

高质量 InSb 薄膜的 MBE 同质和异质外延生长

尚林涛, 周 翠, 沈宝玉, 周 朋, 刘 铭, 强 宇, 王 彬
(华北光电技术研究所, 北京 100015)

摘 要: InSb 是 3~5 μm 中波红外波段具有重要研究意义的材料。本文以单位内部生产的 InSb(100)衬底为基础,通过摸索 InSb(100)衬底的脱氧、生长温度和 V/III 束流比,获得了高质量的 InSb 同质外延样品,1.5 μm 样品的表面粗糙度 $\text{RMS} \approx 0.3 \text{ nm}$ ($10 \mu\text{m} \times 10 \mu\text{m}$), $\text{FWHM} \approx 7 \text{ arcsec}$;采用相同的生长温度和 V/III 束流比并采用原子层外延缓冲层的方法在 GaAs(100)衬底上异质外延生长本征 InSb 层,获得了较高质量的异质外延 InSb 样品,1.5 μm 样品的室温电子迁移率高达 $6.06 \times 10^4 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$, 3 μm 的样品最好的 FWHM 低至 126 arcsec。InSb 材料的同质和异质外延优化生长可为高温工作掺 Al 的 InSb 器件结构的优化生长提供重要参考依据。

关键词: InSb; InSb/GaAs; 分子束外延; 同质外延; 异质外延

中图分类号: TN213 **文献标识码:** A **DOI:** 10.3969/j.issn.1001-5078.2018.03.015

MBE homogeneity and hetero-epitaxial growth of high quality InSb thin films

SHANG Lin-tao, ZHOU Cui, SHEN BAO-yu, ZHOU Peng, LIU Ming, QIANG Yu, WANG Bin
(North China Research Institute of Electro-Optics, Beijing 100015, China)

Abstract: InSb has important research significance for 3~5 μm mid-wave infrared band. Based on InSb (100) substrate, the high quality InSb homo-epitaxial samples were obtained by optimizing some parameters, such as substrate preprocess, growth temperature and V / III beam ratio, etc. The surface roughness of the sample is about 0.3 nm ($10 \mu\text{m} \times 10 \mu\text{m}$), FWHM is about 7 arcsec. Under the same growth temperature and V / III beam ratio, InSb intrinsic layer on the GaAs (100) substrate was grown by atomic layer epitaxial buffer layer method, and a high quality hetero-epitaxial InSb sample was obtained. Electron mobility of 1.5 μm sample reaches up to $6.06 \times 10^4 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$ at room temperature, and the best FWHM of 3 μm sample is as low as 126 arcsec. The optimized growth of homogeneous and hetero-epitaxial InSb materials can provide an important reference for the optimized growth of InSb devices at high working temperature.

Key words: InSb; InSb/GaAs; molecular beam epitaxy; homo-epitaxy; hetero-epitaxy

1 引 言

InSb 材料独特的物理属性(晶格常数 $6.48 \text{ \AA}$ ^[1], III-V 半导体中最窄室温带隙 0.165 eV ^[2], 高达 $10^6 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ ^[3] 的电子迁移率, 最小有效质量和显著的自旋-轨道接触)使得它在许多中红外和高频器件的基础应用中极具潜力。如 InSb 易于制成大面

阵、高灵敏元的探测器阵列,也可以应用于高频器件和位置传感的磁阻传感器,以及 Hall 传感器,光纤和热电产生器和制冷器,以及军事硬件(用于中波红外范围的单元和矩阵辐射光电探测器)和微波电子。在原理上可以解决如环境状态监测、工艺产品过程控制、医药、生物和其他相关的全球环境问题^[4-5]。

作者简介: 尚林涛(1985-),男,硕士,工程师,主要研究方向为 III-V 族红外探测器材料分子束外延技术。E-mail: peace-fulslt@163.com

收稿日期: 2017-07-03; **修订日期:** 2017-08-20

InSb 的外延生长有多种方法。例如,分子束外延 (molecular beam epitaxy, MBE)、磁控溅射外延 (magnetron sputtering epitaxy, MSE)、金属有机化学气相沉积 (metalorganic chemical vapor deposition, MOCVD) 和液相外延 (liquid phase epitaxy, LPE)。既可以同质的外延生长于 InSb (100)、InSb (110)、InSb (111) A 和 InSb (111) B 衬底,也可以异质的外延生长于在 Si (19% 失配)、GaAs (14.5% 失配)^[3,6] 和 InP (11% 失配) 等衬底上。自 20 世纪 80 年代以来,已经有关于在 InSb (100) 衬底上用分子束外延 (molecular beam epitaxy, MBE) 生长 InSb 的报道,建立了 InSb 表面重构以及外延期间的反射式高能电子衍射 (reflection high energy electron diffraction, RHEED) 强度振荡的基本知识^[7-10]。20 世纪 90 年代中期以来,进一步报道了关于 InSb 的衬底制备、脱氧和表面重构的研究。

