

用于中波红外探测的 InAsP/InAsSb 超晶格的 MOCVD 生长和表征

怀运龙^{1,2}, 朱虹^{1,2}, 朱赫^{1,2}, 刘家丰^{1,2}, 李萌^{2,3}, 刘振^{2,4}, 黄勇^{1,2*}

(1. 中国科学技术大学 纳米技术与纳米仿生学院, 安徽 合肥 230026;

2. 中国科学院苏州纳米技术与纳米仿生研究所 纳米器件及其应用重点实验室, 江苏 苏州 215123;

3. 上海科技大学 物质科学与技术学院, 上海 201210;

4. 中国科学技术大学 纳米科学技术学院, 江苏 苏州 215123)

摘要: 提出了采用金属有机化学气相沉积(MOCVD)生长无Ga且应力平衡的InAsP/InAsSb超晶格,并探索了其作为红外吸收材料的可行性。首先采用 $k \cdot p$ 理论计算了InAsP/InAsSb超晶格的带隙,发现其波长调节范围可以从中波红外到长波红外。然后通过MOCVD技术在InAs衬底上生长了 $\text{InAs}_{0.8}\text{P}_{0.2}/\text{InAs}_{0.7}\text{Sb}_{0.3}$ 超晶格。XRD测试结果表明,InAs衬底峰与超晶格零级卫星峰的失配仅61",即基本实现应力平衡;AFM测试材料表面形貌显示 $5 \mu\text{m} \times 5 \mu\text{m}$ 范围内均方根粗糙度为0.4 nm;低温PL光谱显示较强的发光,峰位于 $3.3 \mu\text{m}$ 的中波红外波段,接近设计值。这些结果表明采用MOCVD生长应力平衡的InAsP/InAsSb超晶格作为红外探测材料具有较好的可行性和实用性。

关键词: 金属有机化学气相沉积; InAsP/InAsSb超晶格; 中波红外

中图分类号: TN304 文献标识码: A

Growth and characterization of InAsP/InAsSb superlattices by Metal Organic Chemical Vapor Deposition for mid-wavelength detection

HUAI Yun-Long^{1,2}, ZHU Hong^{1,2}, ZHU He^{1,2}, LIU Jia-Feng^{1,2}, LI Meng^{2,3}, LIU Zhen^{2,4}, HUANG Yong^{1,2*}

(1. The School of Nano-Tech and Nano-Bionics, University of Science and Technology of China, Hefei 230026, China;

2. The Key Lab of Nanodevices and Applications, Suzhou Institute of Nano-Tech and Nano-Bionics, Chinese Academy of Sciences, Suzhou 215123, China;

3. The School of Physical Science and Technology, ShanghaiTech University, Shanghai 201210, China;

4. Nano Science and Technology Institute, University of Science and Technology of China, Suzhou 215123, China)

Abstract: "Ga-free" strain-balanced InAsP/InAsSb superlattices grown on InAs substrate by Metal Organic Chemical Vapor Deposition(MOCVD) was proposed and implemented to explore its feasibility as an infrared absorption material. First, the band gaps of InAsP/InAsSb superlattices were calculated by $k \cdot p$ method, and it was found that their cut-off wavelength cover mid-wavelength infrared to long wave infrared region. Then, $\text{InAs}_{0.8}\text{P}_{0.2}/\text{InAs}_{0.7}\text{Sb}_{0.3}$ superlattices were chosen and grown on InAs substrate by MOCVD. XRD measurement shows that the lattice mismatches between the InAs substrate peak and 0th order satellite peak of superlattices is only 61", indicating strain balance condition is achieved. AFM test for surface morphology shows its root mean square roughness is only 0.4 nm for $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ regions. The low-temperature PL spectra shows strong superlattice emission with peak located around $3.3 \mu\text{m}$, which is closed to the design value. All the results indicate the feasibility and practicality of strain balanced InAsP/InAsSb superlattices grown by MOCVD for infrared detection.

Key words: metal organic chemical vapor deposition (MOCVD), InAsP/InAsSb superlattices, mid-wavelength infrared

收稿日期: 2022-05-16, 修回日期: 2022-09-02

Received date: 2022-05-16, Revised date: 2022-09-02

基金项目: 国家自然科学基金(61874179, 62074156, 11874390)

Foundation items: Supported by National Natural Science Foundation of China (61874179, 62074156, 11874390)

