

InAs/GaInSb 长波红外超晶格材料外延生长研究

李琛^{1,2}, 蒋洞微^{1*}, 徐应强¹, 倪海桥¹, 王国伟¹, 吴东海¹, 郝宏玥¹, 牛智川^{1*}

(1. 中国科学院半导体研究所 光电子材料与器件实验室, 北京 100083;

2. 中国科学院大学, 北京 101408)

摘要: InAs/GaInSb II 类超晶格材料在长波与甚长波红外探测器领域展现出显著优势。通过优化分子束外延生长参数和界面调控技术, 在 GaSb 再构转变温度下成功制备了 50 周期的 10 ML InAs/7 ML Ga_{0.75}In_{0.25}Sb 短周期超晶格材料。利用高分辨率 X 射线衍射 (HRXRD) 表征, 测得该超晶格的晶格常数为 6.108 Å, 周期厚度为 53.53 Å, 与理论设计值的偏差小于 0.2%, 且与 GaSb 衬底的失配度仅为 0.197%。原子力显微镜 (AFM) 测试表明材料表面均方根粗糙度 (RMS) 为 1.67 Å, 光致发光 (PL) 谱测得带隙为 89.9 meV。在此基础上外延得到了 12 ML InAs/5 ML Al_{0.8}In_{0.2}Sb 超晶格势垒材料, 与 GaSb 衬底失配度为 0.067%。实验结果表明, 所制备的 10 ML InAs/7 ML Ga_{0.75}In_{0.25}Sb 超晶格以及 12 ML InAs/5 ML Al_{0.8}In_{0.2}Sb 超晶格与 GaSb 衬底具有较好的晶格匹配性, 其多级次衍射峰特征和优异的界面质量进一步证实了材料结构的完整性。这些发现为高性能红外探测器的开发提供了重要的材料基础。

关键词: 分子束外延; 三元组分超晶格; 晶格匹配

中图分类号: O43

文献标识码: A

Research on epitaxial growth of InAs/GaInSb long-wave infrared superlattice materials

LI Chen^{1,2}, JIANG Dong-Wei^{1*}, XU Ying-Qiang¹, NI Hai-Qiao¹, WANG Guo-Wei¹, WU Dong-Hai¹,
HAO Hong-Yue¹, NIU Zhi-Chuan^{1*}

(1. State Key Laboratory for Optoelectronic Materials and Devices, Institute of Semiconductors, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100083, China;

2. University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 101408, China)

Abstract: InAs/GaInSb Type-II superlattice (T2SL) materials exhibit significant advantages in long-wave (LWIR) and very long-wave infrared (VLWIR) detectors. By optimizing molecular beam epitaxy (MBE) growth parameters and interface control techniques, a 50-period short-period superlattice (SL) structure composed of 10 monolayer (ML) InAs/7 ML Ga_{0.75}In_{0.25}Sb was successfully grown at the GaSb reconstruction transition temperature. High-resolution X-ray diffraction (HRXRD) characterization revealed a lattice constant of 6.108 Å and a period thickness of 53.53 Å for the superlattice, with deviations from theoretical design values below 0.2%. The lattice mismatch with the GaSb substrate was only 0.197%. Atomic force microscopy (AFM) measurements demonstrated a root mean square (RMS) surface roughness of 1.67 Å, while photoluminescence (PL) spectroscopy indicated a bandgap of 89.9 meV. Furthermore, a 12 ML InAs/5 ML Al_{0.8}In_{0.2}Sb superlattice barrier material was epitaxially grown, exhibiting a lattice mismatch of 0.067% with the GaSb substrate. Experimental results confirm that both 10 ML InAs/7 ML Ga_{0.75}In_{0.25}Sb and 12 ML InAs/5 ML Al_{0.8}In_{0.2}Sb superlattices exhibit excellent lattice compatibility with the GaSb substrate. The presence of multiple satellite diffraction peaks and superior interface quality further validate the structural integrity of the materials. These findings provide a critical material foundation for the development of high-performance infrared detectors.

收稿日期: 2025-02-25, 修回日期: 2025-03-27

Received date: 2025-02-25, Revised date: 2025-03-27

基金项目: 国家重点技术研发计划 (2019YFA0705203, 2024YFA1208904); 国家自然科学基金重大项目 (61790581); 西北稀有金属材料研究所特殊稀有金属材料国家重点实验室 (SKL2023K00X)

Foundation items: Supported by the National Key Technologies R&D Program of China (2019YFA0705203, 2024YFA1208904); the Major Program of the National Natural Science Foundation of China (61790581); the State Key Laboratory of Special Rare Metal Materials (SKL2023K00X); the Northwest Rare Metal Materials Research Institute (SKL2023K00X)

作者简介 (Biography): 李琛 (2000—), 男, 湖南衡阳人, 学生, 硕士学位, 主要研究领域为 InAs/GaInSb 长波红外探测器. E-mail: li-chen181@mails.ac.cn

* 通讯作者 (Corresponding author): E-mail: jdw@semi.ac.cn, zcnui@semi.ac.cn

Key words: molecular beam epitaxy (MBE), ternary superlattices, lattice matching

引言

长波红外探测器与甚长波红外探测器在国防和航天领域有着广泛的应用前景,可以用于红外探测以及深空探测,同时也是构建反导系统的重要一环。目前主流的红外探测器有三类:一类为碲镉汞材料(MCT),但是MCT材料成本高,生长均匀性较差,同时材料本身由于有效电子质量较小,其隧穿暗电流较大。一类为AlGaAs/GaAs体系为代表的量子阱探测器(QWIP),但是QWIP无法吸收正入射的探测信号,量子效率低。最后一类是以InAs/GaSb超晶格为代表的锑化物II类超晶格材料。其带隙易调节,覆盖波段宽;晶格常数接近;电子有效质量大,隧穿暗电流小;能带结构易调节,可以选取合适的超晶格结构最大程度抑制俄歇复合;大面积均匀性好,有利于大面积外延。

InAs/GaInSb三元组分II类超晶格在长波与甚长波红外探测器材料有着显著的优势。相比于传统的InAs/GaSb二元组分II类超晶格,向GaSb层中加入In组分后,在相同厚度的超晶格材料中,InAs/GaInSb超晶格材料能够实现更长的截止波长^[1]。同时,InAs/GaInSb还有更长的载流子寿命,其吸收系数也更高^[1-3]。这些优势都意味着InAs/GaInSb制备的红外探测器将会有更加优秀的性能。现阶段长波领域InAs/GaInSb超晶格材料的研究主要集中在10 μm附近:Robert Rehm^[4]等人以8.6 ML InAs/5 ML Ga_{0.75}In_{0.25}Sb为吸收区制备了pin型的长波红外探测器,使用二次外延制备AlGaAsSb钝化层,有效抑制了器件的表面漏电流,其截止波长为10 μm,零偏压下阻抗达到了10 Ωcm²。Nolde, J. A.^[5]等人在InAs/Ga_{0.88}In_{0.12}Sb势垒型10.1 μm截止波长的长波探测器中引入了网状浅刻蚀工艺,相比于传统的深刻蚀,器件的暗电流特别是在较大负偏压下的暗电流有明显的改善。相比于10 μm响应波段的应用研究^[6-8],生长过程中较大的压应变制约着响应波段位于13~14 μm范围的InAs/GaInSb超晶格材料的应用。在此波段范围,高吸收系数的InAs/Ga_{0.75}In_{0.25}Sb超晶格材料与GaSb衬底失配度大,外延生长得到高质量的晶格匹配材料成为了制约InAs/Ga_{0.75}In_{0.25}Sb超晶格材料在此长波范围应用的挑战,若不进行界面调控以控制超晶格材料的失配程度,难以外延得

