

InAs/GaSb II 类超晶格材料的 Si 离子注入研究

何苗^{1,2}, 周易^{1,2,3*}, 应翔霄², 梁钊铭², 黄敏², 王志芳^{1,2}, 朱艺红²,
廖科才², 王楠², 陈建新^{2,3}

(1. 上海理工大学, 上海 200433;

2. 中国科学院上海技术物理研究所, 上海 200083;

3. 国科大杭州高等研究院 物理与光电工程学院, 浙江 杭州 310024)

摘要: II 类超晶格红外探测器一般通过台面结实现对红外辐射的探测, 而通过离子注入实现横向 PN 结, 一方面材料外延工艺简单, 同时可以利用超晶格材料横向扩散长度远高于纵向的优势改善光生载流子的输运, 且易于制作高密度平面型阵列。本文利用多种材料表征技术, 研究了不同能量的 Si 离子注入以及退火前后对 InAs/GaSb II 类超晶格材料性能的影响。研究通过 Si 离子注入, 外延材料由 P 型变为 N 型, 超晶格材料中产生了垂直方向的拉伸应变, 晶格常数变大, 且失配度随着注入能量的增大而增大, 注入前失配度为 -0.012%, 当注入能量到 200 keV 时, 失配度达到 0.072%, 超晶格部分弛豫, 弛豫程度为 14%, 而在 300 °C 60 s 退火后, 超晶格恢复完全应变状态, 且晶格常数变小, 这种张应变是退火引起的 Ga-In 相互扩散以及 Si 替位导致的晶格收缩而造成的。

关键词: InAs/GaSb II 类超晶格; 离子注入; 平面结; 退火; HRXRD

中图分类号: O471.4; O474

文献标识码: A

Si ion implantation study of InAs/GaSb type II superlattice materials

HE Miao^{1,2}, ZHOU Yi^{1,2,3*}, YING Xiang-Xiao², LIANG Zhao-Min², HUANG Min², WANG Zhi-Fang^{1,2},
ZHU Yi-Hong², LIAO Ke-Cai², WANG Nan², CHEN Jian-Xin^{2,3}

(1. University of Shanghai for Science and Technology, Shanghai 200433, China;

2. Shanghai Institute of Technical Physics, Shanghai 200083, China;

3. School of Physics and Optoelectronic Engineering, Hangzhou Institute for Advanced Study, University of Chinese Academy of Sciences, Hangzhou 310024, China)

Abstract: Class II superlattice infrared detectors generally detect infrared radiation through mesa junction, while transverse PN junction is realized through ion implantation. On the one hand, the material epitaxy process is simple, and at the same time, the advantages of superlattice material that the transverse diffusion length is far higher than the longitudinal can be used to improve the transport of photogenerated current carriers, and it is easy to make high-density planar arrays. In this paper, the effects of Si ion implantation with different energies and annealing on the properties of InAs/GaSb type II superlattice materials were studied by using a variety of material characterization techniques. Through Si ion implantation, the epitaxial material changes from P type to N type, and the vertical tensile strain is generated in the superlattice material. The lattice constant becomes larger, and the mismatch increases with the increase of implantation energy. The mismatch before implantation is -0.012%. When the implantation energy reaches 200 keV, the mismatch reaches 0.072%, and the superlattice partially relaxes, with the relaxation degree of 14%. After annealing at 300 °C

收稿日期: 2023-04-21, 修回日期: 2023-11-03

Received date: 2023-04-21, Revised date: 2023-11-03

基金项目: 国家自然科学基金(61904183, 61974152, 62004205, 62104236, 62104237, 62222412)、国家重点研发计划(2022YFB3606800)、上海市启明星培育项目扬帆专项(21YF1455000, 22YF1455800)、中国科学院上海技术物理研究所创新专项基金(CX-399, CX-455)

Foundation items: Project supported by National Natural Science Foundation of China (NSFC) (61904183, 61974152, 62004205, 62104236, 62104237, 62222412), National Key Research and Development Program of China (2022YFB3606800), Shanghai Rising-Star Program (Sailing Program 21YF1455000, 22YF1455800) and Special Fund for Innovation of SITP, CAS (CX-399, CX-455)

作者简介 (Biography): 何苗 (1998-), 女, 安徽宣城人, 硕士学位, 主要研究领域为 InAs/GaSb II 类超晶格材料的离子注入, E-mail: 1297915942@qq.com

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

for 60 s, the superlattice returns to the fully strained state, and the lattice constant becomes smaller, This tensile strain is caused by the diffusion of Ga-In caused by annealing and lattice shrinkage caused by Si substitution.