作者简介(Biography): 怀运龙(1995-), 男, 安徽亳州人, 硕士研究生, 主要研究领域为砷化物超晶格材料生长和表征

E-mail: ylhui2020@sinano.ac.cn

*通讯作者(Corresponding author): E-mail: yhuang2014@sinano.ac.cn

引言

InAs/GaSb II类超晶格作为制备第三代红外探测器最具影响力的材料之一,广泛应用到导弹制导、夜视、安检以及医疗等军事和民事领域。该材料体系具备如下的优点:(1)波长调节范围大^[1-4],可以实现短波(1~3 μm),中波(3~5 μm)和长波(8~14 μm)以及甚长波(>14 μm)红外探测;(2)灵活的能带设计,引入势垒结构可以有效抑制多种暗电流机制(肖克莱-瑞德复合电流和隧穿电流)从而提高探测器的性能和工作温度^[5];(3)载流子有效质量高^[6],相较于碲镉汞材料电子有效质量在长波段是其三倍;(4)材料均匀性好^[7],尤其在InAs衬底上生长几乎无需改变应力条件。但是InAs/GaSb超晶格探测器在暗电流和量子效率等性能方面仍需进一步提升,究其原因可以归结为两个,其一InAs/GaSb超晶格属于II类能带对齐,材料吸收系数较小^[8];其二,实验结果表明InAs/GaSb超晶格少子寿命较短,77 K下InAs/GaSb超晶格中波段少子寿命为100 ns,长波段寿命更短仅仅31 ns,远小于碲镉汞材料1 000 ns的少子寿命^[9-10]。因此镓化物超晶格材料红外探测器性能提升的关键问题在于如何延长少子寿命和提高材料的吸收系数。

S. P. Svensson等对InAs/GaSb超晶格载流子寿命较短的问题提出假设:可能是超晶格中InAs或者GaSb相关的缺陷限制了少子寿命,之后通过实验证实这是和Ga元素有关的点缺陷形成的带间能级有很大关系,因为这些带间能级是作为肖克莱-瑞德复合的主要复合中心^[11]。因此有研究团队提出生长“无Ga”的InAs/InAsSb超晶格用于红外探测器的制备来弥补少子寿命短的劣势^[12]。之后E. H. Steenberg等人采用时间分辨光致发光测量了77 K下长波InAs/InAsSb超晶格少子寿命大于412 ns^[13],这也间接证实了Svensson等人的猜想。Alexander Soibel等采用InAs/InAsSb超晶格制备了中波势垒红外探测器^[14],该器件在100 K工作温度下截止波长为4.8 μm ,量子效率达35%,暗电流密度低至 $1 \times 10^{-10} \text{ A/cm}^2$,器件性能相对于传统的InSb和HgCdTe材料显著提升。

InAs/InAsSb超晶格属于II型能带对齐。为了拓展探测波长在设计生长该材料时通常采用较厚的InAs层,因为长波InAs/InAsSb超晶格对应着较大的Sb组分,InAs与InAsSb的晶格失配会随Sb组分增大迅速增加,结果材料质量也迅速下降。而为了

平衡应力生长较厚的InAs层会使得InAs与InAsSb层电子与空穴波函数交叠程度减少,降低了材料吸收系数。所以Ariyawansa等人提出为了平衡应力而增加Ga元素生长的InGaAs/InAsSb超晶格^[15-16],如此一来可以由II型的带边对齐转变为近似I型,相较于InAs/InAsSb超晶格有效提高了吸收系数,但是因为引入了Ga元素,同样面临着少子寿命短的缺点。

另一方面,目前分子束外延(MBE)是生长InAs/GaSb超晶格及其它含镓半导体光电子材料和器件的主要生长技术,然而金属有机化学气相沉积(Metal Organic Chemical Vapor Deposition, MOCVD)技术也以其独特的优势长期垄断产业界,例如MOCVD生长技术除了具备易于控制反应物流量和材料生长条件接近热力学平衡的优点,更重要的是高产能低成本,非常适用于产业化^[17]。近年来国内外许多科研机构研究采用MOCVD生长技术生长镓化物超晶格材料并取得了优异的研究成果。本课题组采用MOCVD技术在InAs衬底上成功生长了高质量InAs/GaSb超晶格并制备成红外探测器,器件测试结果表明其性能可以媲美同波段MBE生长的超晶格红外探测器性能^[18]。之后我们相继生长了高质量的InGaAs/InAsSb、GaAs/GaSb和InAs/InPSb超晶格材料以及中/长波器件^[17, 19-21]。

基于目前在InAs/InAsSb超晶格红外探测器的研究现状,本文提出采用MOCVD生长新型“无Ga”应力平衡的InAsP/InAsSb超晶格。InAsP/InAsSb超晶格与InGaAs/InAsSb超晶格类似,均是InAs/InAsSb超晶格的衍生物,但是前者与上述的其他超晶格材料相比又具有如下的优势:(1)因为相较于InAs/InAsSb超晶格,每个生长周期的InAs层增加了P元素所以该材料平衡应力方面更加灵活,同时适用于能带工程,可以实现I型、零型导带带阶和II型带边对齐,工作波段可从中波红外到长波红外;(2)InAsP/InAsSb超晶格属于“无Ga”材料,不存在前述的与Ga相关的点缺陷等复合中心,可能具有较长的肖克莱-瑞德复合寿命;(3)MOCVD生长过程中仅切换P和Sb源即可实现周期性生长InAsP和InAsSb层,同时无需复杂的界面层调整晶格匹配,简化生长过程。