到高质量的超晶格材料。

InAs的晶格常数为6.0583 Å, GaSb的晶格常数为6.0959 Å, 而InSb的晶格常数为6.4794 Å。因此, GaInSb材料的晶格常数会远高于GaSb材料。对于本文研究的Ga_{0.75}In_{0.25}Sb材料,其晶格常数为6.1917 Å, 相比于GaSb衬底失配度为1.57%。因此, InAs/Ga_{0.75}In_{0.25}Sb超晶格材料的外延生长难度相比于InAs/GaSb更高,对于组分调控和界面调控的要求更高。同时,在GaSb中引入InSb形成三元组分材料,其最佳生长温度范围变窄,高质量外延的生长条件要求更高。因此, InAs/GaInSb超晶格材料的生长难度大,需要通过界面调控手段优化应变,减少失配程度,同时需要对三元组分进行精确调控,并对生长参数进行优化确定最佳生长条件。

为了进一步降低制备得到的器件的暗电流,提高器件的性能,往往会设计对应的势垒结构^[9]。当InAs/GaInSb超晶格材料作为吸收区时,一般采用InAs/Al(In)Sb超晶格作为其势垒层。尤明慧^[10]等人对与GaSb衬底晶格匹配的InAs/AlSb超晶格材料的外延进行了深入研究,通过引入InSb界面并且调整As过压以及Sb soak时间,得到了高质量的晶格匹配InAs/AlSb超晶格材料。Marchewka^[11]等人研究了类“In-Sb”、类“Al-As”界面对于InAs/AlSb外延质量的影响,说明了使用这两类界面控制InAs/AlSb外延质量的可行性。Farinha^[12]等人则通过在GaAs衬底上的外延研究证实了三元组分的GaInSb、AlInSb以及InAsSb材料具有成分稳定性。与GaInSb材料类似, AlInSb材料的晶格常数相比于AlSb材料更大,需要合理选择InAs/AlInSb中各层厚度以及三元组分比例实现与GaSb衬底的应变平衡生长。同时,三元组分超晶格的生长温度范围更窄,对于外延过程中的V/III比要求更高。

本文通过将HRXRD和AFM测量技术相结合,改进MBE外延生长过程中的外延参数,以实现高质量的定组分InAs/GaInSb超晶格材料与InAs/AlInSb超晶格的外延生长。同时,通过界面调控技术,促进类“Ga-As”“Al-As”^[11]界面降低超晶格材料的失配度,并通过PL测试验证了实际外延结构与理论设计的一致性。本文成功实现了响应波长为13.79 μm的InAs/Ga_{0.75}In_{0.25}Sb超晶格材料的外延生长,通过界面调控外延,降低了其生长过程中的压应变,

在 13~14 μm 波段范围得到了确定组分的 InAs/GaInSb 超晶格材料。同时,研究了与之匹配的 InAs/AlInSb 超晶格的外延生长,优化了其 V/III 比,为后续进一步开展长波红外探测器以及甚长波红外探测器生长提供了基础实验支持。

1 生长细节

本研究中使用的 MBE 设备型号为 GENII,有 III 族元素 SUMO 源炉包括 Ga 炉、In 炉以及 Al 炉,V 族元素可变针阀源炉包括 Sb 炉和 As 炉。

外延过程中使用反射式高能电子衍射 (RHEED) 测量校准了各元素的外延生长速率,同时通过衬底表面的再构衍射图样的变化确定了其再构转变温度 T_c $^{\circ}\text{C}$,并以此温度为锚点确定了超晶格各层的生长温度。

外延选用的是 Te 掺杂的 GaSb (100) 衬底,开始时先使衬底温度提升至 380 $^{\circ}\text{C}$,随后打开 Sb 快门并保持针阀大小为 260,随后继续升温至 690 $^{\circ}\text{C}$ 进行除气,保持 10 分钟。除气完成后开始降温保持 Sb 快门打开且针阀大小为 260,在降温过程中通过观察 RHEED 衍射图样,确定 GaSb 衬底表面 $\times 3$ 到 $\times 5$ 再构转变温度 T_c $^{\circ}\text{C}$,此时在 T_c $^{\circ}\text{C}$ 以上衍射图象为 $\times 3$ 图像, T_c $^{\circ}\text{C}$ 以下则为 $\times 5$ 图像。

随后,当衬底温度为 $T_c + 110$ $^{\circ}\text{C}$ 时外延 0.55 μm 厚的未掺杂的 GaSb Buffer 层,此时的 Sb/Ga 的束流比 12,当 Buffer 层生长完成后在 T_c $^{\circ}\text{C}$ 时外延生长 50 个周期的 10 ML InAs/7 ML $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{Sb}$ 超晶格。相对应地,Buffer 层生长完成后,在 $T_c + 30$ $^{\circ}\text{C}$ 时外延生长 50 个周期的 12 ML InAs/5 ML $\text{Al}_{0.8}\text{In}_{0.2}\text{Sb}$ 超晶格。其中,GaSb Buffer 层的外延生长速率为 1.52 $\text{\AA}/\text{s}$,在生长 10 ML InAs/7 ML $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{Sb}$ 超晶格时, $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{Sb}$ 层的外延生长速率为 2.06 $\text{\AA}/\text{s}$,InAs 层的外延生长速率为 0.51 $\text{\AA}/\text{s}$ 。而在生长 12 ML InAs/5 ML $\text{Al}_{0.8}\text{In}_{0.2}\text{Sb}$ 超晶格时, $\text{Al}_{0.8}\text{In}_{0.2}\text{Sb}$ 层的生长速率为 1.55 $\text{\AA}/\text{s}$,InAs 层的外延生长速率为 0.30 $\text{\AA}/\text{s}$ 。

2 结果与讨论

2.1 InAs/GaInSb 超晶格

2.1.1 界面调控

在外延生长 10 ML InAs/7 ML $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{Sb}$ 超晶格时,若不对其界面进行调控,其理论晶格常数 $a = \frac{10 \cdot a_{\text{InAs}} + 7 \cdot a_{\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{Sb}}}{(10 + 7)} = 6.113$ ($\text{\AA}$),与 GaSb 衬底相比其晶格常数较大,失配度达到了 0.28%,较大的

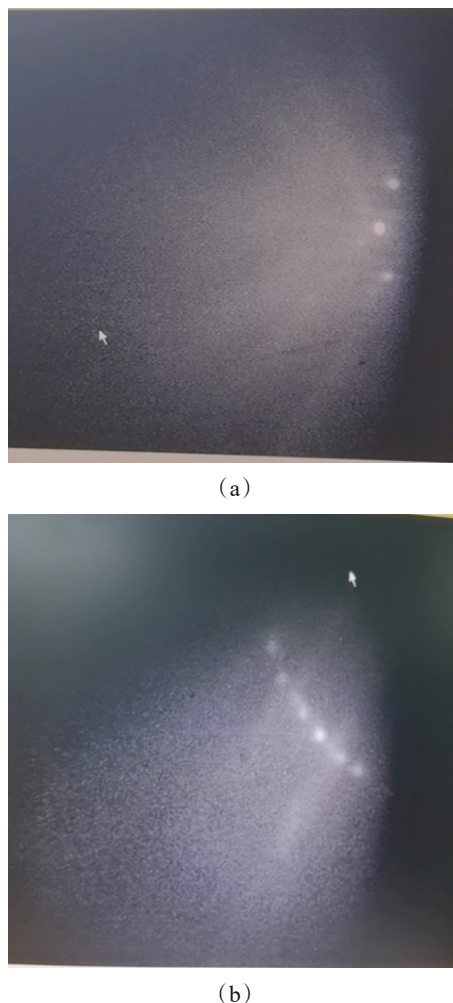


图1 RHEED 衍射图像:(a) $\times 3$ 再构图像;(b) $\times 5$ 再构图像
Fig. 1 RHEED diffraction image:(a) $\times 3$ image;(b) $\times 5$ image