Key words: InAs/GaSb Type II superlattice, ion implantation, planar junction, annealing, HRXRD

引言

将红外辐射探测出并将其转化为可测量信号就是红外探测技术。该技术具有隐蔽性好、不受光照条件限制、抗干扰能力强、可实现远距离和全天时工作的优点,在航天、军事、科学、医疗以及日常生活等方面得到了广泛应用^[1],其中核心的探测芯片就是红外焦平面阵列(FPAs)。

红外焦平面器件经历了三代的发展,当前具有大面阵、高分辨率、多波段、高集成、轻型化等特点^[2],主要材料体系包括MCT、超晶格、InGaAs、量子阱等。其中,MCT和超晶格材料可覆盖2~20 μm 的较宽谱段,是中波、长波红外探测的优选材料^[3]。

超晶格材料基于6.1 Å群家族的几种二元化合物(InAs、GaSb和AlSb),具有接近的晶格常数,晶格失配小,因此易于生长高质量的器件结构材料^[4]。InAs/GaSb II类超晶格红外材料是一种量子结构材料,采用不同厚度的InAs和GaSb短周期交替生长而成,可以通过厚度的变化对能带结构实现精确调控,满足较高量子效率的同时利用能带剪裁实现低的暗电流^[3,5]。

FPAs由于PN结的形成方式不同分为台面型和平面型两种结构。InAs/GaSb II类超晶格焦平面探测器主要是台面型结构,器件结构通过分子束外延(MBE)生长出来,其中PN结通过原位掺杂形成,再通过台面刻蚀形成探测器阵列^[6]。

随着探测器水平的发展,FPAs像元尺寸越小,台面型结构由于刻蚀形成台面导致的占空比越低,同时台面尺寸越小,其表面漏电流将成为主导因素,影响探测性能。且超晶格材料并不完全是一种各向同性材料,由于材料能带结构的原因,超晶格横向扩散长度远远高于纵向扩散长度,因此如果通过离子注入实现横向PN结,将可以改善光生载流子的输运,在提高收集效率的同时,制作高密度的平面型阵列。此外,PN结掩埋在体内有望抑制台面的表面漏电,减小器件钝化的困难^[7]。

离子注入在形成掺杂和PN结的同时也会带来材料的损伤。针对GaSb、InAs等体材料的离子注入已经有了一些研究^[4,8-10],但从文献调研看,对InAs/GaSb II类超晶格材料在离子注入和退火后特性的研究却鲜有报道。

对于超晶格材料,由于其内部有数千层复杂界面,厘清离子注入对超晶格材料结构的影响是研制平面型器件的基础。在本工作中,我们利用多种材料表征技术,研究了不同Si离子注入条件及退火对超晶格材料结构、光学性能以及电学性能的影响,并且通过与InAs和GaSb注入后材料性能的测试结果进行对比,分析了对材料性能的主要影响机理。

1 实验

由于在热力学平衡生长过程中,任何掺杂离子都倾向于取代材料中更高共价半径的原子^[8],因此在材料生长过程中原位Si掺杂,在GaSb中会优先取代Sb原子形成P型,而在InAs中会优先取代In原子形成N型。但如果通过离子注入技术掺杂Si,在GaSb和InAs中导电类型均为N型^[4,8,11-12]。这是由于离子注入为非平衡掺杂技术,GaSb中Ga空位的存在增强了注入Si在Ga位点上的占据。因此,注入的Si作为高效供体具有高掺杂激活,并导致GaSb材料的N型掺杂。且Si注入造成的损伤较小,所以我们选用Si离子注入弱P型InAs/GaSb II类超晶格来实现N型掺杂构造PN结。离子注入采用的样品是基于GaSb(0 0 1)衬底生长的60周期(2.55 nm InAs/ 2.1 nm GaSb)超晶格,未进行离子注入的样品标记为A。其余样品在离子注入机中,以 1×10^{13} ions/cm²的剂量,在室温下分别注入50 keV、100 keV和200 keV的Si离子,分别标记为B、C、D。当注入离子未与材料原子碰撞减速,而是穿透了晶格间隙时就发生了沟道效应^[13],为了使沟道效应最小化,注入角度设置偏离垂直方向7°。