InAsP/InAsSb材料体系早在20多年前就有用于发光材料的报道。1997年美国Sandia国家实验室Biefeld等人利用MOCVD生长了基于InAsP/In-

AsSb超晶格激光器,并实现了 $3.8\ \mu\text{m}$ 的红外激射^[22]。之后该团队又在InAs衬底上生长了应力平衡的 $\text{InAs}_{0.85}\text{Sb}_{0.15}/\text{InAs}_{0.67}\text{P}_{0.33}$ 多量子阱并且成功应用于LED和10级量子阱级联激光器^[23]。然而尚未发现关于InAsP/InAsSb超晶格材料应用到红外探测领域的报道。一方面,其红外吸收特性尚不明确,另一方面,光子型红外探测器吸收区厚度需达到微米级别,因此对于外延的材料质量和应力状态要求更高。三元合金超晶格生长过程中InAsSb层压应变高使得Sb偏析严重,致使实际的材料结构和特性与理论设计存在较大差距^[24]。InAsP/InAsSb超晶格具备本身的材料优势且材料本身特性有待考究,同时MOCVD生长技术也不断用于生长高质量的III-V族光电子器件材料,采用MOCVD生长技术来生长InAsP/InAsSb超晶格无疑是个值得探讨和研究的课题。

本文研究了在InAs衬底上通过MOCVD外延生长的InAsP/InAsSb超晶格并对其材料质量进行表征。X射线衍射仪(X-ray Diffractometer, XRD)和原子力显微镜(Atomic Force Microscope, AFM)分别用于测试材料的应变和表面形貌,除此之外采用光致发光谱(Photoluminescence, PL)用于表征材料的光学特性。

1 设计与实验

首先采用基于Kane方程的8带 $\mathbf{k}\cdot\mathbf{p}$ 模型^[25]解出波函数薛定谔方程的能量本征值,进而获得不同组分、厚度的InAsP/InAsSb超晶格材料的截止波长。其中8带选择靠近带隙且均为二重简并的导带 E_c 、重空穴带 E_{HH} 、轻空穴带 E_{LH} 和轨道自旋 E_{SO} ,因为对于窄带隙超晶格8带耦合的哈密顿函数求解可以反应带间的强相互作用。求解过程中将远带以及应变视作微扰项,所需的参数(Γ 点带隙 E_{gap} ,自旋轨道分离能 Δ_{so} ,卢丁格参数 $\gamma_1, \gamma_2, \gamma_3$,等)参考了相关文献^[26]。图1中展示了I型带边对齐的超晶格截止波长等高线图,其中P组分固定为20%,Sb组分固定在30%,这样能形成了I型能带排列。InAsP/InAsSb超晶格相较于同波段下的InGaAs/InAsSb超晶格具有更大的价带阶,可以更加有效的使得重轻空穴带分离以抑制俄歇复合^[23]。为了实现应力平衡,即使得交替生长InAsP层和InAsSb层面内应力均值为零,采用平衡晶格常数法计算应力平衡线^[17],公式如下

$$a_{\text{InAs}} = \frac{a_{\text{InAsP}}t_{\text{InAsP}} + a_{\text{InAsSb}}t_{\text{InAsSb}}}{t_{\text{InAsP}} + t_{\text{InAsSb}}}, \quad (1)$$

其中 a_{InAs} 、 a_{InAsP} 和 a_{InAsSb} 分别表示InAs、InAsP和InAsSb的晶格常数, t_{InAsP} 和 t_{InAsSb} 分别表示InAsP和InAsSb的厚度。

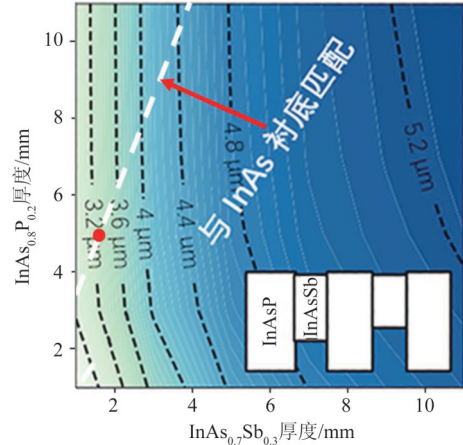


图1 $\mathbf{k}\cdot\mathbf{p}$ 法计算的不同厚度 $\text{InAs}_{0.8}\text{P}_{0.2}/\text{InAs}_{0.7}\text{Sb}_{0.3}$ 超晶格材料截止波长

Fig. 1 The cutoff wavelength of $\text{InAs}_{0.8}\text{P}_{0.2}/\text{InAs}_{0.7}\text{Sb}_{0.3}$ superlattices with different thickness calculated by $\mathbf{k}\cdot\mathbf{p}$ method

