

文章编号: 1001 - 9014 (2009) 06 - 0405 - 05

# 异质界面数字梯度超晶格对扩展波长 $\text{InGaAs}$ 光电探测器性能的改善

王凯<sup>1,2</sup>, 张永刚<sup>1</sup>, 顾溢<sup>1,2</sup>, 李成<sup>1,2</sup>, 李好斯白音<sup>1</sup>, 李耀耀<sup>1</sup>  
(1. 中国科学院上海微系统与信息技术研究所 信息功能材料国家重点实验室, 上海 200050;  
2 中国科学院研究生院, 北京 100039)

**摘要:**采用气态源分子束外延方法生长了三种不同结构的扩展波长(室温下 50%截止波长为  $2.4\mu\text{m}$ )  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  光电探测器材料,并制成了台面型器件.材料的表面形貌、X射线衍射摇摆曲线及光致发光谱表明,在  $\text{InAs}/\text{InGaAs}$  异质界面处生长数字梯度超晶格可以明显提高材料质量;器件在室温下的暗电流结果显示,直径为  $300\mu\text{m}$  的器件在反向偏压为  $10\text{mV}$  时,没有生长超晶格结构的器件暗电流为  $0.521\mu\text{A}$ ,而生长超晶格结构的器件暗电流降到  $0.480\mu\text{A}$ .同时,在生长  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  组分线性渐变缓冲层之前首先生长一层  $\text{InP}$  缓冲层也有利于改善材料质量和器件性能.

**关键词:**数字梯度超晶格;  $\text{InP}$  缓冲层;  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  位错  
**中图分类号:** TN2 **文献标识码:** A

## IMPROVING THE PERFORMANCE OF EXTENDED WAVELENGTH $\text{InGaAs}$ PHOTODETECTORS BY USING DIGITAL GRADED HETERO INTERFACES SUPERLATTICE

WANG Kai<sup>1,2</sup>, ZHANG Yong-Gang<sup>1</sup>, GU Yi<sup>1,2</sup>, LI Cheng<sup>1,2</sup>,  
LI Hao-Si Bai-Yin<sup>1</sup>, LI Yao-Yao<sup>1</sup>

(1. State Key Laboratory of Functional Materials for Informatics, Shanghai Institute of Microsystem and Information Technology, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 200050, China;  
2. Graduate School of the Chinese Academy of Sciences, Beijing 100039, China)

**Abstract:** The materials of extended wavelength  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  photodetectors (50% cut-off wavelength of  $2.4\mu\text{m}$  at room temperature) with three different structures were grown by using gas source molecular beam epitaxy (GSMBE) and were processed into mesa type photodetectors. Surface morphology, x-ray diffraction rocking curve and photoluminescence measurements show that the quality of materials is obviously improved by using digital graded superlattice at the  $\text{InAs}/\text{InGaAs}$  heterointerfaces. The dark current at reverse bias of  $10\text{mV}$  for the  $300\mu\text{m}$ -diameter mesa type photodetectors without digital graded superlattice is  $0.521\mu\text{A}$  at room temperature, however it is reduced to  $0.480\mu\text{A}$  for photodetectors with digital graded superlattice. Besides, the growth of an  $\text{InP}$  buffer layer between  $\text{InP}$  substrate and  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  linear graded buffer layer is also beneficial to the material quality and device performance.

