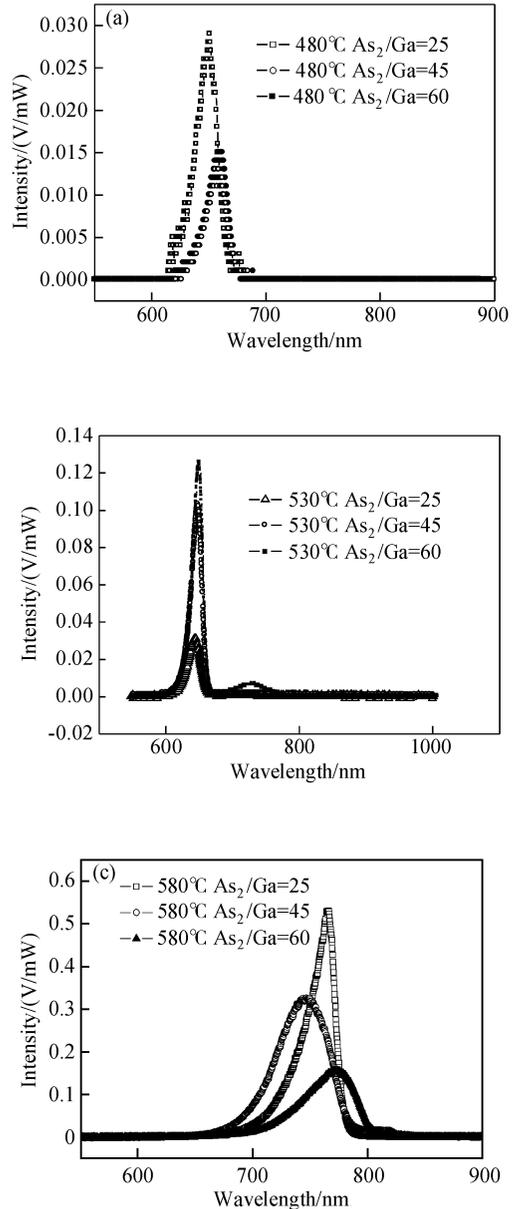


图 1 室温下测量不同生长条件下生长的  $1\mu\text{m}$  厚  $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$  外延层的光致发光谱曲线

Fig.1 Room temperature photoluminescence spectra for  $1\mu\text{m}$ -thick  $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$  layers growth at different substrate temperatures and  $\text{As}_2/\text{Ga}$  BEP ratios

0.40,跟实验设定相同,说明在这个温度下 Ga 还没有脱附. 生长温度为  $480^\circ\text{C}$  时,光致发光谱曲线随  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比增加发光峰位红移,这主要是由于 As 过量引起的,与生长温度  $530^\circ\text{C}$  时光致发光谱曲线随  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比增加发光峰位红移的情况是有一定差别的.

$\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比为 45 时,室温光致发光谱的半高全宽为 54.9meV,比文献[15]中在 GaAs(110)衬底上生长  $\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{As}$  外延层时的

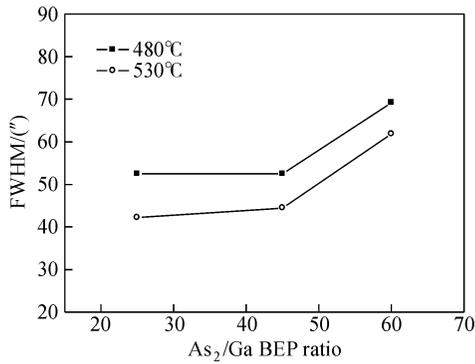


图 2 不同的  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比下生长的 AlGaAs 外延层在三晶模式下的 X 射线  $\omega$  扫描半高全宽变化曲线  
Fig. 2 Full width at half maximum (FWHM) of X-ray  $\omega$  scan rocking curve under triple axis diffraction mode as a function of  $\text{As}_2/\text{Ga}$  BEP ratio

室温光致发光谱半高全宽 ( $\sim 108\text{meV}$ ) 小约一半, 说明本文生长的 AlGaAs 晶体有很高的质量, 这主要是因为采用  $\text{As}_2$  代替  $\text{As}_4$  的原因<sup>[16]</sup>. 图 1(c) 是生长温度为  $580^\circ\text{C}$  时, 不同  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比下生长的  $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$  外延层的光致发光谱曲线. 从图中可以看出, 发光峰位严重偏离了组分为 0.4 时 AlGaAs 室温发光峰位, 随着生长温度提高, Al 和 Ga 原子在 GaAs(110) 表面上迁移速度和脱附提高, As 的量不足, 表面变得很粗糙, 晶体质量变得很差. 这说明生长  $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$  外延层时, 生长温度不能过高.