对于不同组分的三元合金可以通过Vegard定律计算其晶格常数,以 $a_{\text{InAs}_{1-x}\text{P}_x}$ 和 $a_{\text{InAs}_{1-y}\text{Sb}_y}$ 为例,

$$a_{\text{InAs}_{1-x}\text{P}_x} = (1-x)a_{\text{InAs}} + xa_{\text{InP}}, \quad (2)$$

$$a_{\text{InAs}_{1-y}\text{Sb}_y} = (1-y)a_{\text{InAs}} + ya_{\text{InSb}}, \quad (3)$$

于是式(1)可以表达为

$$a_{\text{InAs}} = \frac{[(1-x)a_{\text{InAs}} + xa_{\text{InP}}]t_{\text{InAs}_{1-x}\text{P}_x} + [(1-y)a_{\text{InAs}} + ya_{\text{InSb}}]t_{\text{InAs}_{1-y}\text{Sb}_y}}{t_{\text{InAs}_{1-x}\text{P}_x} + t_{\text{InAs}_{1-y}\text{Sb}_y}}, \quad (4)$$

计算结果绘制与InAs衬底晶格匹配的应力平衡线,如图1白色虚线所示。实际的材料生长中选取 $(1.5\ \text{nm})\text{InAs}_{0.7}\text{Sb}_{0.3}/(5\ \text{nm})\text{InAs}_{0.8}\text{P}_{0.2}$ 作为本文的研究对象,其理论截止波长为 $3.25\ \mu\text{m}$ 。

采用一台Aixtron CCS MOCVD生长系统在2 inch的InAs(100)衬底上生长了150个周期的 $(1.5\ \text{nm})\text{InAs}_{0.7}\text{Sb}_{0.3}/(5\ \text{nm})\text{InAs}_{0.8}\text{P}_{0.2}$ 超晶格材料。使用的三族源为三甲基铟(TMIn),五族源为三甲基锑(TMSb),砷烷(AsH_3)和磷烷(PH_3),以氢气(H_2)作为载气。经调试反应腔压力设置为100 mbar。生长温度的设定同时兼顾了InAsP和InAsSb的生长,温度过低 PH_3 难以裂解,温度过高InAsSb可能出现分解,综合考虑后生长温度最终设置为 $540\ ^\circ\text{C}$ 。每个周期InAsP的V/III比和生长速率分别为300和 $0.2\ \text{nm/s}$,

InAsSb的V/Ⅲ比和生长速率分别为6.5和0.25 nm/s,其中InAsSb的V/Ⅲ比是优化后确保不出现锑偏析现象。设置好相应参数后进行材料生长。

实验中的高分辨X射线衍射仪型号为Bruker D8 DISCOVER, X射线源为Cu K α , 波长为0.154 05 nm, 入射光狭缝水平宽度为1 mm, 测试电压为40 kV, 电流为40 mA。实验中在 ω - 2θ 模式下扫描样品以获得晶格常数和材料组分等信息。原子力显微镜型号为Bruker Dimension ICON, 垂直分辨率和水平分辨率分别为0.03 nm和0.1 nm, 在轻敲模式下对材料5 μm ×5 μm 范围内的表面形貌进行观测以获取粗糙度、形貌特征等信息。用于获悉超晶格材料有效带宽的PL采用的是变条件集成红外调制光致发光谱实验系统。整个测试装置由傅立叶红外变换光谱仪(FTIR)、激光器、低温装置以及引导光束等部件组成。所有的PL光谱均采用步进式扫描调制技术。激光器的激发光源波长为532 nm, 激发功率为100 mW。探测器为HgCdTe探测器, 配备液氮装置可以测试的温度范围为77~300 K。

2 结果与讨论

为了获得应力平衡的三元超晶格, 首先生长了20个周期的InAsSb/InAs超晶格和InAsP/InAs超晶格测试结构用于调试InAsSb层的Sb组分和InAsP层的P组分。因为若InAsSb/InAs超晶格中InAs厚度已知, 则InAsSb的厚度和组分只有唯一解。图2给出了该过程的XRD测试结果。图2(a)中InAsSb/InAs超晶格的零级峰位于InAs衬底峰左侧表示该材料中存在源于InAsSb层的压应力, 并且可以确定材料为(1.3 nm)InAs $_{0.7}$ Sb $_{0.3}$ /(2.39 nm)InAs超晶格。同理, 根据图2(b)中的XRD测试结果可以确定该材料为(1.5 nm)InAs $_{0.8}$ P $_{0.2}$ /(2.39 nm)InAs以及来自InAsP层的张应力。在相应组分和生长速率确定后, 设定相应组元的生长时间, 采用相同的条件生长了(5 nm)InAs $_{0.8}$ P $_{0.2}$ /(1.5 nm)InAs $_{0.7}$ Sb $_{0.3}$ 超晶格。