然而,想要重复获得高质量的 InSb 同质和异质外延薄膜并不容易。对于同质外延,首先需要具备易于脱氧的高质量的外延型 InSb 衬底;再次需要控制好外延生长时的温度和 Sb/In 束流比。对于异质外延,除了控制好外延生长参数外,还应采用特殊的缓冲层技术以最大限度的释放衬底和外延层间较大的晶格失配。

本文以单位提供的 InSb (100) 衬底晶片为基础,通过多次实验摸索外延生长时脱氧、生长温度、Sb/In 比率等生长条件,基本摸清了 InSb 同质外延生长规律,可以重复获得较高质量的 InSb 同质外延样品;同时采用相同的生长条件并结合原子层外延 (atomic layer epitaxy, ALE) 缓冲层技术^[6,11] 在 GaAs (100) 衬底上异质外延生长了高质量的 InSb 外延层。

2 实验

实验在超高真空 (真空度可达 10^{-11} Torr) DCA-MBE P600 设备上进行^[6]。实验所用的 InSb (100) 衬底为所内提供,经过 InSb 晶体切割、机械研磨、化学抛光和 CP4 湿化学处理得到可外延的衬底;GaAs 衬底为商业购买的半绝缘外延型 GaAs 衬底,晶向为 (100) $\pm 0.1^\circ$,非掺杂,单面抛光,衬底厚度为 $500 \pm 25 \mu\text{m}$ 。衬底温度的校正通过 RHEED 监控 InSb 样品表面 $p-(1 \times 3) \rightarrow c(4 \times 4)$ 表面重构的转变^[4] 来确定。实验前对 In、Ga 源和阀控裂解的 Sb、As 源的束流大小通过束流监控器 (beam flux monitor,

BFM) 进行了束流等效压强 (beam equivalent pressure, BEP) 的束流校准,Sb 和 As 的裂解温度为 900°C ,主要产生 Sb 和 As 的一聚体和二聚体 (Sb_1 、 Sb_2 、 As_1 和 As_2)。对衬底分别进行了 180°C 和 300°C 预处理以去除表面水分和有机物残余,最后送入生长室中。首先对 InSb 的同质外延进行了脱氧、生长温度、Sb/In 比、衬底偏角等生长参数的研究,找出了优化的 InSb 同质外延生长参数,然后结合以前使用过的 ALE 缓冲层的方法^[6] 进行了 GaAs 基 InSb 优化的异质外延的生长。通过在线的 RHEED 对样品外延生长进行了实时的监控,对生长速率和束流进行测定和校准。实验后对样品分别进行了光学显微镜、台阶仪、XRD、原子力显微镜 (atomic force microscope, AFM) 和 Hall 等表征。

3 结果与讨论

3.1 InSb 衬底处理及脱氧

外延制造高质量 InSb 基器件的一个主要问题为在初始的 InSb 表面上存在一个不需要的非化学计量的天然氧化物,它的化学组分和厚度依赖于环境条件并随时间而改变。半导体表面氧化物的存在以及它们与晶体的化学界面直接确定了半导体表面的电学、光学和化学属性。氧化物的存在也影响着外延生长初始阶段的成核,增大外延层中的缺陷密度,影响着同质外延生长的初始阶段以及衬底/外延层界面的结构和电学属性,从而影响着器件的性能。

合理的清洗程度可以制备衬底以产生光滑、化学计量的干净表面,降低缺陷或位错对外延膜的不利影响。为了清洁 InSb (001) 表面去除氧化层,开发了各种方法:包括 Sb 过压下的热脱氧,湿 (气体) 处理,离子束轰击和退火 (IBA),在提升温度下的离子束轰击,原子 (分子) H 处理,以及暴露到射频产生的 H 激子和电子回旋共振等离子体产生的 H 激子中进行清洗等。

