

# 采用界面失配阵列技术在GaAs衬底上生长GaSb

尤明慧<sup>1,2\*</sup>, 祝煊宇<sup>1</sup>, 李雪<sup>1</sup>, 李士军<sup>2</sup>, 刘国军<sup>3\*</sup>

1. 吉林农业大学信息技术学院, 吉林 长春 130118;
2. 梧州学院广西机器视觉与智能控制重点实验室, 广西 梧州 543002;
3. 海南师范大学物理电子工程学院, 海南海口 571158)

**摘要:** 采用界面失配阵列(Interfacial Misfit arrays, IMF)技术深入研究了在GaAs衬底上外延生长GaSb, 研究了生长温度、Sb:Ga等效原子通量比、AlSb过渡层厚度和GaSb外延层厚度对材料结构质量的影响。其中, 生长温度、AlSb过渡层厚度是影响GaSb材料结构质量的重要因素, 通过高分辨率X射线衍射(HRHRD)研究, HRHRD测量材料的衍射峰半高全宽(FWHM)值对这两个参数的变化非常敏感, 而Sb:Ga等效原子通量比(Effective atomic flux ratio), 在富Sb条件下, 材料结构质量受其变化影响有限, GaSb衍射峰FWHM值随其变化轻微, 但是GaSb材料层结构质量随其厚度增加而提高。优化的条件为GaSb材料生长温度约为515℃, AlSb过渡层厚度为5 nm。制备10 nm厚的GaSb外延层, 经HRHRD测试, 其衍射峰FWHM值仅为约15 arcsec, 与商用GaSb衬底的衍射峰FWHM值相当。生长于其上的量子霍尔器件, 在1.8 K及无电场偏压测量条件下, 电子迁移率高达 $1.5 \times 10^5 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ , 达到了GaSb衬底上器件性能水平。

**关键词:** 分子束外延; 界面失配阵列; 等效原子通量比; 过渡层  
**中图分类号:** O472 **文献标识码:** A

## Growth of GaSb on GaAs substrate by Interfacial Misfit arrays

YOU Ming-Hui<sup>1,2\*</sup>, ZHU Xuan-Yu<sup>1</sup>, LI Xue<sup>1</sup>, LI Shi-jun<sup>2</sup>, LIU Guo-Jun<sup>3\*</sup>

1. Information Technology College, Jilin Agricultural University, Changchun 130118, China;
2. Wuzhou University, Guangxi Key Laboratory of machine vision and intelligent control, Wuzhou 543002, China;
3. College of Physics and Electronic Engineering, Hainan Normal University, Haikou 571158, China)

**Abstract:** The epitaxial growth of GaSb on GaAs substrate was studied by using interface mismatch arrays (IMF). The effects of growth temperature, Sb: Ga effective atomic flux ratio, thickness of AlSb transition layer and GaSb epitaxial layer on the structural quality of the material were studied. High Resolution X-ray Diffraction (HRHRD) study shows that the FWHM of the diffraction peak measured by HRHRD was very sensitive to the changes of above parameters, while the effective atomic flux ratio (EFF) of Sb: Ga was the most important factor. The FWHM value of GaSb diffraction peak changes slightly with the increase of thickness, but the structural quality of GaSb layer improves with the increase of thickness. The results show that the optimum growth temperature of GaSb is 515°C, the optimum thickness of AlSb transition layer is 5 nm. The 10 nm thick GaSb epitaxial layer was prepared and characterized specifically. The results show that the FWHM value of the diffraction peak is only about 15 arcsec, which is equivalent to that of commercial GaSb substrate. The electron mobility of the quantum Hall device is as high as  $1.5 \times 10^5 \text{ cm}^2/\text{Vs}$  at 1.8 K under zero bias, which attains to the level of device performance on GaSb substrate.

**Key words:** molecular beam epitaxy (MBE), interfacial misfit arrays (IMF), effective atomic flux ratio, buffer layer  
**PACS:** 42.55. Px, 78.55. Cr, 78.67. De, 68.65. Fg

收稿日期: 2021-02-24, 修回日期: 2021-09-03

Received date: 2021-02-24, Revised date: 2021-09-03

基金项目: 海南省重点研发计划项目(ZDYF2020020), 吉林省国家外国专家局引才引智项目(L2020028, L2021008, L2021009, LY202115), 国家自然科学基金(61774025), 吉林省科技发展计划(20190201181JC), 广西机器视觉与智能控制重点实验室培育建设(厅市会商)项目(GKAD20297148)

**Foundation items:** Supported by Key R&D Projects of Hainan Province (ZDYF2020020), Project of Talent Introduction by State Bureau of Foreign Experts of Jilin Province (L2020028, L2021008, L2021009, LY202115), National Natural Science Foundation of China (61774025), Science and Technology Development Program of Jilin Province (20190201181JC), and Construction of Guangxi Key Laboratory of Machine Vision And Intelligent Control (Province-City Cooperation) Project (GKAD20297148)