晶格失配度会对外延质量造成负面影响,进而影响器件的性能。图2展示了未进行界面调控外延得到的 10 ML InAs/7 ML $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{Sb}$ 超晶格材料的 HRXRD 测试结果,其中 0 级衍射峰与衬底衍射峰之间的角秒差为 -320 arcsec,计算得到失配度为 0.266%。

由于 $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{Sb}$ 晶格常数相比 GaSb 偏大,而 GaAs 材料的晶格常数为 5.653 $\text{\AA}$ 。考虑在 10 ML InAs/7 ML $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{Sb}$ 超晶格外延生长过程中引入晶格常数较小的 GaAs 界面层来补偿应变,提高超晶格的晶格匹配度。

本研究设计在 InAs 层生长完毕后,使用表面迁移增强技术^[13-14]促使生成 GaAs 界面,图3为在外延 10 ML InAs/7 ML $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{Sb}$ 超晶格时的快门顺序示意图。

通过在 InAs 层生长完成后,保持 As 快门打开 4 s 随后关闭 As 快门,再打开 Ga 快门 1 s,使得 Ga

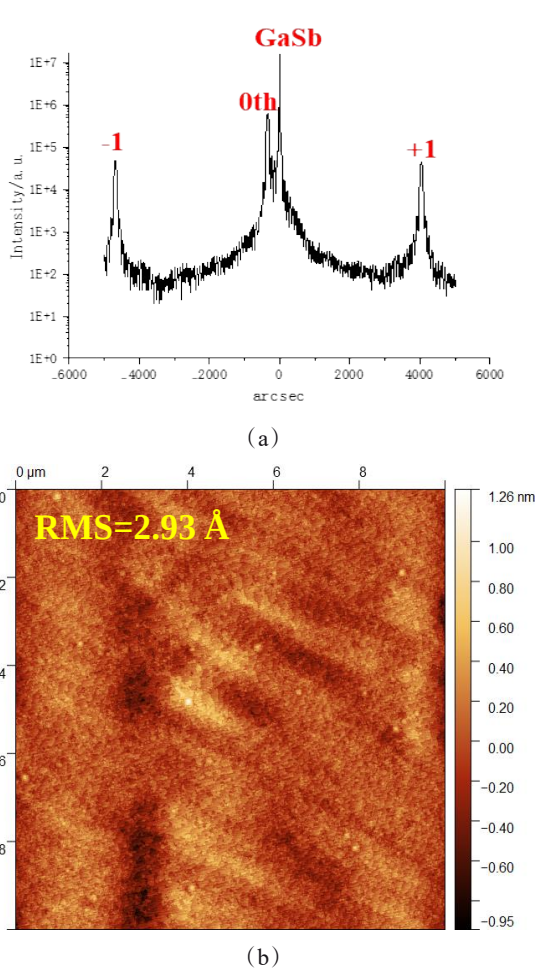


图2 未进行界面调控 10 ML InAs/7 ML Ga_{0.75}In_{0.25}Sb测试结果:(a) HRXRD测试结果;(b) AFM测试结果
Fig. 2 Result of 10 ML InAs/7 ML Ga_{0.75}In_{0.25}Sb superlattice without IF control: (a) HRXRD; (b) AFM

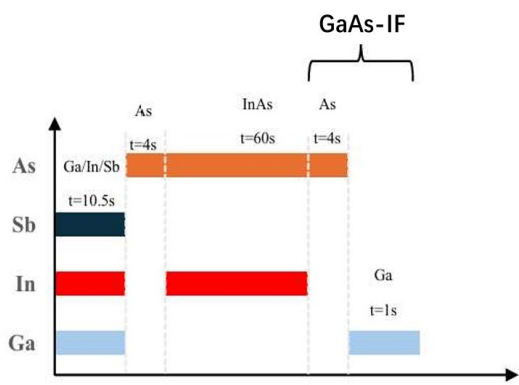


图3 10 ML InAs/7 ML Ga_{0.75}In_{0.25}Sb超晶格快门顺序示意图
Fig. 3 Shutter sequence of 10 ML InAs/7 ML Ga_{0.75}In_{0.25}Sb superlattice

在 As 氛围下生长 0.5 ML 的 GaAs 界面,具体生长结构如图 4 所示。通过理论计算,生长 0.5 ML 厚度的 GaAs 界面后,10 ML InAs/7 ML Ga_{0.75}In_{0.25}Sb 超晶格的理论

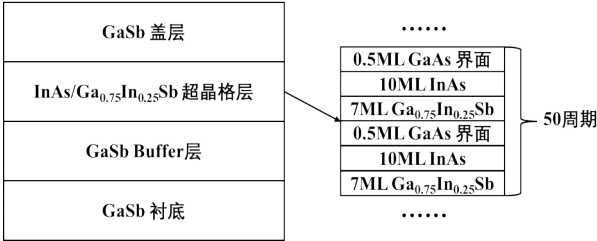


图4 10 ML InAs/7 ML Ga_{0.75}In_{0.25}Sb 具体外延结构
Fig. 4 Epitaxial structure of 10 ML InAs/7 ML Ga_{0.75}In_{0.25}Sb superlattice

晶格常数为 $a = \frac{10 \cdot a_{\text{InAs}} + 7 \cdot a_{\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{Sb}} + 0.5 \cdot a_{\text{GaAs}}}{(10 + 7 + 0.5)}$

= 6.100 (Å), 与 GaSb 衬底的失配度为 0.078%。相比于不进行界面调控,引入 GaAs 界面能够显著地提高超晶格材料的晶格匹配度,实现高质量的超晶格外延。

利用 HRXRD 表征进行了界面调控的外延片,其结果如图 5 所示,超晶格 0 级衍射峰位于 GaSb 衬底衍射峰左侧,说明超晶格存在压应变。本文生长的超晶格材料均满足 Bragg 定律,利用公式 $2d \sin \theta = k\lambda$,可以根据超晶格 0 级衍射峰与 GaSb 衬底衍射峰之间的角秒差 -238 arcsec 计算得到超晶格的晶格常数 $a = 6.108$ (Å),失配度为 0.197%。再根据相邻峰之间的角秒差,由公式 $D = \frac{\lambda_{\text{CuK}\alpha}}{2\Delta\theta \cos \theta_B}$,计算得到超晶格的实际周期厚度 D 为 53.71 Å。

引入 0.5 ML 厚度的 GaAs 界面的 10 ML InAs/7 ML Ga_{0.75}In_{0.25}Sb 超晶格的理论周期厚度为 53.37 Å,实际测试得到的周期厚度为 53.71 Å。周期数误差小于 1%,证实了外延得到的 10 ML InAs/7 ML Ga_{0.75}In_{0.25}Sb 超晶格结构与理论设计结构偏差不大,通过 HRXRD 测试结果也能看到 ±4 级卫星峰,也表明了外延得到的 10 ML InAs/7 ML Ga_{0.75}In_{0.25}Sb 超晶格具有重复性良好的周期结构,AFM 测试结果也表明界面的引入使得 RMS 降低。GaAs 界面的引入成功平衡了由于 Ga_{0.75}In_{0.25}Sb 具有较大晶格常数引起的压应变。

2.1.2 V/III 比调控

有研究表明 InAs/GaInSb 超晶格材料中 InAs 层以及 GaInSb 层在外延生长过程中最佳的 V/III 比均为 3 左右^[3,15-18],但是本文在外延过程中发现使用本研究中的 GENII 设备进行外延时,若 InAs 层的 V/III 比选为 3 时,得到的外延片均会晶格失配,其表面会发灰,因此在此基础上增加各层生长过程中的 V/III