图 2 是在  $480^\circ\text{C}$  和  $530^\circ\text{C}$  时生长的 AlGaAs 外延层在三晶模式下的 X 射线  $\omega$  扫描半高全宽随  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比变化曲线. 由图可以看出, 在  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比小于或等于 45 时, 实验生长的晶体质量随  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比增加变化不大, 当  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比继续增大, 表面的 Al, Ga 原子的迁移受到 As 束流增加的限制, 生长 AlGaAs 晶体质量变差,  $\omega$  扫描半高全宽变大. 由图还可以看出, AlGaAs 外延层在  $530^\circ\text{C}$  生长比  $480^\circ\text{C}$  时半高全宽小, 这是由于 Al 原子比较难迁移, 提高温度有利于 Al 原子的迁移<sup>[17]</sup>.

图 3 是温度 16K 时测量不同生长条件下生长的  $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$  外延层的光致发光谱曲线. 图 3 (a) 是生长温度为  $480^\circ\text{C}$  时, 不同  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比下生长的  $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$  外延层的光致发光谱曲线. 与图 1(a) 情况相同, 样品随着  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比增大发光峰位红移, 并且发光强度减弱. 图 3(b) 是生长温度为  $530^\circ\text{C}$  时, 不同  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比下生长的  $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$  外延层的光致发光谱曲线. 与图 1(b) 情况相同, 样品随着  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比增大发光峰位红移. 当  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效

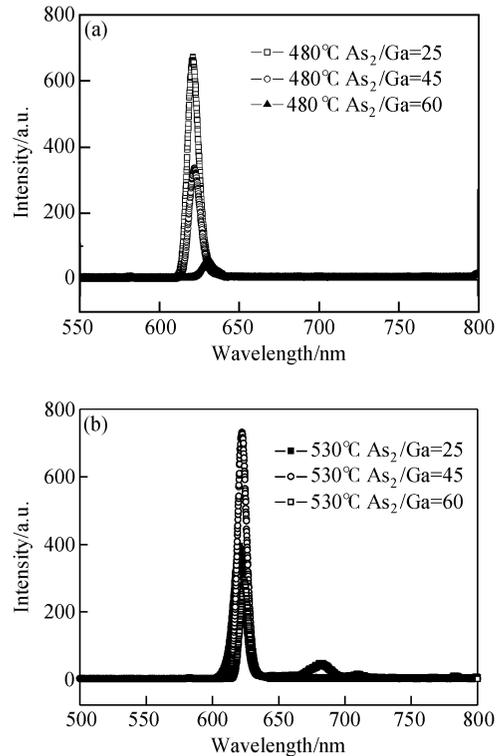


图 3 16K 时不同生长条件下生长的  $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$  外延层的光致发光谱曲线  
Fig. 3 Low temperature (16K) photoluminescence spectra for  $1\mu\text{m}$ -thick  $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$  layers growth at different substrate temperatures and  $\text{As}_2/\text{Ga}$  BEP ratios

压强比为 25 时, 光致发光谱在波长 680nm 附近有一个半高宽很宽 ( $\sim 15\text{nm}$ ) 的发光峰, 对应 Ga 替 As 位 ( $\text{Ga}_{\text{As}}$ ) 相关缺陷的发光峰<sup>[14]</sup>, 说明该生长条件下 As 有些不足.  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比为 45 时, 低温光致发光谱的半高全宽为  $27\text{meV}$ , 比文献[9]中在 GaAs(110) 衬底上生长  $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$  外延层时的 5K 时光致发光谱半高全宽 ( $\sim 52\text{meV}$ ) 小约一半, 说明作者生长的 AlGaAs 晶体有很高的质量.

综合上面的分析, 我们可以看出在 GaAs(110) 面上生长  $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$  时, 在  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比 45, 生长温度  $530^\circ\text{C}$  时, 可以获得晶体质量和光学性能良好的外延层.

## 4 结论

在 GaAs(110) 面上生长高 Al 组分的  $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$  时, 外延层的质量与生长温度和  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比有密切的关系. 本文采用分子束外延技术在不同的生长温度和  $\text{As}_2/\text{Ga}$  束流等效压强比下生长了一系列的样品, 通过室温光致发光谱、高分

辨 X 射线衍射仪和低温光致发光谱对材料进行了分析比较,找到了在 GaAs(110) 面上生长高质量  $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$  外延层的生长条件.