作者简介(Biography): 尤明慧(1983-), 女, 吉林长春人, 副教授, 博士, 主要研究领域为半导体光电子技术

\*通讯作者(Corresponding author): E-mail: mhyou000@126.com, gjliu626@126.com

## 引言

铋化合物半导体材料(InAs、InSb、GaSb、AlSb及相关化合物)不但具有宽范围可变的能量带隙和带隙差,而且具有很高的电子迁移率。这些特点使得这一材料体系非常适用于制备高速和低功耗电子器件<sup>[1-2]</sup>以及中红外光源<sup>[3]</sup>。它们组合形成的异质结构通常是采用分子束外延(MBE)或金属有机物汽相外延设备(MOCVD)生长在GaSb或InAs衬底上获得。然而,对商用而言,这类衬底存在着尺寸较小、价格昂贵、没有半绝缘衬底的问题。另外,其较低的热导率也不利于制备高功率器件。

在过去的很长一段时间,人们都在关注如何在GaAs或Si衬底上外延生长铋化物材料<sup>[4-17]</sup>,这样不但可以解决采用GaSb或InAs衬底带来的问题,而且也可以为光电子器件集成提供可能型。然而,由于铋化物外延材料层与GaAs或Si衬底之间存在7%~8%晶格失配,会导致在外延材料层中形成高密度线位错,不利于制备高性能器件。为了克服这一问题,大量研究尝试采用各种方法减小线位错密度,例如采用低温生长缓冲层、组分渐变缓冲层、AlSb过渡层和界面失配阵列(Interfacial Misfit Array; IMF)技术等<sup>[4-13]</sup>。这其中IMF技术在应力释放和减小线位错密度方面效果非常显著。它通过在GaAs和GaSb界面处形成90°纯边位错周期阵列,达到有效地在几个分子单层的界面上释放超过98%应力的效果<sup>[9-13]</sup>,降低引起线位错的60°位错产生的几率,从而导致形成低位错密度外延层,进而使得在GaAs衬底上制备高性能Sb化物器件成为可能<sup>[18-19]</sup>。

迄今为止,尽管IMF技术对外延铋化物材料层质量提高效果显著,但关于研究采用IMF技术生长铋化物材料的生长条件优化的文章却相对较少<sup>[11-13]</sup>。本文利用分子束外延并采用IMF技术在GaAs衬底上生长了GaSb材料,并通过高分辨率x射线衍射(HRXRD)测量深入系统地研究了生长温度、Sb:Ga等效原子通量比、AlSb过渡层厚度和GaSb层厚度对材料结构质量的影响,从而确定了材料生长的优化条件,为进一步在GaAs衬底上获得高质量GaSb外延材料提供了更广阔的技术选择。

## 1 实验

实验利用超高真空分子束外延系统,该系统装配了Ga、In、Al、裂解As和裂解Sb源,采用2 in双面抛光GaAs衬底(100取向,N型掺杂)。

材料的生长过程:样品处理均在在热偶温度下。首先,将GaAs衬底置于进样仓150℃下,低温除气不少于10 h,然后传入预备仓中450℃下除气,直到预备仓压力低于 $5 \times 10^{-9}$  mabr。之后,将衬底传入生长仓,在As过压保护下升温至630℃(红外测温仪测量实际衬底温度,以下类同)并保持15 min。这一过程可以确保衬底表面氧化物及吸附气体彻底清除。脱除氧化层完成后,在As过压继续保护下,将衬底温度降低并稳定在575℃。为了获得光滑的样品表面,打开Ga快门,为了确保接下来的GaSb层外延质量,在富As的(2×4)表面再构下生长500 nm厚的GaAs缓冲层。这里需要指出的是,由于源炉热辐射,Ga快门打开后,衬底温度升高到了585℃。GaAs缓冲层生长结束后,同时关闭Ga和As快门并保持衬底加热器热偶温度不变。快门关闭阻挡了源炉热辐射,在衬底加热器热偶温度不变的情况下,衬底温度立即降回到了575℃左右。相关研究已经表明Ga富表面,是能够采用IMF技术成功实现应力释放的主要因素<sup>[11]</sup>。为了有效去除衬底表面吸附的As,在所有快门以及As源针阀关闭的情况下,保持575℃这一温度不变,一直到能观察到富Ga的(4×2)表面再构。这一现象出现后,立刻将衬底温度降低并稳定在铋化物生长的预定温度。

需要指出的是,在铋化物材料生长开始之前,对GaAs表面采用Sb束流进行5 s辐照,以将之转化为富Sb表面。铋化物材料GaSb或AlSb层开始生长后,由于三维结构生长,RHEED衍射图像在起始阶段表现为点状图案。这一过程持续时间很短,无论对GaSb还是AlSb材料层生长,仅仅几个分子单层之后,RHEED图像就开始转变为典型的Sb富(1×3)表面再构,表明材料层二维生长模式出现。上述过程和文献报道的过程非常类似,但是为了提高铋化物材料质量,我们对其中的部分步骤做了改进。例如:多数文献报道中采用的GaAs缓冲层生长温度一般为560℃<sup>[9-11, 13]</sup>,远低于分子束外延GaAs材料600℃的优化生长温度。低温生长可能会部分影响GaAs外延层表面粗糙度,进而影响后续GaSb外延层质量。