总厚度为0.975 μm 的InAsP/InAsSb超晶格生长完成后表面干净平整, 其XRD曲线如图3所示。从图中可以清晰的看到2级卫星峰, InAs衬底峰和超晶格零级峰基本合并, 两峰间仅存在61"的晶格失配, 说明生长的超晶格与InAs衬底晶格匹配极好, 基本实现了应力平衡。与此同时, 正负一级峰的半峰宽(FWHM)分别为75"和87"。卫星峰强度高且具有较小的半峰宽, 这表明我们生长的超晶格结构质量较好。通过对超晶格卫星峰间距分析计

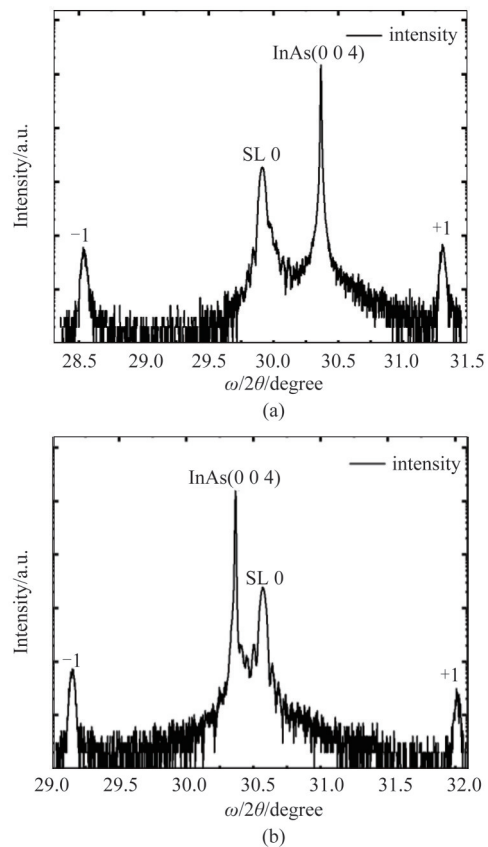


图2 不同超晶格的XRD $\omega/2\theta$ 曲线(a) InAsSb/InAs超晶格, (b) InAsP/InAs超晶格

Fig. 2 XRD $\omega/2\theta$ curves of different superlattices (a) InAsSb/InAs superlattices, (b) InAsP/InAs superlattices

算出材料的每周期的InAsP和InAsSb厚度分别为4.88 nm和1.5 nm, 周期厚度与设计值比较接近。

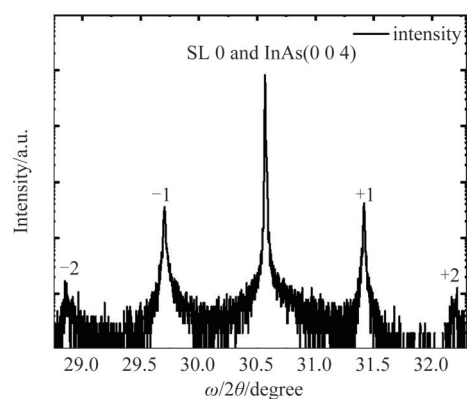


图3 InAs衬底上的InAsP/InAsSb超晶格XRD $\omega/2\theta$ 曲线

Fig. 3 XRD $\omega/2\theta$ curve of InAsP/InAsSb superlattices on InAs substrate

图4是实验生长的不同超晶格的AFM表征结果, 其中图4(a-c)分别是InAsP/InAs、InAsSb/InAs和InAsP/InAsSb超晶格的表面形貌。图中可以看出

表面比较平整,在 $5\ \mu\text{m}\times 5\ \mu\text{m}$ 范围内的表面均方根(RMS)粗糙度值分别为 $0.05\ \text{nm}$ 、 $0.07\ \text{nm}$ 和 $0.4\ \text{nm}$ 。InAsP/InAsSb超晶格材料表面没有形成InAsP/InAs和InAsSb/InAs超晶格一样的台阶流生长模式,也不是连续的沟槽状,考虑是由于材料相对前两者厚度更大,生长过程中缺陷堆积造成的。但较小的粗糙度可以表明材料表面较为平整。