杂质注入后通常会占据材料晶格的间隙位置,为了研究超晶格材料中注入杂质的退火激活和修复损伤,将B、C、D分别切块取样,在氮气环境下300 °C 60 s退火,标记为E、F、G。

为了进行对比,同样的,我们将GaSb和InAs体材料切成小块,分别留下一块用以对照,其余样品在离子注入机中,以 1×10^{13} ions/cm²的剂量,在室温下分别注入50 keV、100 keV和200 keV的Si离子。注入后的样品再切块进行退火实验。

使用布鲁克D8 X射线衍射仪进行HRXRD $\omega - 2\theta$ 扫描得到材料的双晶摇摆曲线,入射光束为

1.54 Å Cu K α 1 辐射。为了研究材料的应变和缺陷变化程度,对超晶格材料进行(1 1 5)非对称衍射面的倒易空间二维点图测试^[6]。以及超晶格材料离子注入前后的光致发光(PL)谱测试,得到材料的带隙等光学信息,测试系统主要包括波长为1 064 nm的半导体激光器、型号为 Nicolet 8700的傅里叶变换红外光谱仪、锁相放大器等。注入后的电学性能是重要的参数,由于GaSb衬底的导电性,为去除其影响,采用深低温德堡法(20K以下)进行霍尔测试得到注入后超晶格材料的载流子浓度、迁移率等电学特性。最后进行二次离子质谱实验得到注入杂质在超晶格材料内的分布情况。

2 结果与讨论

HRXRD 测试结果如图 1 (a)、(b)所示,Si注入InAs和GaSb后,会在衬底峰的左侧出现一个或多个

强度较小的侧峰,说明材料内存在晶面间距大于原始材料的缺陷子晶格。因为Ga、In的共价键长大于Si,所以我们认为这种压应变不是由Si替位引起的,而是注入造成的简单点缺陷如Si间隙杂质,以及由点缺陷延伸而成的其他缺陷相互结合的结果^[14-15]。另外,注入产生的应变与激子诱导的局部晶格膨胀有关,注入离子的能量损失机制包括与衬底核的弹性相互作用和与衬底电子的非弹性相互作用,当非弹性电子-声子散射将激子能量转移到晶格中,会使晶格温度升高。根据热刺模型,如果离子轨道周围的温度超过熔点,就会发生破坏^[16],密集的电子激发会引起键长膨胀,这可能导致拉伸应变和不稳定性^[17]。应变与原子位移中每个离子沉积的能量分布密切相关。Si注入GaSb和InAs材料所引起的应变 ϵ_{\perp} 由式(1)得到