传统上采用热脱氧的方法进行 InSb 的脱氧。InSb 表面容易因接触空气而形成 Sb_2O_5 和 In_2O_3 ,其中特别是 In_2O_3 具有高热稳定性,不易分解,接近 InSb 衬底的热分解温度 ($320 \sim 340^\circ\text{C}$),甚至当加热至接近 InSb 的熔点 (527°C) 时,仍有部分以 InO 的形式存在,因此 In_2O_3 的大量存在给脱氧造成了一定的困难。俄罗斯一些研究机构采用了硫钝化^[12] 和氯钝化^[13] 的湿化学方法外加高真空退火来处理 InSb 衬

底,使得 InSb 表面只含有 In_2S_3 和 InCl_x 从而避免了形成 In_2O_3 , 因而可以在比较低的温度下完成脱氧。

本实验采用 CP4 化学试剂对 InSb 衬底进行处理并采用传统的热脱氧方法比较彻底的完成了 InSb(100) 表面的脱氧。经过 CP4 溶液的处理,样品表面主要含有易于去除的 Sb 的氧化物,In 的氧化物含量相对较少。选择 InSb(100) 衬底是由于 InSb(100) 适合做各种基础研究,也是研究多种周期性重构的理想选择。InSb 衬底装入生长室后首先进行了原位的脱氧,通过在线的 RHEED 进行了样品表面脱氧过程的 RHEED 观测,如图 1 所示。

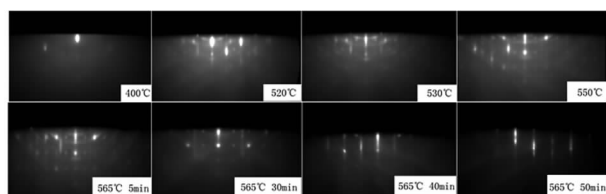


图 1 InSb(100) 衬底脱氧过程中的 RHEED 衍射图像:400 ~ 565 °C

Fig. 1 RHEED diffraction image of Insb(100) substratp deoxidation from 400°C to 565°C

逐渐升高温度,380 °C 打开 Sb 快门进行 Sb 过压保护(随着温度升高逐渐增大 Sb 束流保护,最大 Sb 保护束流为 2.8×10^{-6} Torr),400 °C 还只有零星的几个衍射点;当温度达到 520 °C 开始大量出现背景劳厄衍射环、衍射条纹逐渐拉长;530 °C 时更加明显,550 °C 时衍射条纹进一步拉升,衍射条纹从中心向两边增多,背景多级劳厄环衍射条纹逐渐明显;565 °C 时多级背景劳厄环由明显逐渐消失;经过 565 °C 保持 30 min 后,衍射环大部分消失,背景杂散明显减弱,主级衍射条纹逐渐突显,间隙杂散衍射点逐渐消失;40 min 后主衍射条纹间的背景杂散衍射点进一步减淡,多个主衍射条纹突显;50 min 后,背景杂散衍射点完全消失,衍射条纹清晰明亮,指示脱氧完成,本实验系统热偶温度 565 °C 即为 InSb 衬底的脱氧点。

3.2 衬底温度的校正

实验中衬底温度的校正以参考 InSb(100) 样品在脱氧之后在一定 Sb 过压保护下样品表面重构类型从 $p-(1 \times 3) \rightarrow c(4 \times 4)$ 的转变来确定转变温度 T_t , 如图 2 所示。从 565 °C 到 470 °C 逐渐降温过程中,InSb(100) 表面一直保持 $p-(1 \times 3)$ 的重构特征,3 × 特征明显。当降温至 470 ~ 460 °C 之间 (Sb 保护束流为 1.0×10^{-6} Torr) 时,出现了 $p-(1 \times 3)$

$\rightarrow c(4 \times 4)$ 重构类型的转变,对应的转变温度大约为 $T_t \approx 462$ °C。本套系统比文献报道的 380 °C 的转变温度高出约 80 °C。

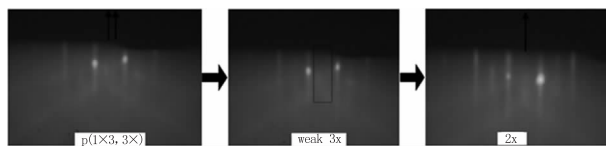


图 2 InSb(100) 表面重构类型从 $p-(1 \times 3) \rightarrow c(4 \times 4)$ 类型的转变

Fig. 2 The transformation of the InSb(100) surface reconstruction type from $p-(1 \times 3) \rightarrow c(4 \times 4)$