为了避免这一问题,采用585℃作为GaAs缓冲层生长温度。另外,在GaAs缓冲层生长结束后,衬底温度降低的过程中,已有文献一般均采用As或Sb束流进行保护<sup>[9-11, 13]</sup>,这样做在一定程度上会导致部分表面As残留,这些残留As导致在界面处形成薄

的合金层,不但影响外延层表面粗糙度而且也影响通过 IMF 机制在界面处进行应力释放<sup>[13]</sup>。在没有采用任何束流保护措施,而是在 575 °C 左右通过高温解吸附衬底表面 As 并将 GaAs 缓冲层转化为富 Ga 表面。我们发现,在 575 °C 附近将 GaAs 的富 As 表面再构转化为清楚的富 Ga 表面再构大概需要 2 min 左右时间,使我们有足够的时间判断富 Ga 表面出现并及时降低衬底温度,以确保 GaAs 表面不损失大量的 As,尽而导致过量 Ga 甚至 Ga 滴出现,从而避免其影响 Sb 化物材料质量。

实验中采用红外测温仪对样品生长温度进行测量监控,并通过 GaAs 衬底表面脱氧化层温度及 515 °C 附近表面再构从 (2×4) 到 c(4×4) 转变点进行校准。特别值得指出的是,由于增加的红外辐射吸收,在保持衬底热偶温度不变的条件下, GaAs 衬底上生长窄带隙 GaSb 材料会引起显著的衬底温度升高,这种现象在 GaSb 材料层生长的起始阶段非常明显。由于锑化物材料质量对衬底生长温度非常敏感,为了获得高质量外延锑化物材料层,需要红外测温仪测量得到的实际衬底温度保持相对稳定。在这种情况下,衬底加热器的热偶温度在 GaSb 材料层的生长过程中就需要不断调整降低,直到实际衬底温度达到稳定。

我们注意到,这种衬底加热器热偶温度的降低调整对于在半绝缘 GaAs 衬底上生长 GaSb 而言可能高达 80 °C,一般而言,对于 N 型掺杂 GaAs 衬底上生长 GaSb 不超过 30 °C,并且实际衬底温度可以很快达到稳定。为了避免半绝缘 GaAs 衬底上急剧的温度变化可能导致的对锑化物材料质量的影响,在实验中主要采用 N 型掺杂 GaAs 衬底。生长过程中,我们采用裂解 As<sub>2</sub> 和 Sb<sub>2</sub> 作为 V 族束流源,分别固定 GaSb 和 AlSb 的生长速率为 0.5 μm/h 和 0.16 μm/h。通过变化生长温度、Sb:Ga 等效原子通量比、AlSb 过渡层厚度和 GaSb 层厚度来优化生长条件。优化的生长条件由三轴高分辨率 x 射线衍射(HRXRD)测量对应设定样品结构质量决定。

## 2 结果和讨论

图 1 是对称 004 HRXRD 测量 3 μm 厚 GaSb 在 GaAs 衬底上的  $\omega$ -2 $\theta$  衍射曲线。可以看到, GaSb 外延层和 GaAs 衬底之间的衍射峰峰值距离为 9611 arcsec, 非常接近 9554 arcsec 的理论计算值,表明 GaSb 外延层完全弛豫<sup>[11-13]</sup>。另外,测量的 GaSb 衍射峰 FWHM 值为 22.88 arcsec, 仅约为 GaAs 衬底

12.75 arcsec 的衍射峰 FWHM 值的两倍,表明极高的外延层质量。对比文献报道,在 GaAs 衬底上生长 GaSb, 目前报道的最好 HRXRD 测量 FWHM 值为 5 μm 厚的 GaSb 外延材料层,为 22 arcsec<sup>[13]</sup>。很明显,本论文的材料具有更好的结构质量。主要是本论文对材料的外延生长条件进行了深入系统的优化研究,这其中的具体过程详述如下。

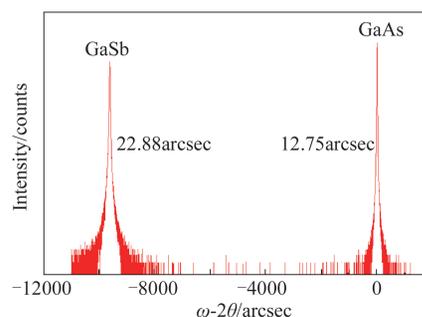


图 1 3 μm 厚 GaSb 在 GaAs 衬底上的对称 HRXRD(004) 的  $\omega$ -2 $\theta$  衍射曲线

Fig. 1 Curves of symmetric  $\omega$ -2 $\theta$  HRXRD (004) of 3 μm thick GaSb on GaAs substrate

在分子束外延材料生长过程中,到达衬底上的 V 族和 III 族材料的比率是影响材料质量的关键因素之一。以常规的 GaAs 基材料生长为例,As 过压保护生长是获得高质量材料的必要条件。然而,对于锑化物材料生长,理想条件是实现计量(stoichiometric)生长,即 V 族和 III 族的等效原子通量比为 1:1<sup>[14]</sup>。过度提供 Sb 材料不但会造成材料浪费而且也会影响材料质量(如晶体完美性及引入深缺陷等)<sup>[20-21]</sup>。为了避免这些问题,本工作借鉴文献<sup>[14]</sup>中在 550 °C 衬底温度下观察 AlSb 外延层表面再构转变的方法,校准 Sb 原子通量(Atomic Flux)并类似地采用等效原子通量比的概念。与常用的束流等效压力比(Beam Equivalent Pressure Ratio)相较而言,等效原子通量比不依赖于所用分子束外延系统,具有更好的通用性。