**Key words:** digital graded superlattice;  $\text{InP}$  buffer layers;  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ; dislocations

### 引言

短波红外 ( $1 \sim 3\mu\text{m}$ ) 波段的光电探测器及其阵列在红外遥感、夜视、光谱测量等方面都有重要应用<sup>[1,2]</sup>. 三元系材料  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  由于其较窄的禁带

宽度和较高的迁移率等特性使它成为短波红外探测器的优良材料. 与  $\text{InP}$  材料匹配的  $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$  探测器已经在光通信等领域有了重要应用, 其截止波长为  $1.7\mu\text{m}$ . 在  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  探测器的截止波长向长波方向拓展的时候, 需要增加  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  中  $\text{In}$  的组

分  $x$ , 这会带来  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  材料和  $\text{InP}$  材料晶格失配的问题, 从而在外延层中产生位错, 影响探测器的性能. 为保证良好的材料质量, 防止探测器性能劣化, 就必须在  $\text{InP}$  衬底和  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  光吸收层之间引入合适的缓冲层结构以释放应力, 阻止位错传递到光吸收层, 并且得到较为平整的表面以便后续工艺的进行. 目前已经有很多使用不同缓冲层结构的报道<sup>[3-5]</sup>. 我们已经报道了使用  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  作为组分线性渐变缓冲层、截止波长为  $2.4\mu\text{m}$  的  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  扩展波长探测器<sup>[6]</sup>. 由于  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  缓冲层或盖帽层与  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  吸收层存在较高的带阶, 晶格常数也略有失配, 因此在异质界面处存在电荷堆积<sup>[7]</sup>和能带尖峰问题, 影响探测器的性能. 本文报道的工作中研究了在  $\text{InAlAs}/\text{InGaAs}$  异质界面处生长数字梯度超晶格 (digital graded superlattice, DGS�) 对材料质量和器件性能的影响. DGS� 作为过渡层在能带结构上近似于阶梯状, 能起到平滑异质界面处能带的作用, 并能减少由于  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  和  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  晶格不完全匹配而产生的位错. 为了减小衬底自身缺陷对外延层质量的影响, 我们在  $\text{InP}$  衬底上生长了  $\text{InP}$  缓冲层, 使材料质量和器件性能都得到了进一步改善.

### 1 实验

所用探测器外延材料都是在 V80H GSMBE 系统上生长的. 生长室真空由抽速为  $1350\text{ L/s}$  的 EO6K 型油分子扩散泵获得, 最高可以得到压力为  $1 \times 10^{-9}\text{ Torr}$  的高真空, 再辅以液氮冷屏即可获得压力为  $1 \times 10^{-11}\text{ Torr}$  的超高真空. V 族源使用气态源, 由  $\text{AsH}_3$  和  $\text{PH}_3$  经  $1000^\circ\text{C}$  高温裂解获得, 其束流大小由压力控制; III 族源和掺杂源都使用固态源, 其中 III 族源为  $\text{In, Al, Ga}$ , n 型掺杂源使用  $\text{Si}$ , p 型掺杂源使用  $\text{Be}$ , 其束流大小由源温度控制. 样品的解吸情况由高能电子衍射仪监控, 生长室内压力由离子规监测. 材料生长时, 生长室内压力约为  $5 \times 10^{-5}\text{ Torr}$ .

我们在 (001) 半绝缘  $\text{InP}$  衬底上生长了三种不同结构的样品 (以下分别记作样品 a, b, c) 以作比较. 其中样品 a 的结构为在  $\text{InP}$  衬底上首先生长厚约  $1.4\mu\text{m}$ , 掺杂浓度约为  $4 \times 10^{18}\text{ cm}^{-3}$  的  $\text{N}^+ - \text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  组分线性渐变缓冲层 (linear graded buffer, LGB), 组分  $x$  从  $0.52$  (与  $\text{InP}$  匹配) 渐变到  $0.78$ , 然后生长  $1.5\mu\text{m}$  厚的低掺  $\text{In}_{0.78}\text{Ga}_{0.22}\text{As}$  作为光吸收层, 其对应的截止波长约为  $2.4\mu\text{m}$ , 最后生长厚度