### 参考文献

- [1] Cheng Wenqin, Liu Shuang, Zhou Junming, et al. Photoluminescence of (110) modulation-doped GaAs-AlGaAs heterostructures. *Acta Phys Sin*, 1993, 42(9): 1529 (in Chinese) [程文芹, 刘双, 周均铭, 等. (110)取向的调制掺杂 GaAs-AlGaAs 单异质结的光致发光谱. *物理学报*, 1993, 42(9): 1529]
- [2] Xu Zhizhong. Research on electronic band structures of superlattices  $(\text{Ge}_2)_1/(\text{GaAs})_m$  (110) with  $m = 1 \sim 20$ . *Chinese Journal of Semiconductors*, 1990, 11(5): 323 (in Chinese) [徐至中. 超晶格  $(\text{Ge}_2)_1/(\text{GaAs})_m$  (110) ( $m = 1 \sim 20$ ) 的电子能带结构研究. *半导体学报*, 1990, 11(5): 323].
- [3] Vakhshoori D, Fischer R J, Hong M, et al. Blue-green surface-emitting second-harmonic generators on (111)B GaAs. *Appl Phys Lett*, 1991, 59(8): 896
- [4] Ohno Y, Terauchi R, Adachi T, et al. Spin relaxation in GaAs(110) quantum wells. *Phys Rev Lett*, 1999, 83(20): 4196
- [5] Adachi T, Ohno Y, Matsukura F, et al. Spin relaxation in n-modulation doped GaAs/AlGaAs (110) quantum wells. *Physica E*, 2001, 10: 36
- [6] Zutic I, Fabian J, das Sarma S. Spintronics: fundamentals and applications. *Rev Mod Phys*, 2004, 76: 323
- [7] Zhou Junming, Huang Yi, Li Yongkang, et al. Growth and properties of AlGaAs/GaAs heterostructures on GaAs(110) surface. *J Cryst Growth*, 1987, 81: 221
- [8] Tok E S, Neave J H, Fahy M R, et al. Influence of arsenic incorporation on surface morphology and Si doping in GaAs (110) homoepitaxy. *Microelectronics Journal*, 1997, 28: 833
- [9] Wang W I, Kuan T S, Tsang J C, et al. Segregated AlGaAs (110) grown by molecular beam epitaxy. *J Vac Sci Technol B*, 1986, 4: 517
- [10] Petroff P M, Cho A Y, Reinhart F K, et al. Alloy clustering in  $\text{Ga}_{1-x}\text{Al}_x\text{As}$  compound semiconductors grown by molecular beam epitaxy. *Phys Rev Lett*, 1982, 48(3): 170
- [11] Han Yingjun, Guo Liwei, Huang Qi, et al. Optical properties of LT-GaAs/AlGaAs multiple quantum wells grown at different As pressures. *Research & Progress of Solid State Electronics*, 2002, 22(2): 219 (in Chinese) [韩英军, 郭丽伟, 黄琦, 等. As 压对 LT-GaAs/AlGaAs 多量子阱光学特性的影响. *固体电子学研究与进展*, 2002, 22(2): 219]
- [12] Ohachi T, Feng J M, Asai K. Arsenic pressure dependence of Ga desorption from MBE high index GaAs substrates. *J Cryst Growth*, 2000, 211: 405
- [13] Taferner W T, Mahalingam K, Dorsey D L, et al. In situ monitoring of AlGaAs compositions and GaAs growth at high temperature by spectroscopic ellipsometry and desorption mass spectroscopy. *J Vac Sci Technol B*, 1999, 17(3): 1218
- [14] Pavesi L. Impurities and defect centres. In: *Properties of Aluminium Gallium Arsenide*. Inspec, London, 1993: 258
- [15] Larkins E C, Pao Y C, Liu D, et al. Summary abstract: growth of GaAs and AlGaAs on misoriented (110) GaAs by molecular-beam epitaxy. *J Vac Sci Technol B*, 1988, 6(2): 636
- [16] Sorensen C B, Gislason H, Hvam J M. MBE growth of two-dimensional electron gases on (110) GaAs. *J Cryst Growth*, 1997, 175/176: 1097
- [17] Morkoc H, Drummond T J, Fischer R, et al. Moderate mobility enhancement in single period  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$  heterojunctions with GaAs on top. *J Appl Phys*, 1982, 53(4): 3321

## Growth of AlGaAs on GaAs (110) Surface by Molecular Beam Epitaxy\*

Liu Linsheng<sup>1,2,3</sup>, Wang Wenxin<sup>2,†</sup>, Liu Su<sup>1</sup>, Zhao Hongming<sup>2</sup>, Liu Baoli<sup>2</sup>, Jiang Zhongwei<sup>2</sup>, Gao Hanchao<sup>2</sup>, Wang Jia<sup>2</sup>, Huang Qing'an<sup>1,3</sup>, Chen Hong<sup>2</sup>, and Zhou Junming<sup>2</sup>

(1 School of Physical Science and Technology, Lanzhou University, Lanzhou 730000, China)

(2 Beijing National Laboratory for Condensed Matter Physics, Institute of Physics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080, China)

(3 MEMS Key Laboratory of the Ministry of Education, Southeast University, Nanjing 210096, China)

**Abstract:** A series of samples with different growth temperatures and different BEP ratios were grown on GaAs (110) substrates by molecular beam epitaxy. The samples were investigated via room temperature and low temperature photoluminescence spectra and high resolution X-ray diffraction. Then the optimized growth conditions of  $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$  films on GaAs (110) substrates were found.

**Key words:** molecular beam epitaxy; GaAs substrate; AlGaAs

**PACC:** 6855; 7280E

**Article ID:** 0253-4177(2007)09-1411-04

\* Project supported by the Knowledge Innovation Program of the Chinese Academy of Sciences, the National Natural Science Foundation of China (No. 10504030), and the Natural Science Foundation of Gansu Province (No. 3ZS051-A25-034)

† Corresponding author. Email: wxwang@aphy.iphf.ac.cn

Received 6 March 2007, revised manuscript received 27 March 2007

©2007 Chinese Institute of Electronics