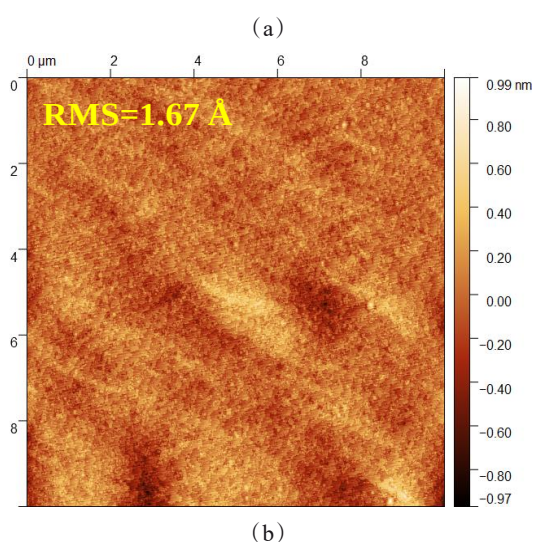
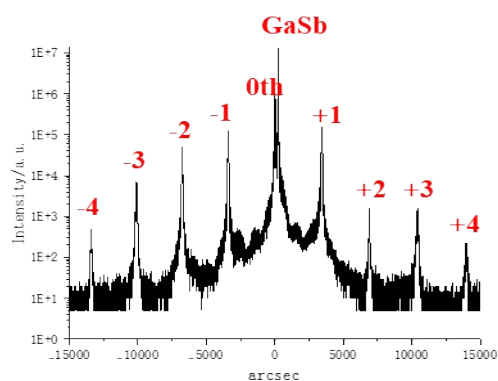


图5 界面调控 10 ML InAs/7 ML $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{Sb}$ 测试结果:(a) HRXRD 测试结果;(b) AFM 测试结果

Fig. 5 Result of 10 ML InAs/7 ML $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{Sb}$ superlattice with IF control: (a) HRXRD; (b) AFM

比并开展了一系列不同 V/III 比下超晶格外延实验以确定最佳生长参数,具体参数见表 1。

表 1 不同 V/III 比的 RMS 以及外延片状态

Table 1 RMS and States of epitaxial wafers with different V/III ratios

编号	InAs V/III 比	GaInSb V/III 比	RMS(Å)	外延片状态
1	6	4	1.78	正常
2	5	4	1.71	正常
3	6	3	3.65	正常
4	5	3	1.67	正常
5	4	3	未测出	发灰
6	3	3	未测出	发灰

图 6 展示了不同 V/III 比条件下外延片的 AFM 测试结果,当 InAs 层 V/III 为 3 和 4 时,外延片发灰,未能形成有效的晶体结构,此时无法通过 AFM 测量表面形貌。

表 2 不同 V/III 比的 RMS 以及 FWHM

Table 2 RMS and FWHM of epitaxial wafers with different V/III ratios

编号	InAs V/III 比	GaInSb V/III 比	RMS (Å)	FWHM (arcsec)	失配度 (%)
1	6	4	1.78	108.7	0.101
2	5	4	1.71	60.3	0.270
3	6	3	3.65	69.3	0.142
4	5	3	1.67	46.6	0.197

在外延生长 InAs/GaInSb 超晶格材料过程中,表面原子台阶处的 Ehrlich-Schwoebel(ES)势垒大小决定了材料表面原子的迁移与脱附^[19]。当生长 InAs 层 V/III 比 ≥ 6 时,表面存在过多的 V 族元素,III 族元素不足,在 ES 势垒作用下,III 族元素的迁移扩散距离有限,缺少 III 族元素的区域会形成空位,导致 AFM 图像形成大量孔洞,如图 6(a)与 6(c)所示,其 FWHM 测量结果较大,表面外延材料的表面形貌质量较差。当 InAs 层 V/III 比为 5 时如图 6(b)与 6(d)所示,能从 AFM 图像中观察到较为清晰的原子台阶,且其 RMS 也较低,说明在此束流比下材料表面有着较好的迁移扩散方式。其中,当 GaInSb 层 V/III 比为 3、InAs 层 V/III 比为 5 时,超晶格材料的 RMS 最小为 1.67 Å,这表明在外延过程中 III 族元素的沉积吸附与 V 族元素的迁移情况最佳,外延材料的界面质量良好。由外延片 HRXRD 测试结果也说明编号 4 的样品的半峰宽最小,为 46.6 arcsec。HRXRD 结果显示,外延材料与衬底之间的失配度为 0.197%,相比于未进行界面调控的材料失配度 0.266% 有所改善,但与理论失配度 0.078% 还存在差距。这可能是由于在实际界面调控生长过程中,界面处并没有 100% 形成 Ga-As 键,可能还存在一部分 In-Sb 键或者其他化合键。注意到在生长 InAs 层 V/III 比为 6 时,材料的失配度比 V/III 比为 5 时更小,说明在较高的 InAs 层 V/III 比生长条件下界面更容易形成类“GaAs”界面,从而使失配度减小,但高 V/III 比条件下也会导致材料表面形貌变差,因此在实际生长过程中需要根据应变情况进行微调。同时,在界面生长过程中 Soak 时间等生长参数也可能会影响界面形成,最终影响材料的失配度,本研究根据 MBE 设备的经验参数,使用的 Soak 时间为 4 s,其最佳 Soak 时间还有待进一步研究优化。后续外延均选择 InAs 层 V/III 比为 5, GaInSb 层中 V/III 比为 3 条件进行。

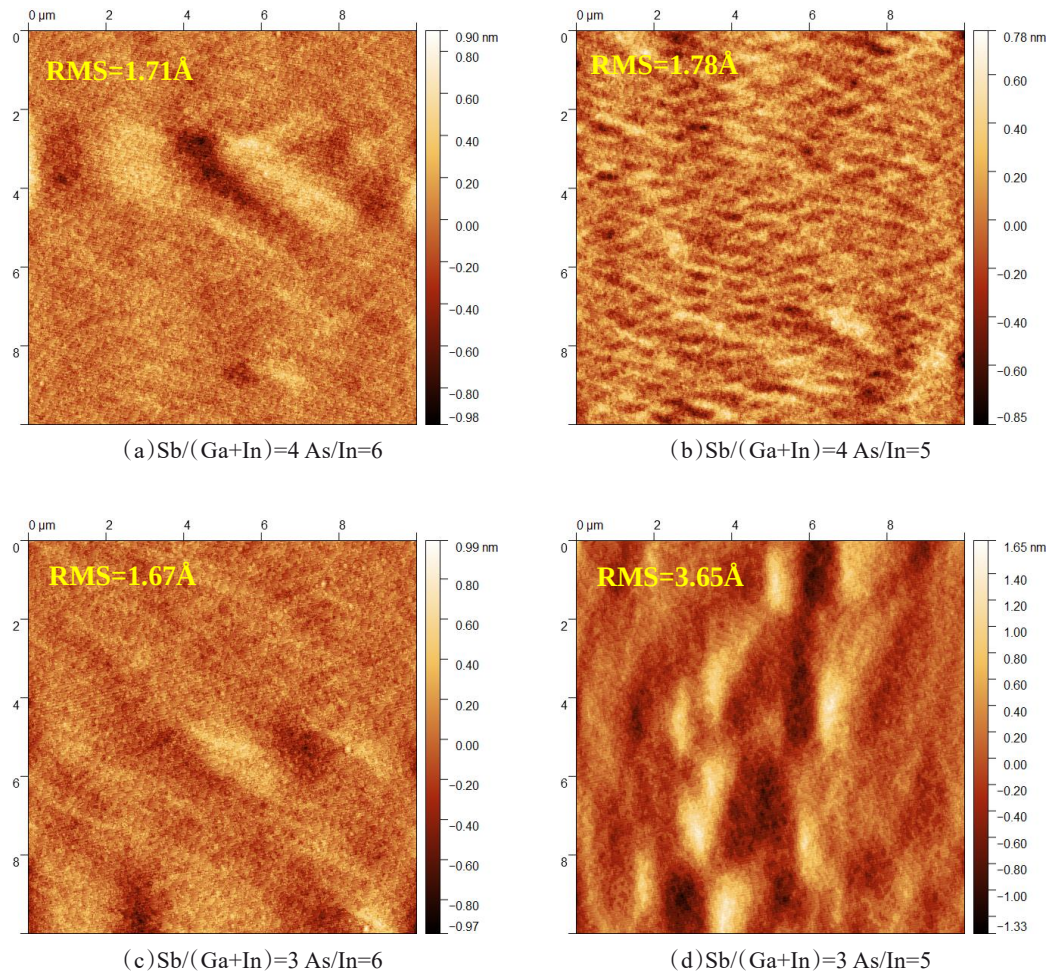


图6 不同编号的外延片的AFM测试图像:(a)编号1;(b)编号2;(c)编号3;(d)编号4

Fig. 6 AFM test images of epitaxial wafers with different numbers: (a) number 1; (b) number 2; (c) number 3; (d) number 4