为  $0.6\mu\text{m}$ , 掺杂浓度约为  $6 \times 10^{18}\text{ cm}^{-3}$  的  $\text{P}^+ - \text{In}_{0.78}\text{Al}_{0.22}\text{As}$  作为帽层. 相对于样品 a, 样品 b 在  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}/\text{In}_{0.78}\text{Ga}_{0.22}\text{As}$  和  $\text{In}_{0.78}\text{Ga}_{0.22}\text{As}/\text{In}_{0.78}\text{Al}_{0.22}\text{As}$  界面处分别多生长一个 DGS� 过渡层, 即在  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  缓冲层和  $\text{In}_{0.78}\text{Ga}_{0.22}\text{As}$  吸收层之间的 DGS�<sub>1</sub>, 以及在  $\text{In}_{0.78}\text{Ga}_{0.22}\text{As}$  吸收层和  $\text{In}_{0.78}\text{Al}_{0.22}\text{As}$  帽层之间的 DGS�<sub>2</sub>. DGS�<sub>1</sub> 由 9 组  $\text{In}_{0.78}\text{Ga}_{0.22}\text{As}/\text{In}_{0.78}\text{Al}_{0.22}\text{As}$  异质薄层材料构成, 每组厚度为  $8\text{nm}$ ,  $\text{In}_{0.78}\text{Ga}_{0.22}\text{As}$  和  $\text{In}_{0.78}\text{Al}_{0.22}\text{As}$  的厚度比例由  $1:9, 2:8, \dots$  过渡到  $8:2, 9:1$ ; DGS�<sub>2</sub> 由 9 组  $\text{In}_{0.78}\text{Al}_{0.22}\text{As}/\text{In}_{0.78}\text{Ga}_{0.22}\text{As}$  异质薄层材料构成,  $\text{In}_{0.78}\text{Al}_{0.22}\text{As}$  和  $\text{In}_{0.78}\text{Ga}_{0.22}\text{As}$  的厚度比例由  $1:9, 2:8, \dots$  过渡到  $8:2, 9:1$ . 相对于样品 b, 样品 c 在生长  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  缓冲层之前首先生长一层  $0.16\mu\text{m}$  厚的  $\text{InP}$  缓冲层. 图 1 为样品 c 的外延结构示意图.

样品的表面形貌使用原子力显微镜 (Atomic Force Microscope, AFM) 进行表征; 结构特性采用高分辨率 X 射线衍射仪作  $\omega$ -2 $\theta$  扫描进行表征, 其中 X 射线由  $\text{Cu}$  靶发射的  $\text{K}\alpha_1$  线经  $\text{Ge}(220)$  四晶单色仪准直后获得. 样品在常温和  $77\text{K}$  下的光致发光 (photoluminescence, PL) 谱用 Nicolet Magna 860 傅里叶红外 (Fourier Transform Infrared, FTIR) 光谱仪测量, 测量中激发光源是波长为  $514.5\text{ nm}$  的氩离子激光器, 采用液氮致冷的  $\text{InSb}$  探测器进行探测, 样品置于液氮循环致冷机的冷头上.

生长好的探测器材料采用常规工艺制成台面结构的器件, 首先采用光刻和  $\text{H}_3\text{PO}_4/\text{H}_2\text{O}_2$  湿法腐蚀制作台面结构, 然后用 PECVD 淀积  $\text{Si}_3\text{N}_4$  进行钝化, 最后用光刻、蒸发  $\text{Ti/Pt/Au}$  和剥离工艺制作电极.