3.3 生长温度和 Sb/In 比的确定

根据 InSb 表面的重构相图^[8,14] (图 3) 及相关的生长研究^[4,10],在实际温度 T_t 以上 (380 ~ 450 °C) 主要为 $p-(1 \times 3)$ 重构区域, T_t 以下 (250 ~ 380 °C) 为 $c(4 \times 4)$ 重构类型。150 ~ 250 °C 主要为各种 $1 \times$ 结构。当 Sb/In 比 < 1 时,表面为富 In 的 (4×2) 或 $c(8 \times 2)$; 当 Sb/In > 1 时在不同温度区间分别对应富 Sb 的 $c(4 \times 4)$ 和 $p-(1 \times 3)$; 而在温度特别低时,由于 Sb 不易蒸发,具有较长的表面存留寿命^[8],容易形成富 Sb 的 3D (1×1) 多晶结构。而随着温度的升高, Sb 的表面存留时间指数的下降。合理的调控 Sb/In 的束流比对于生长出化学计量的 InSb 很重要,因为过多的 Sb 可能会集成到已经形成的 InSb 膜中,导致 InSb 的电学性能下降^[4]。

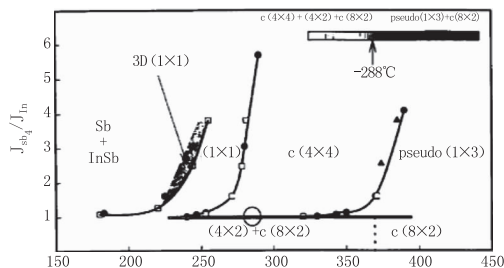


图 3 InSb(100) 表面重构相图

Fig. 3 InSb(100) surface reconstruction phase diagram

在 $T_t - 30$ °C (对应热偶温度 ≈ 430 °C) 进行了 RHEED 速率的测量。首先外延生长几分钟以降低脱氧后的粗糙表面。实验观察到,当 Sb/In 束流等效压强比太高或太低时 RHEED 振荡会变差甚至观察不到。如图 4(a) 所示,在同样的 430 °C 下,当 Sb/In 压强比在 $1.5 \times$ 以下时振荡比较少,而在 $1.8 \times$ 倍以上时 RHEED 振荡会变差。这与 R. Droopad^[10] 等报道的在 $\text{Sb}/\text{In} \approx 1$ (有效吸附束流比) 附近时可以激发比较稳定的 RHEED 振荡的情况类似。并且实

验发现在 T_i 以下的不同温度 (410 ~ 460 °C), 当 Sb/In 压强比在 $1.5 \times$ 附近时均可测得了 RHEED 振荡, 但当温度太高 (480 °C 及以上) 在 $1.5 \times$ 束流时较难测得 RHEED 振荡。RHEED 振荡的发生主要是由于 2D 成核模式的生长, 低温生长时当 Sb/In 比太高而无法观察到振荡可能是由于表面自由 In 原子的数量随着温度的降低而下降了, 因此 In 原子在与分解的 Sb 原子结合前移动的平均距离下降了, 从而导致随机岛的凝聚和 RHEED 振荡的消失; 而高温生长 (480 °C 以上) 无法观察到振荡可能是由于生长开始由 2D 成核模式转向台阶流模式。

通过 In 诱导的和 Sb 诱导的 RHEED 振荡可以确定 Sb 和 In 的有效吸附束流比, 即 Sb/In 比^[4,10]。如图 5(a) 和 (b), 对于 In 诱导的 RHEED 振荡, 需要在富 Sb 的条件下进行, 打开 In 快门后, 出现了多个周期的 RHEED 振荡, 关闭 In 快门后, RHEED 振荡停止, 表面立即恢复为富 Sb 的表面。测得 In 的吸附速率为 1.6 s, 即 0.625 ML/s。

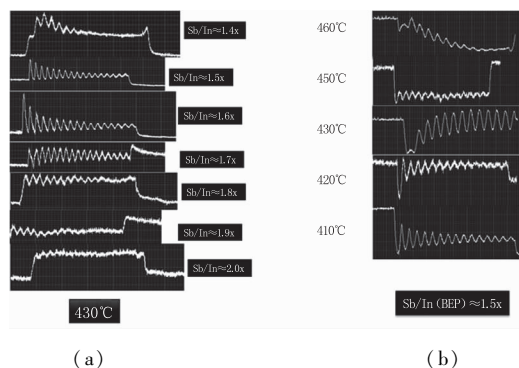
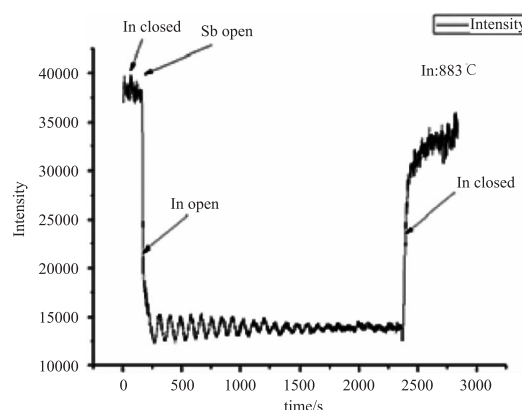