最后,对进行界面调控生长的外延片在71 K条件下开展光致发光谱测试,结果如图8所示。

峰值响应波长为 $13.79\text{ }\mu\text{m}$,对应的带隙大小为 89.9 meV ,FWHM为 33.1 meV 。次级峰经过拟合对应波长为 $11.08\text{ }\mu\text{m}$,对应带隙大小为 111.9 meV ,FWHM为 20.7 meV 。通过类比InAs/GaSb超晶格8带kp微扰方法^[20]计算10 ML InAs/7 ML $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{Sb}$ 超晶格材料的能带,其中能带参数经过了温度修正^[21]。通过MATLAB软件进行仿真计算,10 ML InAs/7 ML $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{Sb}$ 超晶格的带隙大小为 92.2 meV ,对应的波长为 $13.45\text{ }\mu\text{m}$,与峰值响应波长接近。第一电子微带中的第二子带与重空穴带的带隙为 109.2 meV ,对应波长为 $11.3\text{ }\mu\text{m}$,与次级峰波长接近,分析此子带与重空穴带之间的跃迁为次级峰来源。峰值响应波长拟合结果与实际测量结果误差为 -2.46% ,第一电子微带中的第二子带与重空穴之

间的带隙所对应的波长与次级峰测量结果误差为 1.99% 。考虑到带入8带kp微扰方法计算的参数存在一定的范围选择,因此可以认为仿真计算的结果与实际测量结果实现了良好的一致性。PL测量结果也反映了外延得到的InAs/ $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{Sb}$ 超晶格实际结构与理论设计相符合。

2.2 InAs/AlInSb超晶格

通过调节InAs/AlInSb超晶格材料中不同材料的层厚以及三元材料AlInSb中组分的含量,可以灵活地调节势垒层的能带,从而形成相对于InAs/GaSb吸收区的空穴势垒层。本文进一步开展了InAs/AlInSb超晶格材料外延生长研究,主要是对12 ML InAs/5 ML $\text{Al}_{0.8}\text{In}_{0.2}\text{Sb}$ 超晶格材料外延进行研究。其理论晶格常数为 $a = \frac{12 \cdot a_{\text{InAs}} + 5 \cdot a_{\text{Al}_{0.8}\text{In}_{0.2}\text{Sb}}}{(12 + 5)} = 6.101(\text{\AA})$,与GaSb衬底相比失配度为 0.084% ,失

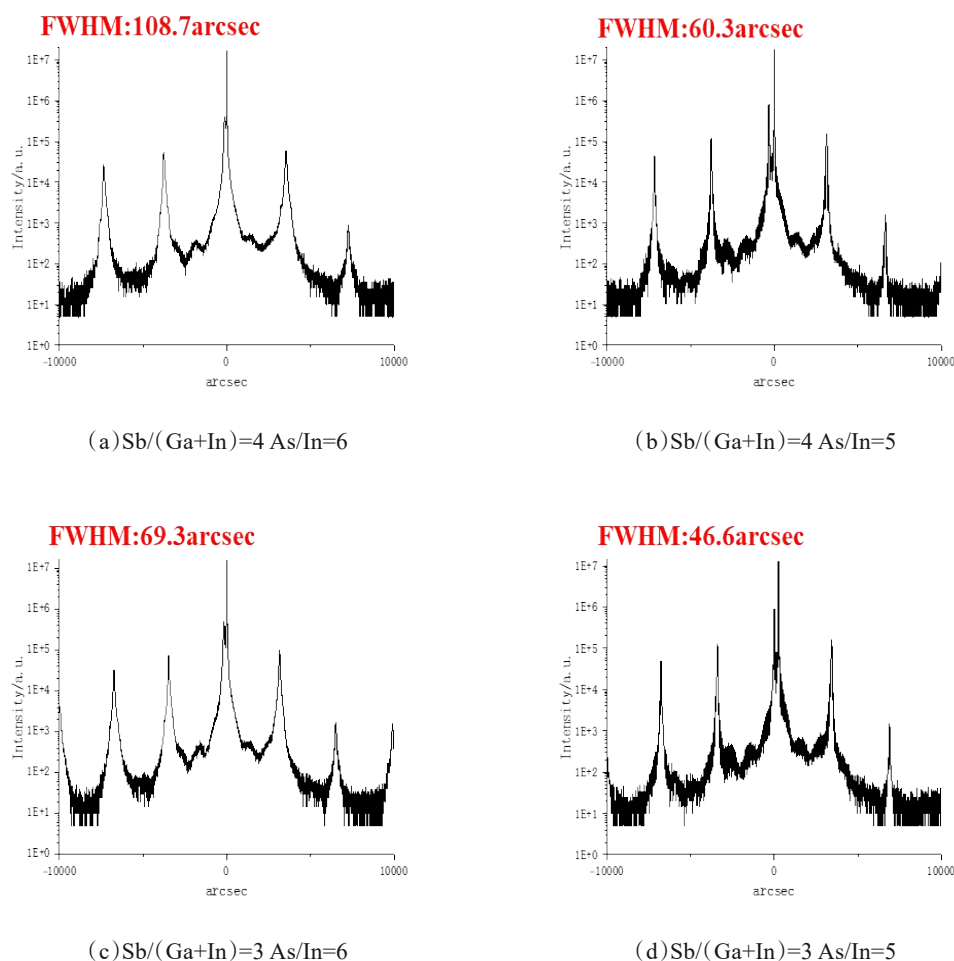


图7 不同编号的外延片的HRXRD测试图像:(a)编号1;(b)编号2;(c)编号3;(d)编号4

Fig. 7 HRXRD test images of epitaxial wafers with different numbers: (a) number 1; (b) number 2; (c) number 3; (d) number 4

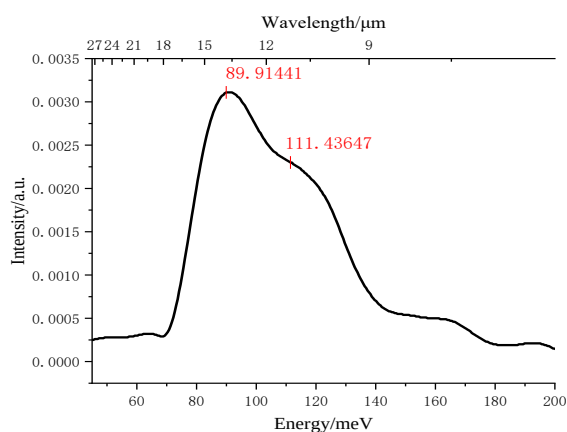


图8 10 ML InAs/7 ML $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{Sb}$ 超晶格 PL 测试结果

Fig. 8 PL result of 10 ML InAs/7 ML $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{Sb}$ superlattice