本项工作校准过程中,与文献<sup>[14]</sup>明显不同。首先,在高 Sb 原子通量条件下生长获得(3×1) 富 Sb 的 AlSb 外延层。然后通过保持 Sb 快门打开,关掉 Al 快门,停止 AlSb 生长。在保持衬底温度和 Al 通量固定的条件下,分步减小 Sb 原子通量。在每次 Sb 原子通量值减小并稳定后,打开 Al 快门,同时观察 AlSb 表面再构变化情况。当 Sb 原子通量处于不足开始之初,AlSb 外延层(3×1) 富 Sb 的表面再构会慢慢转表为(4×2)的富 Al 表面再构。这种情况下,进

一步降低Sb原子通量,再构转变会随着Al快门的打开而瞬间发生,意味着严重的Sb原子通量不足。轻微高于再构转变点附近的Sb原子通量,可以较好地保持AlSb层的稳定生长。从计量生长的角度看,这时的Sb原子通量值应该等于Al原子通量值。Al原子通量值可以通过高能电子衍射测量生长速率获得,因此Sb原子通量值也就可以被相应地决定校准。考虑到Sb原子通量在再构转变点附近的值等于Al原子通量值,为简便起见,假定此时的Sb名义生长速率等于AlSb材料的生长速率。利用这一关系,就可以确定Sb名义生长速率与离子规测量到的Sb束流等效压力(BEP)之间的关系,如图2所示。可以看到,类似于III族材料情况,Sb的名义生长速率正比于Sb束流等效压力。

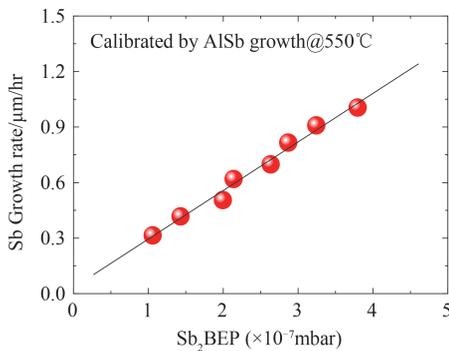


图2 Sb名义生长速率与离子规测量到的Sb束流等效压力(BEP)之间的关系

Fig. 2 Relationship between nominal growth rate and equivalent pressure (BEP) of Sb beam measured by ion gauge

完成校准Sb名义生长速率,为进一步优化材料生长奠定了基础。在此基础上,接下来研究衬底温度对材料质量的影响,主要通过采用不同温度生长厚度1 μm的GaSb外延层样品。为保持外延层在整个衬底上的厚度均匀性,在生长过程中,保持衬底以15转/min的速率旋转。然而,考虑到各源炉发射的束流到达2英寸衬底表面上的分布不均匀性,为了避免衬底部分区域上Sb原子通量不足的可能性,在这些系列样品生长中采用Sb:Ga=1.5的等效原子通量比。图3是HRXRD测量这些样品获得的GaSb衍射峰的半高全宽(FWHM)对衬底温度的依赖情况。可以看到,这些样品的最小FWHM值出现在生长温度515℃左右,约为43 arcsec。降低或升高生长温度都会导致FWHM值增加,暗示着材料质量变差。这可能和这些生长条件下生长的材料中缺陷增多及表面粗糙度增加有关<sup>[15-16]</sup>。可以观察到的这