探测器在室温 ( $300\text{K}$ ) 下的反向暗电流特性使用 HP4156A 精密半导体分析仪测量, 响应光谱采用

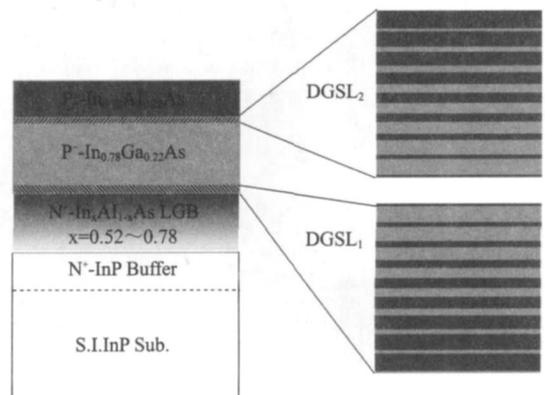


图 1 样品 c 的外延结构示意图  
Fig 1 Schematic epitaxial structure of sample c

NicoletMagna 760傅里叶红外光谱仪测量,测量中使用  $\text{CaF}_2$ 分束器及 Ever-Gb红外光源.探测器的输出信号直接输入到光谱仪的前置放大器中.测量时探测器在零偏压下工作.

## 2 结果与讨论

图 2为使用 AFM在接触模式下测量得到的样品表面形貌图,扫描范围是  $40 \times 40 \mu\text{m}^2$ .由图可见,三个样品表面都有典型的因晶格失配而产生的布纹格结构,这种表面结构的形成是由于当(001)界面受到压应变作用力时,两种分别沿  $[\bar{1}10]$ 和  $[110]$ 方向的失配位错 造成的<sup>[8]</sup>.在  $[\bar{1}10]$ 方向,样品表面形貌存在着较大的起伏,起伏周期约在  $6 \sim 9 \mu\text{m}$ 之间;在  $[110]$ 方向的起伏更密集,但其幅度比  $[\bar{1}10]$ 方向小.样品 a和 b表面粗糙度的均方根值(Root Mean Square, RMS)分别为  $9.35 \text{ nm}$ 和  $9.14 \text{ nm}$ ,说明异质界面处的超晶格薄层对表面形貌的改善作用并不明显;样品 c的 RMS为  $6.47 \text{ nm}$ ,其表面形貌相比于样品 a和 b较规则平整,表明用 MBE方法生长出来的 InP缓冲层相对于 InP衬底表面具有更好的结晶质量,在这样的缓冲层上生长的材料具有更好的表面形貌.图 3是对三个样品分别做(004)面 X射线  $\omega$ -2 $\theta$ 扫描的结果.从图中可以看到,每条曲线都有两个峰,左边较宽的是外延峰,右边较窄的是衬底峰.根据峰位定出的三个样品外延层的 In组分分别为 0.778、0.788和 0.791,基本符合我们的预设值 0.78.样品 a的外延峰半高全宽(Full Width at Half Maximum, FWHM)为  $851 \text{ s}$ ,而包含 DGLS界面过渡层的样品 b和 c的外延峰 FWHM分别减小为  $717 \text{ s}$ 和  $645 \text{ s}$ ,表明后者的外延层结晶质量较好.由于  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ 缓冲层或盖帽层与 InGaAs吸收层并不完全晶格匹配,在此异质界面处生长的 DGLS可以起到一定的晶格过渡作用,提高了晶格质量. InP缓冲层的引入对改善结晶质量也有较好效果.

三个样品在室温和  $77 \text{ K}$ 下的光致发光谱如图 4所示.室温时,波长为  $2.38 \mu\text{m}$ 的峰对应吸收层  $\text{In}_{0.78}\text{Ga}_{0.22}\text{As}$ 的发光峰,样品 a、b、c的 PL峰强度依次增强,FWHM 分别为  $45.4 \text{ meV}$ 、 $45.0 \text{ meV}$ 和  $42.9 \text{ meV}$ .在波长  $1.5 \mu\text{m}$ 处的 PL峰是  $\text{In}_{0.78}\text{Al}_{0.22}\text{As}$ 盖帽层的发光峰,对不同样品基本一致.在  $77 \text{ K}$ 时,样品中吸收层所对应的 PL峰从  $2.38 \mu\text{m}$ 蓝移到  $2.15 \mu\text{m}$ ,三个样品 a、b、c的 FWHM分别减小为  $16.4 \text{ meV}$ 、 $18.9 \text{ meV}$ 和  $18.9 \text{ meV}$ ,峰强分别增强为