图 4 InSb(100) 生长过程中的 RHEED 振荡图

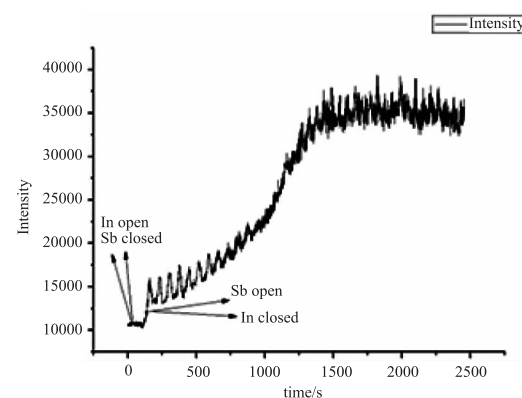
Fig. 4 RHEED oscillation diagram during InSb(100) growth

由于表面上物理吸附的 In 具有较大的迁移长度, 在很多情况下更容易看到 Sb 诱导的振荡^[4], 关闭 Sb 快门打开 In 快门, 预先沉积 6 ~ 10 ML 的 In 到样品表面上以形成富 In 的表面, 然后在关闭 In 快门的同时打开 Sb 快门, 也可以诱导出几个 RHEED 振荡, 然后表面又恢复为富 Sb 的表面。测得 Sb 的吸附速率为 1.06 s, 即 0.937 ML/s。Sb/In ≈ 1.5 , 对应于该生长温度下的束流等效压强 Sb/In (BEP) 比约为 $2.5 \times$ 。用同样的方法测得 Sb/In ≈ 1 所对应的 Sb/In (BEP) $\approx 1.5 \times$ 。由于离子规只精确到小数点后 1 位, 并且随着使用时间的增长, 其对束流测量的灵敏度并不会太高, 但 RHEED 振荡却可以在不同的 MBE 系统中进行较准确的束流和生长

速率测量。



(a) In 诱导的振荡



(b) Sb 诱导的振荡

图 5 InSb(100) RHEED 振荡图

Fig. 5 RHEED oscillation image of InSb(100) surface

3.4 生长温度对样品表面形貌的影响:

图 6 列出了几个同质外延的 InSb 样品 500 倍的光学显微镜照片。对于不带偏角的 InSb(100) 样品, 在生长温度为 430 °C ($T_i - 30$ °C)、460 °C (T_i) 时表面均有一些小丘状的堆积, 而 480 °C ($T_i + 20$ °C) 时表面堆积有变平坦的趋势。与 Tim Ashley 曾报道的在 T_i 以下时样品表面会出现橘皮状缺陷类似。随着生长温度的升高, 样品表面有变平滑的趋势, 可能是由于在高温下样品表面的 In 和 Sb 吸附原子有比较高的迁移速率, 吸附原子在平台上移动较长的距离, 与平台边缘结合从而以台阶流的方式生长。

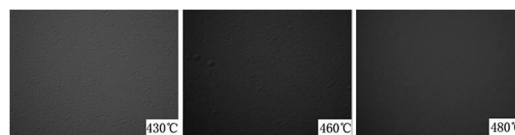


图 6 不同生长温度下样品表面的显微镜照片 (500 倍): 430 °C、460 °C 和 480 °C

Fig. 6 Microscopical photographs of samples at different growth temperatures (500 $\times$): 430 °C, 460 °C and 480 °C