种生长温度影响的趋势和其它文献中采用电学方法获得的影响趋势非常相似<sup>[15-17]</sup>。

当然,也注意到,优化生长温度值和文献中的优化生长温度值有所差别,这主要是由于所用校准方法和标准不同导致的。因此,在后续的实验把生长温度均设定在515℃。

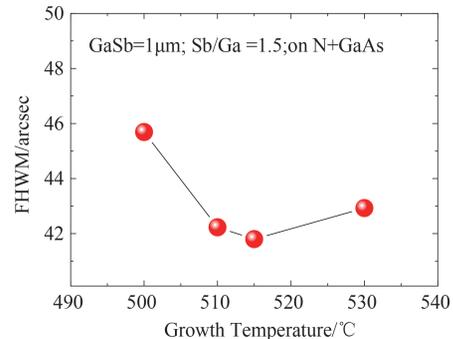


图3 GaSb衍射峰的半高全宽(FWHM)对衬底温度的依赖关系

Fig. 3 Dependence of FWHM of GaSb diffraction peak with substrate temperature

早期研究表明,采用最小Sb原子通量生长的具有富Sb表面再构的GaSb材料,可以获得最好的光学质量、最高的迁移率、最低的驻留载流子浓度以及最小的表面粗糙度<sup>[15, 21]</sup>。这一结论应该也同样适用于对结构质量的影响。为了获得GaSb材料生长过程中的优化Sb:Ga等效原子通量比,采用不同的等效原子通量比生长了一系列厚度为1 μm的GaSb外延层。图4是HRXRD测量这些样品获得的GaSb衍射峰的FWHM值对有效原子通量比的依赖关系。虽然有效原子通量比对FWHM值的影响并不大,但影响趋势却很明显。可以看到,随着有效通量比减小,衍射峰的FWHM值也在逐步减小。当有效原子通量比降至1.1:1时,样品的衍射峰FWHM最小。理想情况下,采用计量生长条件1:1应该给出更佳值。然而,注意到,当进一步降低有效原子通量比小于1.1:1时,晶片边缘附近的材料表面开始变粗糙,这可能是由于Sb束流在2英寸晶片上的分布不均匀性造成的。因此,为了尽可能大地增加可用材料面积,将优化的Sb:Ga等效原子通量比设定为1.1:1。

在优化生长温度及Sb:Ga等效原子通量比条件下,类似于文献<sup>[8-10]</sup>的报道,在GaAs衬底和GaSb外延层之间引入了薄的AlSb过渡层并研究了其厚度变化对GaSb材料层结构质量的影响。AlSb过渡层

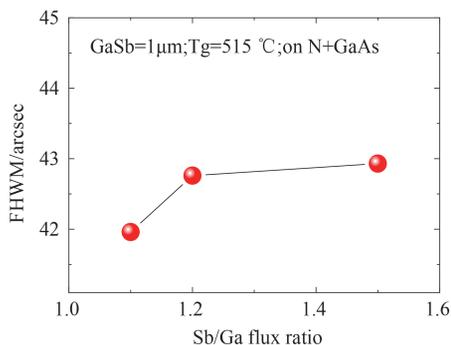


图4 GaSb衍射峰的FWHM值对有效原子通量比的依赖关系

Fig. 4 Dependence of FWHM value of GaSb diffraction peak on effective atomic flux ratio

的厚度设定在0到10 nm之间。为了节省生长时间和材料,将GaSb外延层的厚度减小到0.5  $\mu\text{m}$ 。所有样品的结构差别仅在AlSb过渡层厚度上。图5是HRXRD测量这些样品的GaSb衍射峰FWHM值和AlSb过渡层厚度之间的关系。当AlSb过渡层厚度为0 nm,也就是GaSb直接生长在GaAs上时,样品的FWHM值最大,为72 arcsec。一旦引入AlSb过渡层,样品的FWHM值显著减小。在5 nm附近,最小的FWHM为62 arcsec。超过5 nm,FWHM值开始增加。这一现象和Si上生长GaSb材料非常类似<sup>[8]</sup>。清楚地表明引入AlSb过渡层可以显著提高GaAs上生长的GaSb材料质量。这种材料质量的提高可以归因于以下两个因素<sup>[8-10]</sup>。一是AlSb过渡层的出现使体系的表面能发生改变,起到了类似表面催化剂的作用;二是AlSb厚度达到一定的临界值后(如这里的5 nm附近)形成的三维AlSb岛结构阻止了GaAs和AlSb界面处的位错产生和传播。然而,当AlSb厚度进一步增加超过临界厚度后,三维AlSb岛开始简并而形成失配位错或较大缺陷,从而导致材料质量恶化<sup>[10]</sup>。这类似于自组织量子点生长中的点兼并情况<sup>[22]</sup>。进一步增加AlSb厚度会促进AlSb岛兼并,从而形成连续但是晶格弛豫的AlSb外延层。虽然AlSb外延层结构质量会随厚度增加而提高,但是AlSb岛兼并导致形成的部分失配位错在材料生长过程中却依旧会向表面传播<sup>[10]</sup>,其对材料质量的影响依旧存在。尽管如此,这里需要指出的是,用于研究量子霍尔效应的InAs/AlSb量子阱就是通过GaAs衬底上生长厚层AlSb外延层获得的<sup>[23-24]</sup>。尽管如此,AlSb厚度的研究超出了本论文的研究范围,这里不再赘述。

从图3和图5中,可以注意到增加GaSb外延层

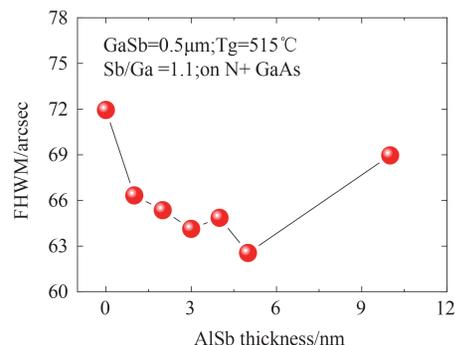


图5 GaSb衍射峰FWHM值和AlSb过渡层厚度之间的关系

Fig. 5 Relationship between FWHM value of GaSb diffraction peak and thickness of AlSb buffer layer