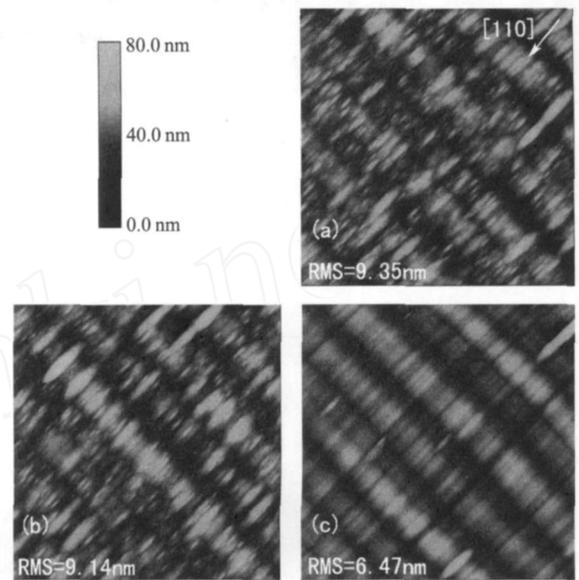


图 2 用原子力显微镜在接触模式下测得的三个样品的表面形貌(扫描范围为  $40 \times 40 \mu\text{m}^2$ )

Fig. 2 Atomic force microscopy images of the three samples in contact mode (the scan areas are  $40 \times 40 \mu\text{m}^2$ )

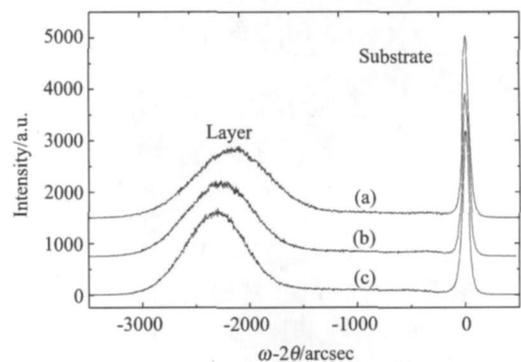


图 3 对三个不同样品做(004)面  $\omega$ -2 $\theta$ 扫描的测量结果

Fig. 3 Measured (004)  $\omega$ -2 $\theta$  scan results of the three different samples

$300 \text{ K}$ 时的 48倍、125倍和 168倍,表明在低温下非辐射复合过程被明显抑制.  $77 \text{ K}$ 时样品 b的 InGaAs吸收层 PL峰强度为样品 a的 4.4倍,说明 DGLS能显著减少因带阶及异质界面晶格不完全匹配产生的位错以及由此带来的界面态复合过程;而样品 c的 InGaAs吸收层 PL峰强是样品 b的 2.3倍,说明样品 c内的 InP缓冲层可以减少衬底本身带来的缺陷,减少非辐射复合中心,进一步提高材料质量.

对于遥感、传感和成像等方面的应用而言,光伏探测器一般工作在零偏压附近,因此器件在零偏压附近的性能显得尤为重要.为此,我们测量了光敏面直径为  $300 \mu\text{m}$ 的探测器在反向偏压  $100 \text{ mV}$ 内的暗