3.5 Sb/In 束流比对表面形貌的影响

图 7、图 8 均为在高温而在不同 Sb/In 束流比下 InSb 表面的 200 倍光学显微镜照片以及相应的 ($10\ \mu\text{m} \times 10\ \mu\text{m}$ 和 $1\ \mu\text{m} \times 1\ \mu\text{m}$) 的 AFM 照片。第一个样品 a 在 $480\ ^\circ\text{C}$ ($T_i + 20\ ^\circ\text{C}$)、Sb/In (BEP) = 6 的下生长,较高的生长温度虽然有利于表面平坦化,但由于 Sb 束流过大而呈现出 Sb 聚集成团簇的现象;第二个样品 b 在更高的温度 $500\ ^\circ\text{C}$ ($T_i + 40\ ^\circ\text{C}$)、Sb/In (BEP) = 1.5 下生长,虽然较高的生长温度有利于台阶流模式的平坦化生长,样品表面有平坦化的趋势,但由于 Sb/In 比在该温度下严重偏低,Sb 保护束流过小,在表面上形成了较多的 In 液滴;第三个样品 c 也在较高的温度 $500\ ^\circ\text{C}$ 、但在较高的 Sb/In (BEP) = $5 \times$ 下生长,可以看到表面没有形成 In 液滴,而且形成了较大范围的平坦表面。因此,高温生长时样品表面以台阶流模式生长,表面有平坦化的趋势,但由于 InSb 表面的 V 族 Sb 在高温时的粘附系数不同于低温时的情况,当温度升高时,有较大一部分 Sb 会从样品表面上蒸发掉,造成有效的 Sb 粘附束流下降,在 Sb 严重不足时,In 易于从样品表面偏析出而形成较多的 In 液滴。但当 Sb 束流过多时,表面也会形成 Sb 的堆积。

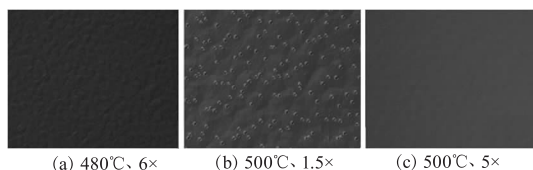


图 7 高温生长条件下不同 Sb/In 束流比的表面光学显微照片(200 倍)

Fig. 7 Surface optical microscopic images of different Sb/In beam ratios under high temperature growth conditions (200x)

图 8 的原子力显微图像也从微观上进行了观测,对于富 Sb 的表面(a),虽然表面整体也较平整,但由于缺少一定量的 In 原子与 Sb 原子结合,出现一些由 Sb 构成的小的团簇;对于 Sb 严重不足的情况(b),由于 Sb 严重不足,表面 In 原子凝聚成块,无法进行大面积的迁移扩展,表面平整度大大下降;而(c)的情况基本符合 Sb 和 In 的配比,外延表面平整度较高,形成了较大的平台。

因此,较高的外延生长温度 $T_i + 40\ ^\circ\text{C}$ 以及较高的 Sb/In ≈ 5 是不带偏角的 InSb 同质外延的较佳生长条件。这样,我们最终获得 $1.5\ \mu\text{m}$ 的 InSb 同质外延样品的表面粗糙度 $\text{RMS} \approx 0.3\ \text{nm}$ ($10\ \mu\text{m} \times 10\ \mu\text{m}$),XRD 的 $\text{FWHM} \approx 7\ \text{arcsec}$ 。

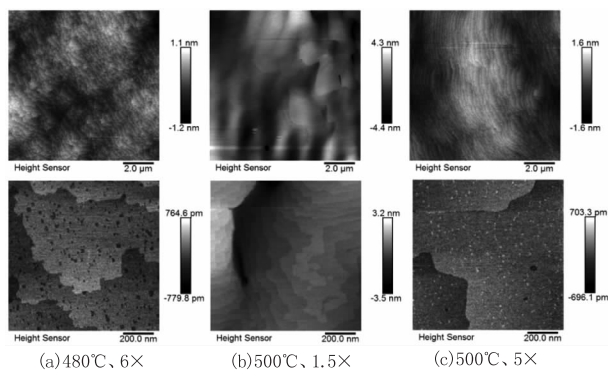


图 8 与图 7 相应的 AFM 照片($10\ \mu\text{m} \times 10\ \mu\text{m}$ 和 $1\ \mu\text{m} \times 1\ \mu\text{m}$)

Fig. 8 Atomic force microscopic images

corresponding to Fig. 7 ($10\ \mu\text{m} \times 10\ \mu\text{m}$ and $1\ \mu\text{m} \times 1\ \mu\text{m}$)