配程度较小。因此,考虑在生长过程中引入较薄的晶格常数较小的AlAs作为界面,一方面进一步减少

失配度,另一方面避免混合界面的形成影响晶格质量。图9为快门顺序示意图,图10为具体生长结构示意图。

通过理论计算插入0.2 ML AlAs界面后的超晶格晶格常数为 $6.0957 \text{ \AA}$,与GaSb衬底失配度为 -0.003% 。根据图11的HRXRD测试结果,0级衍射峰与GaSb衬底峰之间角秒差为 -88 arcsec 。计算出实际外延得到的超晶格材料的晶格常数为 $6.100 \text{ \AA}$,实际测量值与理论偏差为 0.07% ,实际测量值与GaSb衬底的失配度为 0.067% ,证实了外延得到的12 ML InAs/5 ML $\text{Al}_{0.8}\text{In}_{0.2}\text{Sb}$ 超晶格结构与GaSb失配程度很小,同时可以从图中看到超晶格 ± 4 级峰,这也表明了外延得到的超晶格界面平整,粗糙度较小。后续外延均选择插入0.2 ML的AlAs界面。

在 $T_c+30^\circ\text{C}$ 的最佳生长温度的基础上,生长了一系列不同V/III比的12 ML InAs/5 ML $\text{Al}_{0.8}\text{In}_{0.2}\text{Sb}$

表3 8带kp微扰计算参数

Table 3 Calculation parameters of kp method

参数	InAs	GaInSb
晶格常数(Å)	6.058 4	6.191 4
电子有效质量(m_e^*/m_0)	0.023	0.031 025
导带形变势(eV)	-5.08	-7.376 8
价带形变势(eV)	-1.00	-0.69
切向形变势(eV)	bw=-1.8; bb=-2.0	bw=-2.0; bb=-4.7
弹性劲度常数(GPa)	$C_{11}=833; C_{12}=453$	$C_{11}=834; C_{12}=395$
禁带宽度(eV)	0.41	0.579
Luttinger 参数	$\gamma_1=19.67; \gamma_2=8.37; \gamma_3=9.29$	$\gamma_1=18.75; \gamma_2=7.4; \gamma_3=8.625$
光学矩阵参数(eV)	22.04	25.205
自旋耦合分裂能(eV)	0.38	0.7477

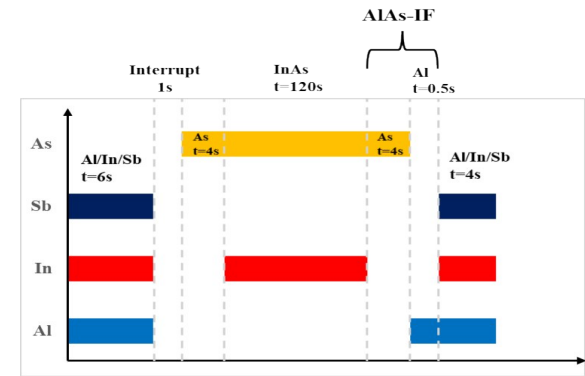


图9 12 ML InAs/5 ML Al_{0.8}In_{0.2}Sb 超晶格的快门顺序示意图

Fig. 9 Shutter sequence of 12 ML InAs/5 ML Al_{0.8}In_{0.2}Sb superlattice

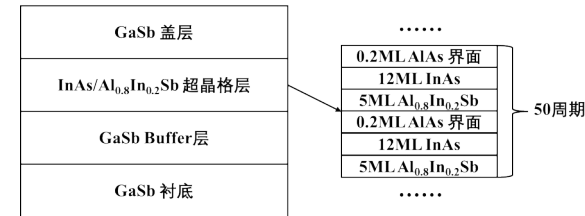


图10 12 ML InAs/5 ML Al_{0.8}In_{0.2}Sb 具体外延结构

Fig. 10 Epitaxial structure of 12 ML InAs/5 ML Al_{0.8}In_{0.2}Sb superlattice

超晶格材料,并对其进行 AFM 表征,具体结果见图 12。

具体测试结果对比见表 4。

当生长 InAs 层的 V/III 比为 3 时,与生长 InAs/GaInSb 超晶格材料类似,外延片表面发灰,未能得到有效的晶体结构。当生长 AlInSb 层的 V/III 比≤4 时,材料表面富集了过多的 III 族元素,使得 III 族元素在 ES 势垒作用下容易聚集成核,形成富 Al 或者

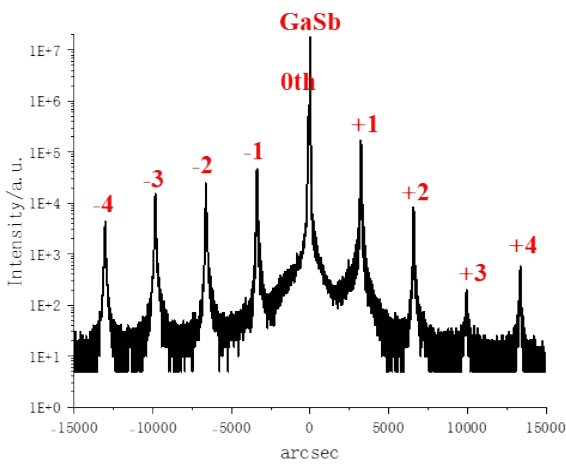


图11 12 ML InAs/5 ML Al_{0.8}In_{0.2}Sb 超晶格 HRXRD 测试结果

Fig. 11 HRXRD result of 12 ML InAs/5 ML Al_{0.8}In_{0.2}Sb superlattice

富 In 的金字塔结构,在 AFM 图像中可以观察到大量点状凸起的缺陷,如图 12(a)、12(c)、12(f)所示,其 RMS 结果也较大,增加 AlInSb 层的 V/III 比,III 族元素容易与 V 族元素结合形成稳定的晶格结构,AFM 图像中富 III 族元素导致的点状缺陷明显减少。当生长 InAs 层的 V/III≥6 时,外延片 AFM 图像也出现了缺少 III 族元素导致的孔洞。当生长条件为图 12(d)、12(e)所示条件时,可以从 AFM 图像中观察到较为清晰的原子台阶,其中图 12(e)所示图像原子台阶最为明显,但图像中同时存在一些缺陷,其形貌与改变 V/III 比导致表面形貌变化机理不一致,可能是在外延生长过程中生长室腔体内存在一些杂原子,而图 12(d)所示图像也能观察到较为清晰的原子台阶,虽然其生长 AlInSb 层的 V/III 也为 4,图像中存在着少量富 III 族原子导致的点状