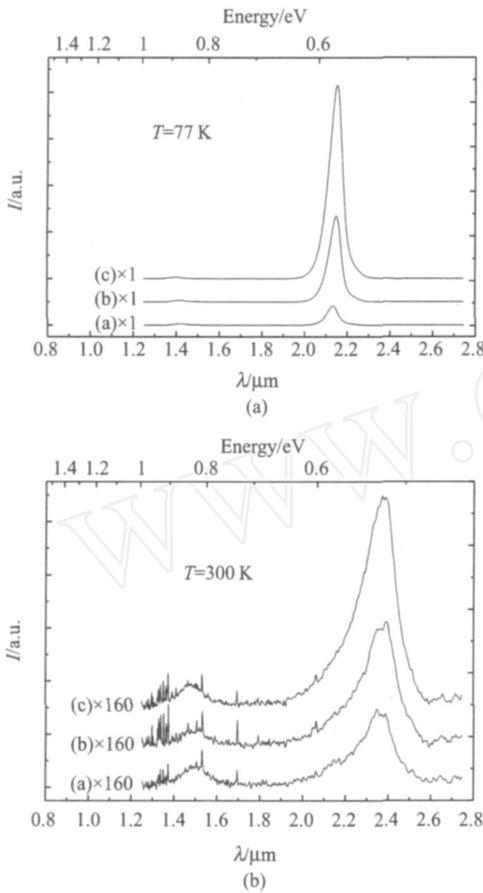


图4 三个不同样品的光致发光谱 (a)77K (b)室温  
Fig. 4 Photoluminescence spectra of the three different samples at (a)77K (b) room temperature

电流 (暗电流密度) 特性. 室温下的测试结果如图5所示. 可以看到, 在相同的反向偏压下, 样品 a、b、c 的暗电流依次减小. 在反向偏压为 10mV 时, 样品 a 的暗电流为  $0.521\mu\text{A}$  ( $7.37 \times 10^{-4} \text{ A/cm}^2$ ), 而样品 b、c 的暗电流分别减小为  $0.480\mu\text{A}$  ( $6.79 \times 10^{-4} \text{ A/cm}^2$ ) 和  $0.423\mu\text{A}$  ( $5.98 \times 10^{-4} \text{ A/cm}^2$ ); 在反向偏压为 100mV 时, 样品 a 的暗电流为  $2.23\mu\text{A}$  ( $3.17 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ ), 而样品 b 和 c 的暗电流分别减小为  $1.88\mu\text{A}$  ( $2.66 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ ) 和  $1.62\mu\text{A}$  ( $2.29 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ ), 暗电流明显改善. 可见 InAlAs/InGaAs 异质界面处的 DGS 过渡层和衬底上的 InP 缓冲层都能减小暗电流, 改善器件性能. 对此波长扩展器件, 暗电流的主要成分是扩散电流、产生电流和隧道电流<sup>[9]</sup>. 由于隧道电流大小与反向偏压大小和耗尽层宽度有密切关系, 当反向偏压较低或耗尽层较厚时, 隧道电流分量很小. 由于本文三个样品中 InGaAs 吸收层的掺杂浓度较低, 耗尽层较宽, 测试时反向偏压也很低, 因此隧道电流基本可以忽略. 随着反偏电

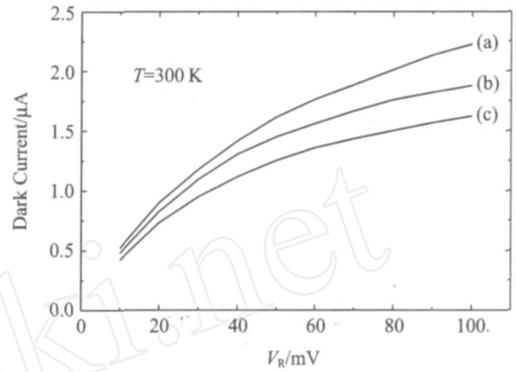


图5 测得的不同探测器芯片在室温下的典型 I-V 特性 (光敏面直径均为 300μm)  
Fig. 5 Measured typical I-V characteristics of different detector chips at room temperature (the photosensitive diameters all are 300μm)