3.6 衬底偏角对外延形貌的影响

如图 9 所示,上排和下排分别是无偏角和偏向 (111)B 方向 2° 的 InSb 样品表面的 500 倍光学显微照片和相应的 AFM 图像。对于有一定偏角的邻晶面衬底,可以在较低温度 $430\ ^\circ\text{C}$ (T_i 以下)以台阶流模式生长,而不会造成小丘状堆积缺陷。样品表面没有明显的宏观小丘状堆积缺陷,除了统计性的浅型“沟槽”粗糙外。从光学显微照片到 AFM 图像的对比均可看出这种差别,没有像无偏角的那样的较多小丘堆积,除了波形起伏外表面要比无偏角而低温生长的 InSb 表面平整一些。

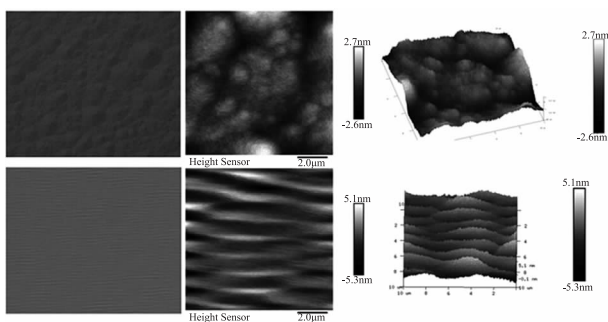


图 9 InSb 样品表面 500 倍光学显微照片和相应的 AFM 形貌对比图:(上排)没有偏角和(下排)偏向 (111)B 方向 2°

Fig. 9 InSb sample surface with 500 times optical microscopy and the corresponding AFM morphology; uprow with no miscut and downrow with 2° miscut towards

3.7 InSb 的异质外延生长

采用和同质外延相同的生长参数(温度、Sb/In 比),并结合以前描述过的原子层外延缓冲层的方法^[6],在 GaAs(100)衬底上进行了 InSb 的异质外延生长。由于 As 会取代 Sb,俘获一定的电子,起电子陷阱作用,成为负电中心。因此,在生长完 GaAs 缓冲层后降温至 $400\ ^\circ\text{C}$ 时将 As 阀关闭并降温至闲置,在生长室中抽真空约 40 min,以尽量降低 As 的背景残余对外延薄膜电学性能的影响。获得了较高质量的

GaAs 基 InSb 的异质外延样品。1.5 μm 的 InSb 薄膜样品的 XRD FWHM < 190 arcsec, 室温电子迁移率达 $6.06 \times 10^4 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ 。其中 3 μm InSb 的 XRD FWHM 最好值达 126 arcsec。图 10 为 GaAs 基异质外延 3 μm 的 InSb 样品 500 倍光学显微镜照片和 10 $\mu\text{m} \times 10 \mu\text{m}$ 及 1 $\mu\text{m} \times 1 \mu\text{m}$ 的 AFM 图像。样品表面没有明显较大的缺陷, 基本为原子级平坦, 有较多的原子台阶, InSb 层覆盖着较大的视场, 几乎覆盖 10 $\mu\text{m} \times 10 \mu\text{m}$ 区域。

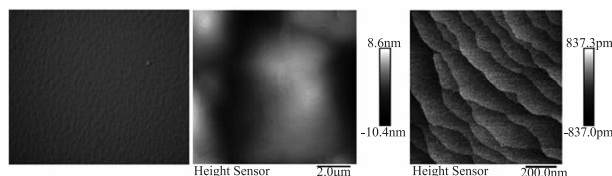


图 10 GaAs 基异质外延 InSb 的光学显微照片 (500 倍)

及其相应的 AFM 图像 (10 $\mu\text{m} \times 10 \mu\text{m}$ 和 1 $\mu\text{m} \times 1 \mu\text{m}$)

Fig. 10 GaAs heteroepitaxial InSb optical microscopy (500 times) and corresponding AFM images (10 $\mu\text{m} \times 10 \mu\text{m}$ and 1 $\mu\text{m} \times 1 \mu\text{m}$)