采用FTIR实验系统对材料进行了变温PL光谱

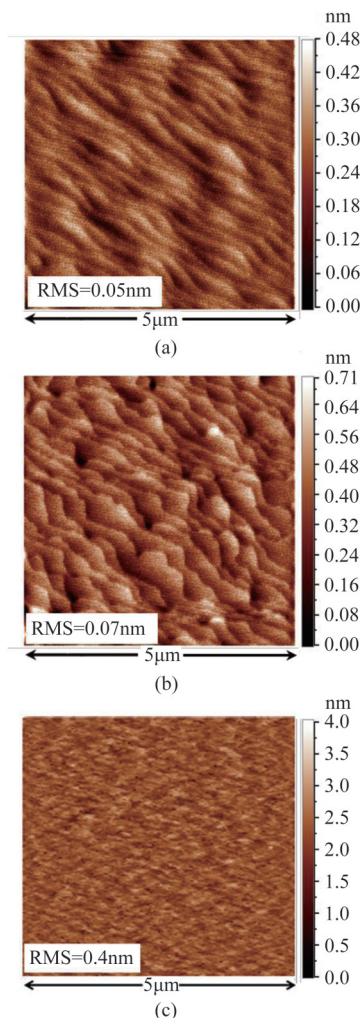


图4 不同超晶格的AFM图像(a)InAsP/InAs超晶格,(b)InAsSb/InAs超晶格,(c)InAsP/InAsSb超晶格

Fig. 4 AFM image of different superlattices (a)InAsP/InAs superlattices, (b) InAsSb/InAs superlattices, (c) InAsP/InAsSb superlattices

测试。测试范围选择 $2.1\sim 4.2\ \mu\text{m}$,如图5所示。77 K下的PL光谱见图5(a)。首先为了便于分析材料峰,对其采用高斯拟合曲线替代实验PL光谱进行分峰处理,分峰的结果如图5(a)的插图所示。基于对碲化物II类超晶格材料已有的测试经验和调研,可

以认为图5(a)中位于 $3.01\ \mu\text{m}$ 的峰为InAs衬底的发光峰^[3];而另一个位于 $3.3\ \mu\text{m}$ 的峰可以认为是InAsP/InAsSb超晶格材料的带边相关的发光峰,这与通过 $\mathbf{k}\cdot\mathbf{p}$ 方法计算的结果($3.25\ \mu\text{m}$)比较一致。该峰具有较高的强度且FWHM仅 $29\ \text{meV}$ 。

就半高宽而言,与采用MBE生长的截止波长 $3.64\ \mu\text{m}$ 的 $\text{In}_{0.94}\text{Ga}_{0.06}\text{As}/\text{InAs}_{0.91}\text{Sb}_{0.09}$ 超晶格^[27](77 K下半高宽为 $28.3\ \text{meV}$)相比质量相当;而与Biefeld等人生长的截止波长 $3.6\ \mu\text{m}$ 、80 K温度下半高宽为 $25\ \text{meV}$ 的 $\text{InAs}_{0.77}\text{P}_{0.23}/\text{InAs}_{0.89}\text{Sb}_{0.11}$ 超晶格^[22]相比略差。可能是实验中生长的超晶格Sb组分较大,相较于 $\text{InAs}_{0.77}\text{P}_{0.23}/\text{InAs}_{0.89}\text{Sb}_{0.11}$ 超晶格更容易引起Sb组分波动。

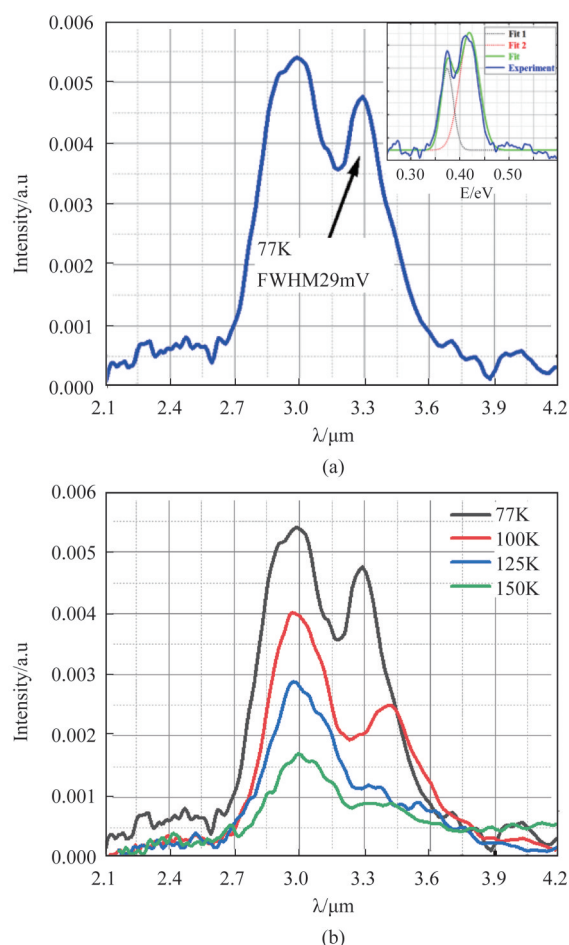


图5 InAsP/InAsSb超晶格材料的PL光谱(a)77 K(插图为高斯拟合光谱),(b)77~150 K

Fig. 5 PL spectra of InAsP/InAsSb superlattices (a) 77 K(the inset shows the Gaussian fitting of the spectrum), (b) 77~150 K