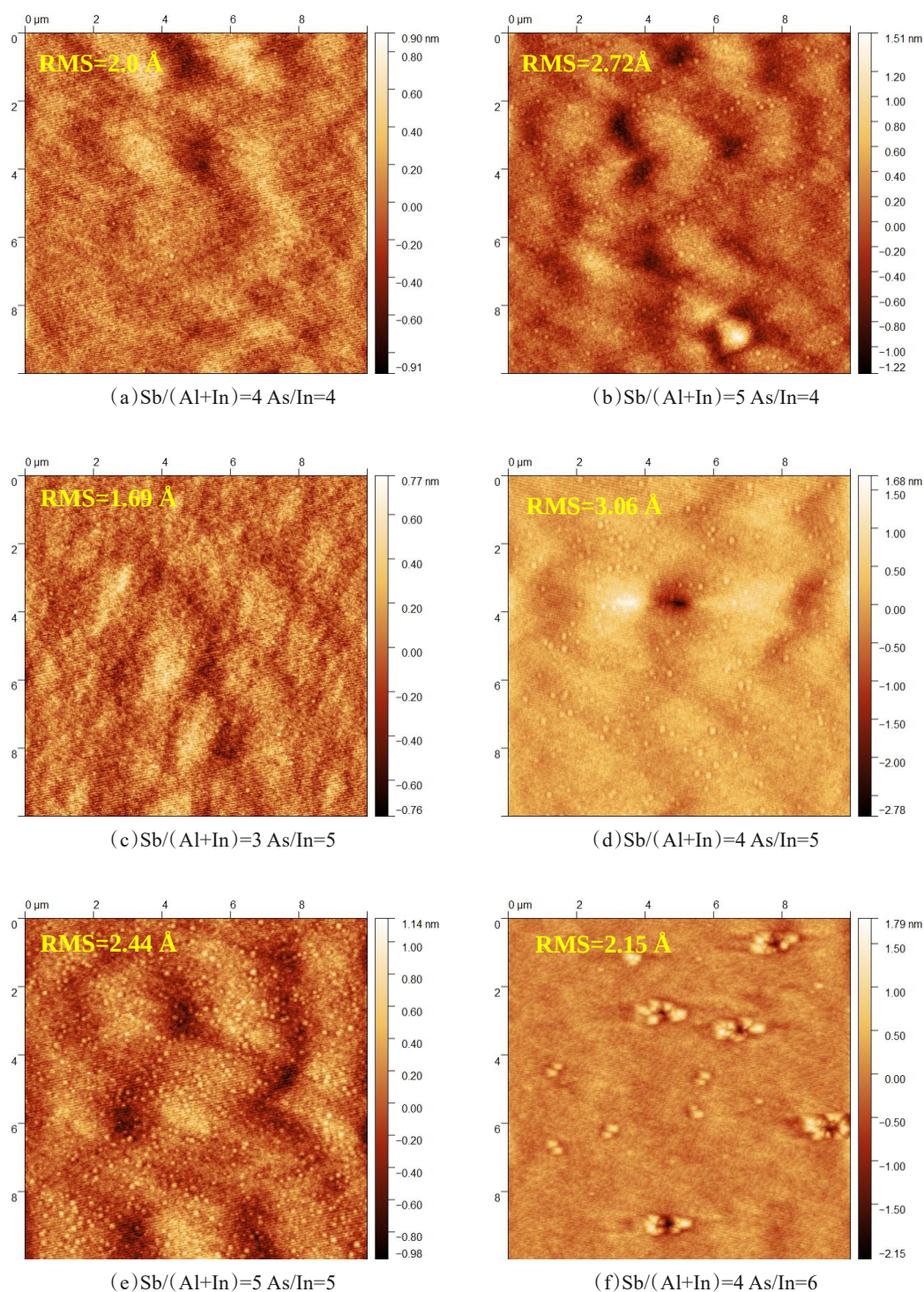


图 12 12 ML InAs/5 ML $\text{Al}_{0.8}\text{In}_{0.2}\text{Sb}$ 超晶格不同 V/III 比条件 AFM 测试结果

Fig. 12 AFM test images of epitaxial wafers with different V/III ratios

缺陷,但 RMS 是所有条件中最小的,达到了 1.69 Å,分析认为在实际生长过程中由于 Sb 源炉束流的波动,虽然生长前进行束流测量时 AlInSb 层的 V/III 比为 4,但在实际生长过程中略高于 4。此条件下外延过程中 III 族元素的沉积吸附与 V 族元素的

迁移情况最佳,外延材料的界面质量良好。同时由外延片 HRXRD 结果可知当 AlInSb 层 V/III 比 >4 时,材料的失配度较小,其中图 12(d)生长条件下得到的外延片的 FWHM 最小为 47.7 arcsec,失配度为 -0.106% 。类似于 InAs/GaInSb 超晶格的外延,

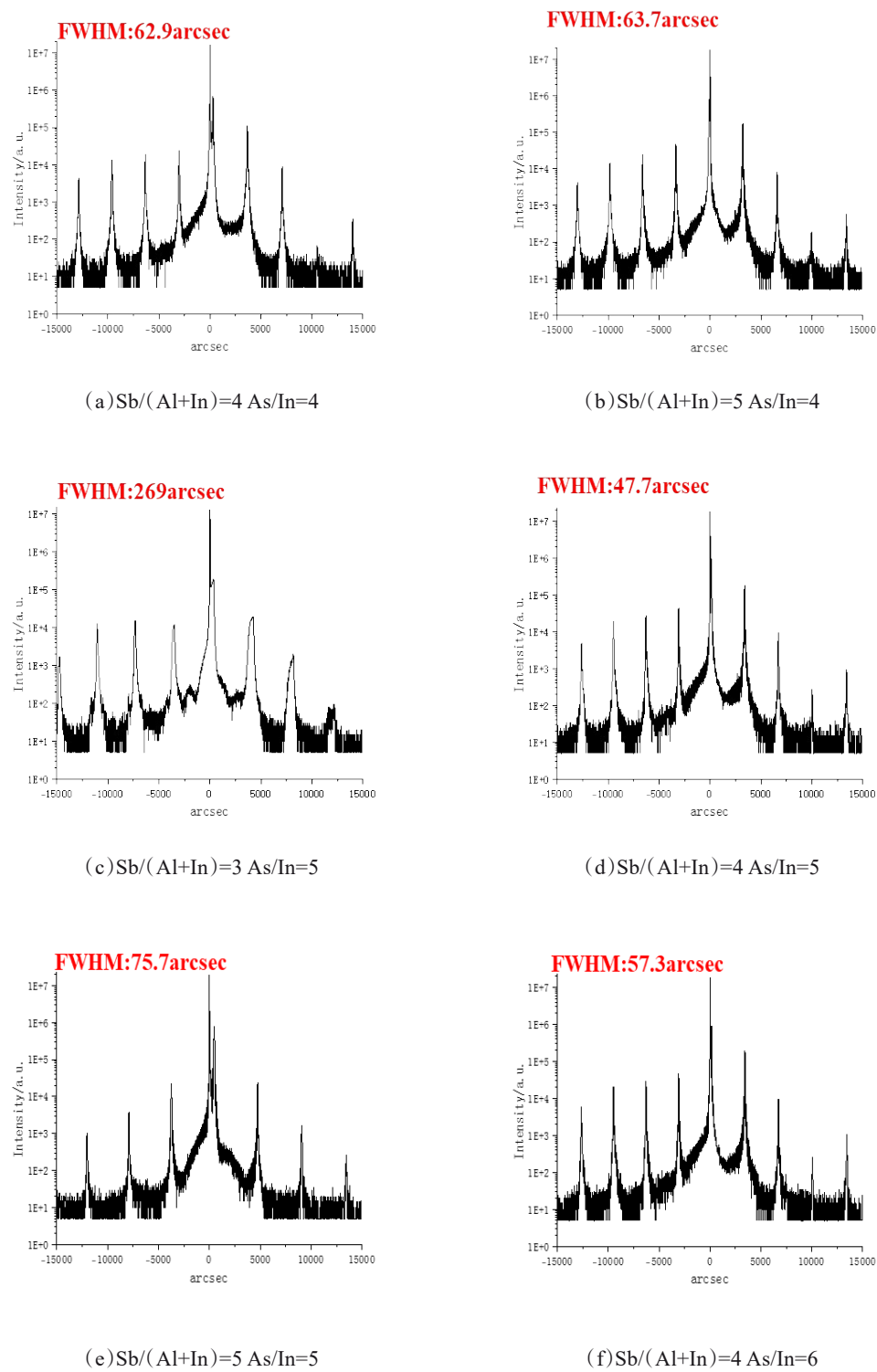


图 13 12 ML InAs/5 ML $\text{Al}_{0.8}\text{In}_{0.2}\text{Sb}$ 超晶格不同 V/III 比条件下的 HRXRD 测试结果

Fig. 13 HRXRD test images of epitaxial wafers with different V/III ratios

InAs/ AlInSb 超晶格在界面调控生长过程中并不是 100% 形成 Al-As 键,其界面生长具体参数如 Soak 时间等有待进一步优化。

经过对比实验,在 $T_c+30^\circ\text{C}$ 生长温度下,12

ML InAs/5 ML $\text{Al}_{0.8}\text{In}_{0.2}\text{Sb}$ 超晶格材料外延过程中,InAs 层的 V/III 比为 5, AlInSb 层 V/III 比略高于 4 的条件下外延得到的超晶格材料表面形貌最佳。