4 结 论

InSb 是 3 ~ 5 μm 中波红外波段具有重要研究意义的材料。本文使用单位内部生产的 InSb 衬底, 对 InSb (100) 衬底的脱氧、生长温度、Sb/In 束流比和衬底偏角等进行了研究。使用热脱氧的方法完成了 CP4 处理的衬底的充分脱氧; 通过 In 诱导的和 Sb 诱导的 RHEED 振荡确定了 InSb 在低温生长时的 Sb/In 有效吸附束流比; 生长温度会影响 InSb 的表面形貌, 低温时外延生长以 2D 成核方式生长, 易于形成小丘状的堆积缺陷, 而高温时为台阶流模式, 表面趋于平坦化, 在约 ($T_i + 40$) $^{\circ}\text{C}$ 易于获得较平整的表面; Sb/In 也会影响 InSb 的表面形貌, 过多 Sb 束流易使样品表面形成富 Sb 的团簇堆积, Sb 保护束流过小则易形成表面 In 液滴; 采用偏向 (111) B 方向 2 $^{\circ}$ 的 InSb 衬底可以在较低的温度 (T_i 以下) 以台阶流模式生长, 除了统计性的浅型“沟槽”缺陷外, 很容易获得宏观平坦的表面。最后获得了高质量的 InSb 同质外延样品, 1.5 μm 样品的表面粗糙度 $\text{RMS} \approx 0.3 \text{ nm}$ (10 $\mu\text{m} \times 10 \mu\text{m}$), $\text{FWHM} \approx 7$ arcsec, 采用相同的生长条件并结合原子层外延缓冲层的方法获得了较高质量的 GaAs 基异质外延 InSb 样品, 1.5 μm InSb 样品的室温电子迁移率高达 $6.06 \times 10^4 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$, XRD 的 FWHM < 190 arcsec, 3 μm InSb 样品的 FWHM 低至 126 arcsec。InSb 材料的同质和异质外延优化生长可为高温工作掺铝 InSb 器件结构的优化生长提供参考依据。

参考文献:

- [1] Vangala S. Surface preparation of GaSb and InSb for MBE growth & development of Sb alloy based devices [D]. University of Massachusetts Lowell, 2007.
- [2] SE-Hwan P, HAN S K, HEE-SUNG S, et al. Development of InSb semiconductor detector for high resolution radiation measurement [J]. Journal of the Korean Physical Society, 2011, 58(6): 1577 - 1580.
- [3] OH J E, Bhattacharya P K, CHEN Y C, et al. Molecular-beam epitaxial growth of high - quality InSb on InP and GaAs substrates [J]. Journal of Applied Physics, 1989, 66(8): 3618 - 3621.
- [4] MICHEL E, SINGH G, SLIVKEN S, et al. Molecular beam epitaxial growth of high quality InSb [J]. Applied Physics Letters, 1994, 65(26): 3338 - 3340.
- [5] Lvova T V, Dunaevskii M S, Lebedev M V, et al. Chemical passivation of InSb (100) substrates in aqueous solutions of sodium sulfide [J]. Semiconductors, 2013, 47(5): 721 - 727.
- [6] SHANG Lintao, LIU Ming, ZHOU Peng. Electrical performance of InSb/GaAs films improved by ALE [J]. Laser & Infrared, 47(1): 67 - 71. (in Chinese)
尚林涛, 刘铭, 周朋. ALE 法对 InSb/GaAs 异质薄膜电学性能的改进 [J]. 激光与红外, 2017, 47(1): 67 - 71.
- [7] Kunishige O, Seigo A, Koichi S. Rheed study of InSb films grown by molecular beam epitaxy [J]. Japanese Journal of Applied Physics, 1980, 19(7): L417.
- [8] Noreika A J, Francombe M H, Wood C E C. Growth of Sb and InSb by molecular - beam epitaxy [J]. Journal of Applied Physics, 1981, 52(12): 7416 - 7420.
- [9] Wood C E C, Singer K, Ohashi T, et al. A pragmatic approach to adatom-induced surface reconstruction of III - V compounds [J]. Journal of Applied Physics, 1983, 54(5): 2732 - 2737.
- [10] Droopad R, Williams R L, Parker S D. Rheed intensity oscillations observed during the MBE growth of InSb (100) [J]. Semiconductor Science and Technology, 1989, 4(2): 111.
- [11] Thompson P E, Davis J L, Waterman J, et al. Use of atomic layer epitaxy buffer for the growth of InSb on GaAs by molecular beam epitaxy [J]. Journal of Applied Physics, 1991, 69(10): 7166 - 7172.
- [12] Solov' EV V A, Sedova I V, Lvova T V, et al. Effect of sulfur passivation of InSb (0 0 1) substrates on molecular-beam homoepitaxy [J]. Applied Surface Science, 2015, 356: 378 - 382.
- [13] Tereshchenko O E. Structure and composition of chemically prepared and vacuum annealed InSb (0 0 1) surfaces [J]. Applied Surface Science, 2006, 252(21): 7684 - 7690.
- [14] LIU W K, SANTOS M B. Surface reconstructions of InSb (001) during molecular beam epitaxy [J]. Surface Science, 1994, 319(1): 172 - 183.