变温PL光谱如图5(b)所示,结果显示随着温度升高,InAsP/InAsSb超晶格PL峰的强度不断减弱,FWHM值在增大。强度随温度升高而减弱,是

因为温度升高引起载流子吸收足够的能量由低能级向高能级跃迁,该过程中被缺陷能级俘获发生非辐射复合,即所谓的热猝灭效应^[28];半高宽的变化则是由于载流子与光子的相互作用以及能带填充引起的材料的能带展宽所致^[29];超晶格 PL 峰值波长也随着温度升高有红移的趋势,一方面是因为电子和晶格的相互作用使得超晶格有效带隙变窄;另一方面温度升高引起了晶格热膨胀进而减小超晶格有效带隙^[30]。

3 结论

基于 $\mathbf{k}\cdot\mathbf{p}$ 理论 8 带模型设计了用于红外吸收的应力平衡 $\text{InAs}_{0.8}\text{P}_{0.2}/\text{InAs}_{0.7}\text{Sb}_{0.3}$ 超晶格,并采用 MOCVD 生长了 InAs/InAsP 、 $\text{InAs}/\text{InAsSb}$ 以及 $\text{InAsP}/\text{InAsSb}$ 超晶格。精确设计的 $\text{InAsP}/\text{InAsSb}$ 超晶格 XRD 零级峰与衬底峰的晶格失配仅 61", 正负一级峰的 FWHM 分别为 75" 和 87"; 在 $5\ \mu\text{m}\times 5\ \mu\text{m}$ 范围内 AFM 表面方均根粗糙度为 0.4 nm, 表明超晶格材料具有较好的结构质量和表面平整度。低温 PL 光谱显示材料峰位于 $3.3\ \mu\text{m}$ 中波红外波段, 和设计值接近。XRD、AFM 和 PL 的测试结果表明, 采用 MOCVD 生长的 $\text{InAsP}/\text{InAsSb}$ 超晶格初步显示了其作为红外吸收材料的可行性, 为红外探测器材料家族增加一名成员。

References

- [1] Huang Y, Ryou J H, Dupuis R D, *et al.* Epitaxial growth and characterization of InAs/GaSb and $\text{InAs}/\text{InAsSb}$ type-II superlattices on GaSb substrates by metalorganic chemical vapor deposition for long wavelength infrared photodetectors [J]. *Journal of Crystal Growth*, 2011, **314**(1):92-96.
- [2] Zhu H, Liu J, Zhu H, *et al.* High operating temperature InAs/GaSb superlattice based mid wavelength infrared photodetectors grown by MOCVD [J]. *Photonics*, 2021, **8**(12):564.
- [3] Chen Y, Liu J, Zhao Y, *et al.* MOCVD growth of InAs/GaSb type-II superlattices on InAs substrates for short wavelength infrared detection [J]. *Infrared Physics & Technology*, 2020, **105**:103209.
- [4] Yang W, Ma W, Zhang Y, *et al.* High structural quality of type II InAs/GaSb superlattices for very long wavelength infrared detection by interface control [J]. *IEEE Journal of Quantum Electronics*, 2012, **48**(4):512-515.
- [5] Zhu H, Hao X, Teng Y, *et al.* Long-wavelength InAs/GaSb superlattice detectors with low dark current density grown by MOCVD [J]. *IEEE Photonics Technology Letters*, 2021, **33**(9):429-432.
- [6] Grein C H, Garland J, Flatté M E. Strained and unstrained layer superlattices for infrared detection [J]. *Journal of Electronic Materials*, 2009, **38**(8):1800-1804.
- [7] Binh-Minh N, Guanxi C, Minh-Anh H, *et al.* Growth and characterization of long-wavelength infrared type-II superlattice photodiodes on a 3-in GaSb wafer [J]. *IEEE Journal of Quantum Electronics*, 2011, **47**(5):686-690.
- [8] Ting Z Y, Soibel A, Hglund L, *et al.* Type-II superlattice infrared detectors [J]. *Semiconductors and Semimetals*, 2011, **84**:1-57.
- [9] Donetsky D, Belenky G, Svensson S, *et al.* Minority carrier lifetime in type-2 $\text{InAs} - \text{GaSb}$ strained-layer superlattices and bulk HgCdTe materials [J]. *Applied Physics Letters*, 2010, **97**(5):052108.
- [10] Donetsky D, Svensson S P, Vorobjev L E, *et al.* Carrier lifetime measurements in short-period InAs/GaSb strained-layer superlattice structures [J]. *Applied Physics Letters*, 2009, **95**(21):1897-1243.
- [11] Svensson S P, Donetsky D, Wang D, *et al.* Growth of type II strained layer superlattice, bulk InAs and GaSb materials for minority lifetime characterization [J]. *Journal of Crystal Growth*, 2011, **334**(1):103-107.
- [12] Lackner D, Pitts O J, Steger M, *et al.* Strain balanced $\text{InAs}/\text{InAsSb}$ superlattice structures with optical emission to $10\ \mu\text{m}$ [J]. *Applied Physics Letters*, 2009, **95**(8):091101.
- [13] Steenbergen E H, Connelly B C, Metcalfe G D, *et al.* Significantly improved minority carrier lifetime observed in a long-wavelength infrared III-V type-II superlattice comprised of $\text{InAs}/\text{InAsSb}$ [J]. *Applied Physics Letters*, 2011, **99**(25):251110.
- [14] Soibel A, Ting D Z, Rafol S B, *et al.* Mid-wavelength infrared $\text{InAsSb}/\text{InAs}$ nBn detectors and FPAs with very low dark current density [J]. *Applied Physics Letters*, 2019, **114**(16):161103.
- [15] Ariyawansa G, Reyner C J, Steenbergen E H, *et al.* $\text{InGaAs}/\text{InAsSb}$ strained layer superlattices for mid-wave infrared detectors [J]. *Applied Physics Letters*, 2016, **108**(2):022106.
- [16] Ariyawansa G, Reyner C J, Duran J M, *et al.* Unipolar infrared detectors based on $\text{InGaAs}/\text{InAsSb}$ ternary superlattices [J]. *Applied Physics Letters*, 2016, **109**(2):021112.
- [17] Zhu H, Chen Y, Zhao Y, *et al.* Growth and characterization of $\text{InGaAs}/\text{InAsSb}$ superlattices by metal-organic chemical vapor deposition for mid-wavelength infrared photodetectors [J]. *Superlattices and Microstructures*, 2020, **146**:106655.
- [18] Huang Y, Xiong M, Wu Q, *et al.* High-performance mid-wavelength InAs/GaSb superlattice infrared detectors grown by production-scale metalorganic chemical vapor deposition [J]. *IEEE Journal of Quantum Electronics*, 2017, PP(5):1-1.
- [19] Li X, Zhao Y, Wu Q H, *et al.* Exploring the optimum growth conditions for InAs/GaSb and GaAs/GaSb superlattices on InAs substrates by metalorganic chemical vapor deposition [J]. *Journal of Crystal Growth*, 2018, **502**(15):71-75.
- [20] Zhu H, Zhu H, Liu J F, *et al.* Short wavelength infrared InPSb/InAs superlattice photodiode grown by metalorganic chemical vapor deposition [J]. *Physica Scripta*, 2022, **97**(3):035002.
- [21] Hao X, Teng Y, Zhao Y, *et al.* Demonstration of a dual-