厚度,HRXRD测量获得的衍射峰FWHM明显减小。为了更清楚地演示这种趋势,采用名义相同的生长条件(即生长温度515  $^{\circ}\text{C}$ , Sb:Ga等效原子通量比1.1:1和AlSb过渡层厚5 nm)生长了一系列厚度不同的GaSb外延层。图6是GaSb层厚变化引起的衍射峰FWHM值变化情况。这些数据包括了测量结果和文献[12, 13]中的报道结果。可以看到,随着层厚度增加,测量的GaSb衍射峰FWHM值在开始的时候急剧减小,然后变缓。其值由最开始在0.5  $\mu\text{m}$ 厚时约为63 arcsec快速减小到3  $\mu\text{m}$ 时约为22.88 arcsec,5  $\mu\text{m}$ 时约为19 arcsec。之后,当GaSb层厚度增加到约为10  $\mu\text{m}$ 左右时,其FWHM值缓慢减小,到约为15 arcsec,与商用GaSb衬底的FWHM值相当<sup>[4]</sup>,表明几近完美的外延材料质量。对比文献[12, 13],由于没有采用AlSb过渡层,尽管他们使用了IMF技术并优化了生长条件,他们报道的GaSb衍射峰FWHM值和我们的数据在类似厚度下相比却明显较宽。特别是文献[12],对于2.5  $\mu\text{m}$ 和5  $\mu\text{m}$ 厚GaSb外延层,他们的衍射峰FWHM值分别为50 arcsec和43 arcsec,约为测量值的2倍。虽然不能进行完全的对比,这种差别也在一定程度上间接证明了AlSb过渡层对提高GaAs衬底上外延生长GaSb材料质量的重要性。GaSb衍射峰FWHM值在开始时较大的主要原因是位错和缺陷基本上限制在GaAs和AlSb/GaSb的界面处几个分子单层内<sup>[10-12]</sup>,HRXRD测量对其出现非常敏感,影响较大,因而变化明显。然而,随着厚度增加,HRXRD测量对其敏感性降低甚至消除,影响减小,因而变化趋缓。

GaAs衬底上直接外延GaSb层,由于二者之间存在晶格失配,会在界面处形成位错和缺陷,如图7

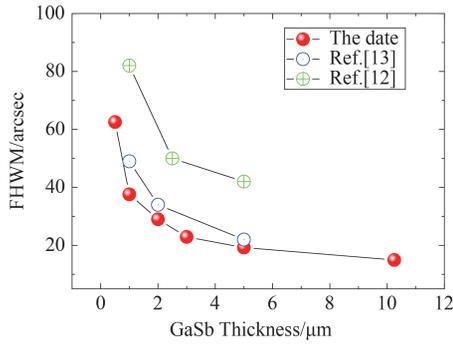


图6 GaSb层厚变化引起的衍射峰FWHM值变化情况  
Fig. 6 Variation of FWHM value of diffraction peak caused by thickness change of GaSb

所示。而为了抑制晶格失配对外延层的影响,通常是采用低温外延和厚缓冲层技术。从本论文的述数据看,超过 $3\ \mu\text{m}$ 厚的GaSb外延层已经可以极大地减轻界面位错和缺陷的影响;超过 $5\ \mu\text{m}$ 厚后,其结构质量已经非常接近商用GaSb衬底。为了验证材料质量,生长了类似文献[25]中用于量子霍尔效应研究的InAs/GaSb耦合量子阱。和文献报道不同的是结构生长在GaAs而非GaSb衬底上,其中GaSb缓冲层厚度为 $10\ \mu\text{m}$ 。图8是其具体结构(a)及TEM(b)和HRXRD(c)测量结果。虽然结构生长在GaAs衬底上,但是HRXRD曲线测量结果却和文献[25]中生长在GaSb衬底上的结果非常相像。曲线中清楚出现的Pendellösung Fringes表明了非常好的结构质量和突变界面。TEM测量也进一步肯定了这一结论。在TEM图像中,明亮的AlSb垒层及夹于其间的InAs/GaSb量子阱清晰可见、各材料层间界面突变明显、结构中没有缺陷和位错出现,表明了极高的材料结构质量。

对于霍尔效应器件,电子迁移率是评价材料质量重要指标。在低温 $1.8\ \text{K}$ 及无电场偏压条件下,

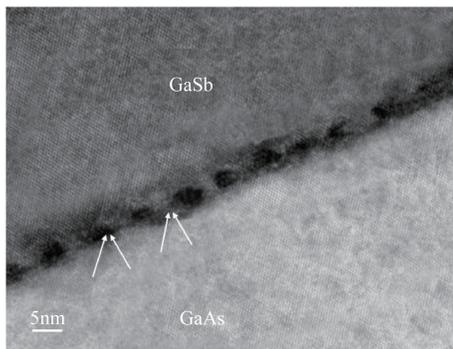


图7 GaSb/GaAs的HRTEM图  
Fig. 7 High Resolution Cross-sectional TEM (HRTEM) of the GaSb/GaAs interface