表4 不同V/III比的RMS以及FWHM

Table 4 RMS and FWHM of epitaxial wafers with different V/III ratios

编号	InAs V/ III 比	AlInSb V/ III 比	RMS (Å)	FWHM (arcsec)	失配度/%
1	4	4	2.72	62.9	-0.256
2	4	5	2.0	63.7	0.067
3	5	3	3.06	269	-0.287
4	5	4	1.69	47.7	-0.106
5	5	5	2.15	57.3	-0.111
6	6	4	2.44	75.7	-0.379

3 结论

本文使用MBE研究了在GaSb衬底上外延生长10 ML InAs/7 ML Ga_{0.75}In_{0.25}Sb超晶格材料。运用了表面迁移增强技术,通过引入GaAs界面,平衡了由于Ga_{0.75}In_{0.25}Sb较大晶格常数引起的压应变,提高了材料的晶格匹配程度。通过AFM测量确定了外延过程中合适的V/III比参数,并在此基础上最终通过PL测试,证实了实际外延结构与理论设计之间的一致性,确认实现了确定组分的10 ML InAs/7 ML Ga_{0.75}In_{0.25}Sb超晶格材料的外延生长,其中HRXRD结果显示超晶格材料与GaSb衬底失配度为0.197%,FWHM大小为46.6 arcsec,AFM结果显示RMS为1.67 Å,约为半个原子层的厚度。这表明外延得到的材料有着良好的表面形貌,虽然通过界面调控外延生长得到的超晶格材料的失配度由0.266%降低到了0.197%,但是失配度与理论设计相比偏大,有待后续研究进一步优化表面迁移增强方法的具体参数,进一步提高材料的外延质量。在此基础上还研究了作为势垒材料的InAs/AlInSb超晶格材料的外延生长,外延生长得到了12 ML InAs/5 ML Al_{0.8}In_{0.2}Sb超晶格材料,其与GaSb衬底失配度为0.106%,基本实现了晶格匹配外延,AFM测试结果显示RMS为1.69 Å,材料有良好的表面形貌,FWHM大小为47.7 arcsec。这些工作拓展了长波InAs/GaInSb超晶格材料的波段应用范围,实现了13.79 μm波段响应,丰富了InAs/GaInSb超晶格势垒型红外探测器外延生长的基础,为后续进一步开展13~14 μm波段的InAs/GaInSb超晶格长波探测器外延制备提供了实验数据支持。

References

[1] Brown G J. Type-II InAs/GaInSb superlattices for infrared detection: an overview[J]. Proceedings of SPIE - The In-

ternational Society for Optical Engineering, 2005: 5783.
[2] Rogalski A, Martyniuk P. InAs/GaInSb superlattices as a promising material system for third generation infrared detectors[J]. Infrared Physics & Technology, 2006, 48(1): 39-52.
[3] Haugan H J, Brown G J, Olson B V, et al. Demonstration of long minority carrier lifetimes in very narrow bandgap ternary InAs/GaInSb superlattices [J]. Applied Physics Letters, 2015, 107(13): 131102.
[4] Rehm R, Walther M, Fuchs F, et al. Passivation of InAs/(GaIn) Sb short-period superlattice photodiodes with 10 μm cutoff wavelength by epitaxial overgrowth with Al_xGa_{1-x}As_ySb_{1-y}[J]. Applied Physics Letters, 2005, 86(17): 173501.
[5] Nolde J A, Jackson E M, Bennett M F, et al. Reticulated shallow etch mesa isolation for controlling surface leakage in GaSb-based infrared detectors[J]. Applied Physics Letters, 2017, 111(5): 051102.
[6] Maximenko S I, Bassim N D, Aifer E H, et al. Investigation of defects influencing performance of type-II InAs/GaInSb superlattice based infrared PIN type photodetectors [J]. Journal of Applied Physics, 2019, 125(21): 214503.
[7] Patrashin M, Hosako I, Akahane K. Type-II InAs/GaInSb superlattices for terahertz range photodetectors [J]. Holographic Optics II: Principles and Applications, 2011, 8188: 6.
[8] Bürkle L, Fuchs F, Kiefer R, et al. Electrical characterization of InAs/(GaIn)Sb infrared superlattice photodiodes for the 8 to 12 μm range[J]. MRS Proceedings, 1999, 607: 75.
[9] Shan Y F, Wu D H, Xie R Y, et al. Mid-wavelength infrared nBn photodetectors based on InAs/InAsSb type-II superlattice with an AlAsSb/InAsSb superlattice barrier[J]. J. Infrared Millim. Waves, 2024, 43(4): 450-456.
(单一凡,吴东海,谢若愚,等.基于AlAsSb/InAsSb超晶格势垒的InAs/InAsSb II类超晶格nBn中波红外探测器[J].红外与毫米波学报), 2024, 43(4): 450-456.
[10] You M H, Li X, Li S J, et al. Growth of lattice matched InAs/AlSb superlattices by molecular beam epitaxy [J]. Acta Physica Sinica, 2023, 72(1): 014203.
[11] Marchewka M, Jarosz D, Ruszała M, et al. Strain-balanced InAs/AlSb type-II superlattice structures growth on GaSb substrate by molecular beam epitaxy [J]. Materials, 2023, 16(5): 1968.
[12] Farinha T G, Supple E, Gorman B P, et al. Abrupt ternary III - V metamorphic buffers [J]. Journal of Applied Physics, 2024, 135(17): 175304.
[13] Sullivan G J, Ikhlassi A, Bergman J, et al. Molecular beam epitaxy growth of high quantum efficiency InAs/GaSb superlattice detectors [J]. Journal of Vacuum Science & Technology B: Microelectronics and Nanometer Structures Processing, Measurement, and Phenomena, 2005, 23(3): 1144-1148.
[14] Waterman J R, Shanabrook B V, Wagner R J, et al. The effect of interface bond type on the structural and optical properties of GaSb/InAs superlattices [J]. Semiconductor Science and Technology, 1993, 8(1S): S106-S111.
[15] Haugan H J, Szmulowicz F, Elhamri S. Carrier reduction studies of type-II superlattice materials for very long wavelength infrared sensing [J]. Journal of Applied Physics,

- 2019, 125(2): 024505.
- [16] Haugan H J, Brown G J, Elhamri S, et al. Control of anion incorporation in the molecular beam epitaxy of ternary antimonide superlattices for very long wavelength infrared detection [J]. *Journal of Crystal Growth*, 2015, 425: 25–28.
- [17] Haugan H J, Brown G J, Mahalingam K, et al. Growth optimization studies to develop InAs/GaInSb superlattice materials for very long wavelength infrared detection [J]. *Infrared Physics & Technology*, 2015, 70: 99–102.
- [18] Haugan H J, Brown G J, Mahalingam K, et al. Optimum growth window for InAs/GaInSb superlattice materials tailored for very long wavelength infrared detection [J]. *Journal of Vacuum Science & Technology B, Nanotechnology and Microelectronics: Materials, Processing, Measurement, and Phenomena*, 2014, 32(2): 02C109.
- [19] Schwoebel R L, Shipsey E J. Step Motion on Crystal Surfaces [J]. *Journal of Applied Physics*, 1966, 37(10): 3682–3686.
- [20] Willatzen M, Lew Y V L C. The k p method: electronic properties of semiconductors [M]. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2009.
- [21] Vurgaftman I, Meyer J R, Ram-Mohan L R. Band parameters for III – V compound semiconductors and their alloys [J]. *Journal of Applied Physics*, 2001, 89(11): 5815–5875.