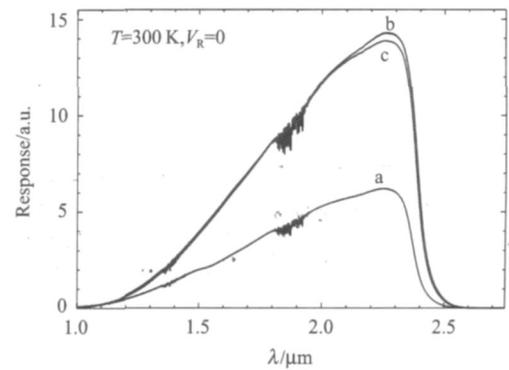


图6 不同探测器芯片在 300K、零偏压下的响应光谱特性 (芯片光敏面直径均为 300μm)  
Fig. 6 Measured response spectra of different detector chips at room temperature and zero bias (the photosensitive diameters of chips are all 300μm)

压增加, 样品 b 和 c 暗电流的明显改善, 表明采用 DGS 后样品 b 和 c 的晶格质量提高, 陷阱浓度降低, 载流子有效寿命相应增加, 从而抑制了暗电流的产生和扩散电流分量.

三种结构的探测器芯片在 300K、零偏压下的响应光谱如图 6 所示, 测量中样品芯片的光敏面直径均为 300μm. 由图可见, 三个样品的响应光谱形状并无明显差别, 峰值响应波长均为 2.26μm, 样品 a、b、c 的 50% 起峰波长分别为 1.68μm、1.71μm 和 1.70μm, 50% 截止波长分别为 2.37μm、2.39μm 和 2.38μm. 在波长为 1.38μm 和 1.87μm 附近的扰动是由测量光路中的水汽吸收引起的. 在相同光照条件下样品 b 和 c 的光响应基本相当, 但明显大于样品 a, 这说明 DGS 对增强器件的光响应是有利的, 其详细机理有待做进一步分析.

### 3 结论

采用 GSMBE方法,生长了三种不同结构扩展波长  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  探测器材料,并制成了台面器件结构,分别测试了样品材料的表面形貌、X射线衍射摇摆曲线和光致发光谱,结果表明 InAlAs/InGaAs 异质界面处的 DGL 过渡层能够有效减少异质界面处的位错,减少非辐射复合中心,提高材料质量. 器件暗电流测试结果显示,反向偏压为 10mV 时,没有生长超晶格结构的暗电流为 0.521 $\mu\text{A}$ ,生长超晶格结构的暗电流降到 0.480 $\mu\text{A}$ . 外延初始先生长 InP 缓冲层也能减少衬底自身带来的缺陷对外延层质量的影响,进一步改善探测器性能.