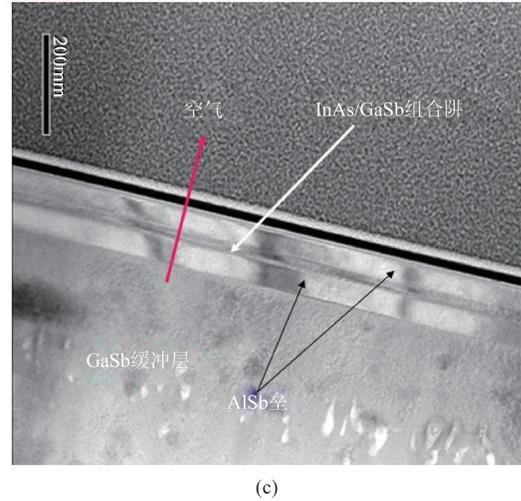
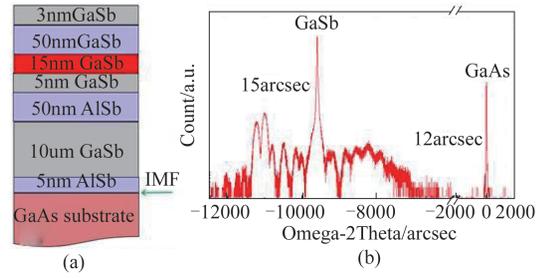


图8 结构(a)及TEM(b)和HRXRD(c)测量结果  
Fig. 8 The structure (a), TEM (b) and hrxcd (c)

采用我们结构制备的器件电子迁移率达到 $1.5 \times 10^5\ \text{cm}^2/\text{Vs}$ ,比肩GaSb衬底上器件 $1 \times 10^5\ \text{cm}^2/\text{Vs}$ 的迁移率。这里需要特别指出的是,在类似测量条件下,同样的耦合量子阱结构采用GaSb和GaSb/AlSb超晶格组合缓冲层生长在GaAs衬底,其电子迁移率仅为 $2 \times 10^4\ \text{cm}^2/\text{Vs}$ <sup>[26]</sup>,再次表明,我们生长在GaAs衬底上GaSb材料的优异质量。

### 3 结论

研究了在GaAs衬底上生长晶格失配GaSb材料的优化生长条件。通过HRXRD测量,注意到,GaSb在GaAs上的结构质量对生长温度和AlSb过渡层厚度变化相当敏感。GaSb衍射峰的FWHM值对温度和AlSb过渡层厚度变化呈现了明显的V型趋势。其优化生长温度在 $515^\circ\text{C}$ 左右,而优化AlSb过渡层厚在 $5\ \text{nm}$ 左右。在Sb富条件下,Sb:Ga等效原子通量比GaSb材料结构质量影响有限,由等效原子通量比引起的衍射峰FWHM值变化轻微。GaSb外延层厚度增加是提高其结构质量的重要途径。对于 $10\ \mu\text{m}$ 厚的GaSb外延层,其衍射峰FWHM值仅为约 $15\ \text{arcsec}$ ,与商用GaSb衬底的FWHM值相当。生长于其上的霍尔器件,在 $1.8\ \text{K}$ 及无电场偏压的测量条

件下,电子迁移率可高达  $1.5 \times 10^5 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ 。与 GaSb 衬底上的器件结果类似。这些结果为进一步研究采用 IMF 技术在 GaAs 及 Si 衬底上生长高质量晶格失配材料和器件提供了潜在动力。后续工作中,也将尝试在 GaAs 及 Si 衬底上生长其它类型的中红外波段器件,如 InGaAsSb/GaSb 量子阱激光器、带间级联激光器和 InAs/GaSb 二型超晶格探测器等,为探索开发不同材料体系器件集成丰富实验数据。