- band InAs/GaSb type-II superlattice infrared detector based on a single heterojunction diode [J]. *IEEE Journal of Quantum Electronics*, 2020, **56**(2):1-6.
- [22] Kurtz S R, Allerman A A, Biefeld R M. Midinfrared lasers and light-emitting diodes with InAsSb/InAsP strained-layer superlattice active regions [J]. *Applied Physics Letters*, 1997, **70**(24):3188-3190.
- [23] Biefeld R M, Allerman A A, Kurtz S R, *et al.* Progress in the growth of mid-infrared InAsSb emitters by metal-organic chemical vapor deposition [J]. *Journal of Crystal Growth*, 1998, **195**(1-4):356-362.
- [24] Yu Z, Nicolaie J, Bertru N, *et al.* Sb surfactant mediated growth of InAs/AlAs_{0.56}Sb_{0.44} strained quantum well for intersubband absorption at 1.55 μm [J]. *Applied Physics Letters*, 2015, **106**(8):263.
- [25] Machowska-Podsiadlo E, Bugajski M. Eight-band $k\cdot p$ calculations of the electronic states in InAs/GaSb superlattices[C]. 2016 18th International Conference on Transparent Optical Networks, 2016:1-4.
- [26] Vurgaftman I, Meyer J R, Ram-Mohan L R. Band parameters for III - V compound semiconductors and their alloys [J]. *J Appl Phys*, 2001, **89**(11):5815-5875.
- [27] Kurtz S R, Biefeld R M, Dawson L R, *et al.* Midwave (4 μm) infrared lasers and light-emitting diodes with biaxially compressed InAsSb active regions [J]. *Applied Physics Letters*, 1994, **64**(7):812-814.
- [28] Wu J, Xu Z, Chen J, *et al.* Temperature-dependent photoluminescence of the InAs-based and GaSb-based type-II superlattices [J]. *Infrared Physics & Technology*, 2018, **92**:18-23.
- [29] Jie G, Peng Z, Sun W, *et al.* InAs/GaSb superlattices for photodetection in short wavelength infrared range [J]. *Infrared Physics & Technology*, 2009, **52**(4):124-126.
- [30] Cardona M, Meyer T A, Thewalt M L W. Temperature dependence of the energy gap of semiconductors in the low-temperature limit [J]. *Physical Review Letters*, 2004, **92**(19):196403.