### REFERENCES

- [1] Hoogeveen R W M, van der A R J, Goede A P H. Extended wavelength InGaAs infrared (1.0 ~ 2.4 $\mu\text{m}$ ) detector arrays on SCAMACHY for space-based spectrometry of the Earth atmosphere [J]. *Infrared Physics & Technology*, 2001, **42** (1): 1—16
- [2] JLV Yan-Qiu, HAN Bing, BA I Yun, et al. 256 element InGaAs linear IR focal plane array and scanning image [J]. *J. Infrared Millim. Wave* (吕衍秋, 韩冰, 白云, 等. 256元 InGaAs 线列红外焦平面及扫描成像. *红外与毫米波学报*), 2008, **27** (1): 7—11.
- [3] Cordier Y, Ferre D, Chauveau J-M, et al. Surface morphology and strain relaxation of InAlAs buffer layers grown lattice mismatched on GaAs with inverse steps [J]. *Applied Surface Science*, 2000, **166** (1-4): 442—445.
- [4] Linga K R, Olsen G H, Ban V S, et al. Dark current analysis and characterization of InGaAs/InAsP graded photodiodes with  $x > 0.53$  for response to longer wavelength ( $> 1.7\mu\text{m}$ ) [J]. *Journal of Lightwave Technology*, 1992, **10** (8): 1050—1055.
- [5] Wada O, Nobuhara H, Hamaguchi H, et al. Very high speed GaInAs metal-semiconductor-metal photodiode incorporating an AlInAs/GaInAs graded superlattice [J]. *Applied Physics Letters*, 1989, **54** (1): 16—17.
- [6] Zhang Y G, Gu Y, Tian Z B, et al. Wavelength extended 2.4 $\mu\text{m}$  heterojunction InGaAs photodiodes with InAlAs cap and linearly graded buffer layers suitable for both front and back illuminations [J]. *Infrared Physics & Technology*, 2008, **51** (4): 316—321.
- [7] Forrest S R, Kim O K, Smith R G. Optical response time of  $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.47}\text{As}/\text{InP}$  avalanche photodiodes [J]. *Applied Physics Letters*, 1982, **41** (1): 95—98.
- [8] Wei P J, Nijhuis J, Eck E R H, et al. High-spatial-resolution photoluminescence studies on misfit dislocations in lattice-mismatched III-V heterostructures [J]. *Semiconductor Science Technology*, 1992, **7** (1A): A63—68.
- [9] D'Hondt M, Moerman I, Demeester P. Dark current optimization for MOVPE grown 2.5 $\mu\text{m}$  wavelength InGaAs photodetectors [J]. *Electronics Letters*, 1998, **34** (9): 910—912.
- [6] Bergman J G Jr, McFee J H, Crane G R, et al. Pyroelectricity and optical second harmonic generation in polyvinylidene fluoride films [J]. *Appl Phys Lett* 1971, **18** (5): 203—205.
- [7] Bune A, Duchane S, Fridkin V, et al. Novel switching phenomena in ferroelectric Langmuir-Blodgett films [J]. *Appl Phys Lett*, 1995, **67** (26): 3975—3977.
- [8] Duchane S, Reece T J, Othon C M, et al. Ferroelectric polymer langmuir-Blodgett films for nonvolatile memory applications [J]. *IEEE Trans Device Mater Reliab*, 2005, **5** (4): 720—735.
- [9] Gam L E, Shap E J. Use of low-frequency sinusoidal temperature waves to separate pyroelectric currents from nonpyroelectric currents Part I Theory [J]. *J. Appl Phys*, 1982, **53** (12): 8974—8979.
- [10] Choi J, Borca C N, Dowben P A, et al. Phase transition in the surface structure in copolymer films of vinylidene fluoride (70%) with trifluoroethylene (30%) [J]. *Phys Rev B*, 2000, **61** (8): 5760—5770.
- [11] Chen Ang, Zhi Yu. Dielectric relaxor and ferroelectric relaxor. Bi-doped paraelectric  $\text{SrTiO}_3$  [J]. *J. Appl Phys*, 2002, **91** (3): 1478—1494.
- [12] Yang J, Chu J H, Shen M R. Analysis of diffuse phase transition and relaxorlike behaviors in  $\text{Pb}_{0.5}\text{Sr}_{0.5}\text{TiO}_3$  films through dc electric-field dependence of dielectric response [J]. *Appl Phys Lett*, 2007, **90**: 242908.
- [13] Whatmore R W. pyroelectric devices and materials [J]. *Rep Prog Phys*, 1986, **49** (12): 1335—1386.
- [14] Felix P, Ganot P, Lacheau P, et al. Pyroelectric, dielectric and thermal properties of TGS, DTGS and TGFB [J]. *Ferroelectrics*, 1978, **17** (1): 543—551.
- [15] Putley E H. A method for evaluating the performance of pyroelectric detectors [J]. *Infrared Phys*, 1980, **20** (3): 149—156.
- [16] Kohil M, Seifert A, Murali P. Poling of pyroelectric thin films [J]. *Integrated Ferroelectrics*, 1998, **22** (3): 452—463.
- [17] Neumann N, Kohler R, Hofmann G. Pyroelectric thin film sensors and arrays based on P(VDF-TrFE) [J]. *Integrated Ferroelectrics*, 1995, **6** (1): 213—230.

(上接 404页)