## References

- [1] Nguyen B M, Yi W, Noah R, *et al.* High mobility back-gated InAs/GaSb double quantum well grown on GaSb substrate[J]. *Appl. Phys. Lett.* 2015, **106**: 032107.
- [2] Cerutti L, Boissier G, Grech P, *et al.* Hole-well antimonide laser diodes on GaSb operating near  $2.93 \mu\text{m}$ [J]. *Electron. Lett.* 2006, **42**(24): 1400-1401.
- [3] Delaunay P Y, Nguyen B M, Hoffman D, *et al.* High quantum efficiency two color type-II InAs/GaSb n-i-p-p-i-n Photodiodes [J]. *Appl. Phys. Lett.* 2008, **92**: 111112.
- [4] Akahane K, Yamamoto N, Gozu S I, *et al.* Heteroepitaxial growth of GaSb on Si(001) substrates[J]. *J. Cryst. Growth*, 2004, **264**(1-3): 21-25.
- [5] Balakrishnan G, Huang S, Dawson L R, *et al.* Growth mechanisms of highly mismatched AlSb on a Si substrate [J]. *Appl. Phys. Lett.* 2005, **86**: 034105.
- [6] L. Müller-Kirsch, R. Heitz, A. Schliwa, O. Stier, D. Bimberg, H. Kirmse, W. Neumann, Many-particle effects in type II quantum dots [J]. *Appl. Phys. Lett.* 2001, **78** (10): 1418-1420.
- [7] L. Müller-Kirsch, R. Heitz, U. W. Pohl, D. Bimberg, Temporal evolution of GaSb/GaAs quantum dot formation [J]. *Appl. Phys. Lett.* 2001, **79** (7): 1027-1029.
- [8] Kouichi AKAHANE, Naokatsu YAMAMOTO, Shin-ichiro GOZU and Naoki OHTANI, High-Quality GaSb/AlGaSb Quantum Well Grown on Si Substrate [J]. *Jpn. J. Appl. Phys.* 2005, **44**: L15.
- [9] Y. Wang, P. Ruterana, L. Desplanque, S. El Kazzi, and X. Wallar, Strain relief at the GaSb/GaAs interface versus substrate surface treatment and AlSb interlayers thickness [J]. *J. Appl. Phys.* 2011, **109**: 023509
- [10] H.S. Kim, Y.K. Noh, M.D. Kim, Y.J. Kwon, J.E. Oh, Y. H. Kim, J.Y. Lee, S.G. Kim, K.S. Chung, Dependence of the AlSb buffers on GaSb/GaAs(001) heterostructures[J]. *J. Cryst. Growth*, 2007, (301 - 302): 230 - 234
- [11] S. H. Huang, G. Balakrishnan, A. Khoshakhlagh, A. Jallipalli, L. R. Dawson, and D. L. Huffaker, Strain relief by periodic misfit arrays for low defect density GaSb on GaAs [J]. *Applied Physics Letters* 88, **131911** (2006)
- [12] Agata Jasik, Iwona Sankowska, Andrzej Wawro, Jacek Ratajczak, Rafał Jakiela, Dorota Pierścińska, Dariusz Smoczyński, Krzysztof Czuba, Kazimierz Regiński, Comprehensive investigation of the interfacial misfit array formation in GaSb/GaAs material system [J]. *Appl. Phys.* 2018, **A 124**, 512
- [13] Richardson C J K, He L, Kanakaraju S. Metamorphic growth of III-V semiconductor bicrystals [J]. *J. Vacu. Sci. & Tech.*, 2011, **29**(3): 1071-1023
- [14] Subbanna S, Tuttle G, Kroemer H, N-Type doping of gallium antimonide and aluminum antimonide grown by molecular beam epitaxy using lead telluride as a tellurium dopant source [J]. *J. of Electronic Materials*, 1988, **17** (4): 297.
- [15] Aifer E H, Jackson E M, Bennett B R, *et al.* Suppression of bulk defects in antimonide superlattice infrared photodiodes [J]. *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, 2002, **722**: K10.1.1 - K10.1.12
- [16] Hao R T, Xu Y Q, Zhou Z Q, *et al.* Growth of GaSb layers on GaAs (001) substrate by molecular beam epitaxy [J]. *J. Phys. D: Appl. Phys.* 2007, **40**: 1080-1084
- [17] Xie Q H, Van Nostrand J E, Jones R L, *et al.* Electrical and optical properties of undoped GaSb grown by molecular beam epitaxy using cracked  $\text{Sb}_1$  and  $\text{Sb}_2$  [J]. *J. Cryst. Growth*, 1999, **207**: 255-265.
- [18] Mehta M, Jallipalli A, Tatebayashi J, *et al.* Room-temperature operation of buffer-free GaSb - AlGaSb quantum-well diode lasers grown on a GaAs platform emitting at  $1.65 \mu\text{m}$  [J]. *IEEE Photonics Technol. Lett.* 2007, **19** (20): 1628-1630.
- [19] Tatebayashi J, Jallipalli A, Kutty M N, *et al.* Room-temperature lasing at  $1.82 \mu\text{m}$  of GaInSb/AlGaSb quantum wells grown on GaAs substrates using an interfacial misfit array [J]. *Appl. Phys. Lett.* 2007, **91**(14): 1273.
- [20] Lee J M, Nicholas D J, Singer K E, *et al.* A photoluminescence and Hall effect study of GaSb grown by molecular beam epitaxy [J]. *J. Appl. Phys.* 1986, **59**(8): 2895-2900.
- [21] Waterman J R, Shanabrook B V, Wagner R J. Reflection high energy electron diffraction study of Sb incorporation during molecular-beam epitaxy growth of GaSb and AlSb [J]. *Journal of Vacuum Science & Technology B*, 1992, **10** (2): 895-897.
- [22] Houzay F, Guille C, Moison J M, *et al.* First stages of the MBE growth of InAs on (001) GaAs [J]. *J. Cryst. Growth*, 1987, **81**(1-4): 67-72.
- [23] Sasa S, Yamamoto Y, Izumiya S, *et al.* Increased electron concentration in InAs/AlGaSb heterostructures using a Si planar doped ultrathin InAs quantum well [J]. *Jpn. J. Appl. Phys.* 1997, **36**(Part 1, No. 3B): 1869-1871.
- [24] Hopkins P F, Rimberg A J, Westervelt R M, *et al.* Quantum Hall effect in InAs/AlSb quantum wells [J]. *Appl. Phys. Lett.* 1991, **58**(13): 1428-1430.
- [25] Nguyen B-M, Yi W, Noah R, *et al.* High mobility back-gated InAs/GaSb double quantum well grown on GaSb substrate [J]. *Appl. Phys. Lett.* 2015, **106**: 032107.
- [26] Nichele F, Pal A N, Pietsch P, *et al.* Insulating state and giant nonlocal response in an InAs/GaSb quantum well in the quantum Hall regime [J]. *Phys. Rev. Lett.* 2014, **112** (3): 036802.