$$\epsilon_{\perp} = -\cot \theta_B \Delta \theta_0 \quad (1)$$

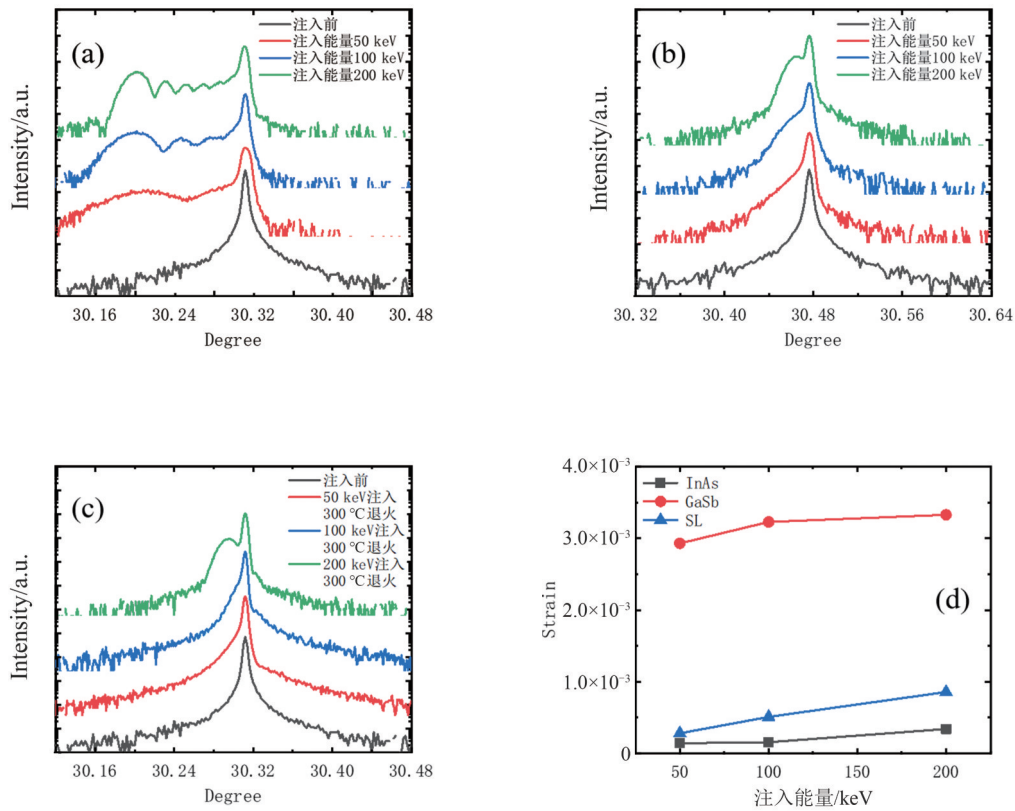


图 1 不同能量 Si 注入 InAs、GaSb 及退火的 HRXRD $\omega - 2\theta$ 扫描对称衍射面(0 0 4): (a) GaSb 材料中不同能量 Si 注入前后; (b) InAs 材料中不同能量 Si 注入前后; (c) 不同能量 Si 注入 GaSb 材料退火后; (d) Si 注入 InAs、GaSb 以及超晶格中产生的应变程度随注入能量的变化

Fig. 1 HRXRD $\omega - 2\theta$ scan for symmetric (004) plane of different energies Si implanted InAs, GaSb and after annealing: (a) Before and after different energy Si is injected into GaSb; (b) Before and after different energy Si is injected into InAs; (c) After annealing of GaSb material implanted with different energy Si; (d) The variation of strain degree in InAs, GaSb and superlattices with Si implantation energy

其中 θ_n 为布拉格衍射角, $\Delta\theta_0$ 为最显著震荡的侧峰与衬底峰的角度差^[4]。计算结果如图 1 (d) 所示, Si 离子注入 GaSb 和 InAs 引起的垂直方向的应变随注入能量的增加而增加。而退火后的结果如图 1 (c) 所示, 注入能量 50 keV 和 100 keV Si 的 GaSb 体材料, 在 300 °C 60 s 退火下能消除应变, 而注入能量 200 keV Si 的 GaSb, 在 300 °C 60 s 退火后应变由 0.33% 降低到 0.05%, 没有完全消除。实验结果表明, 离子注入能量越大造成的损伤越大, 晶格膨胀越显著, 需要在更高的退火温度下对晶格质量进行修复^[15]。

衍射摇摆曲线的半峰全宽(FWHW)包含了材料的本征半峰全宽以及材料应变和材料缺陷导致的展宽, 双晶半峰全宽越窄, 被测材料的晶格完整

表 1 超晶格样品离子注入和退火前后摇摆曲线的相关信息

Table 1 Information about rocking curves of superlattice samples before and after ion implantation and annealing

样品 编号	注入能量/ keV	退火温 度/°C	失配度	FWHM(°/rlu)	
				-1 级	+1 级
A	—	—	-0.012%	0.0121	0.0092
B	50	—	0.016%	0.0142	0.0151
C	100	—	0.039%	0.0160	0.0166
D	200	—	0.072%	0.0182	0.0191
E	50	300	-0.015%	0.0125	0.0171
F	100	300	-0.039%	0.0157	0.0140
G	200	300	-0.062%	0.0162	0.0141

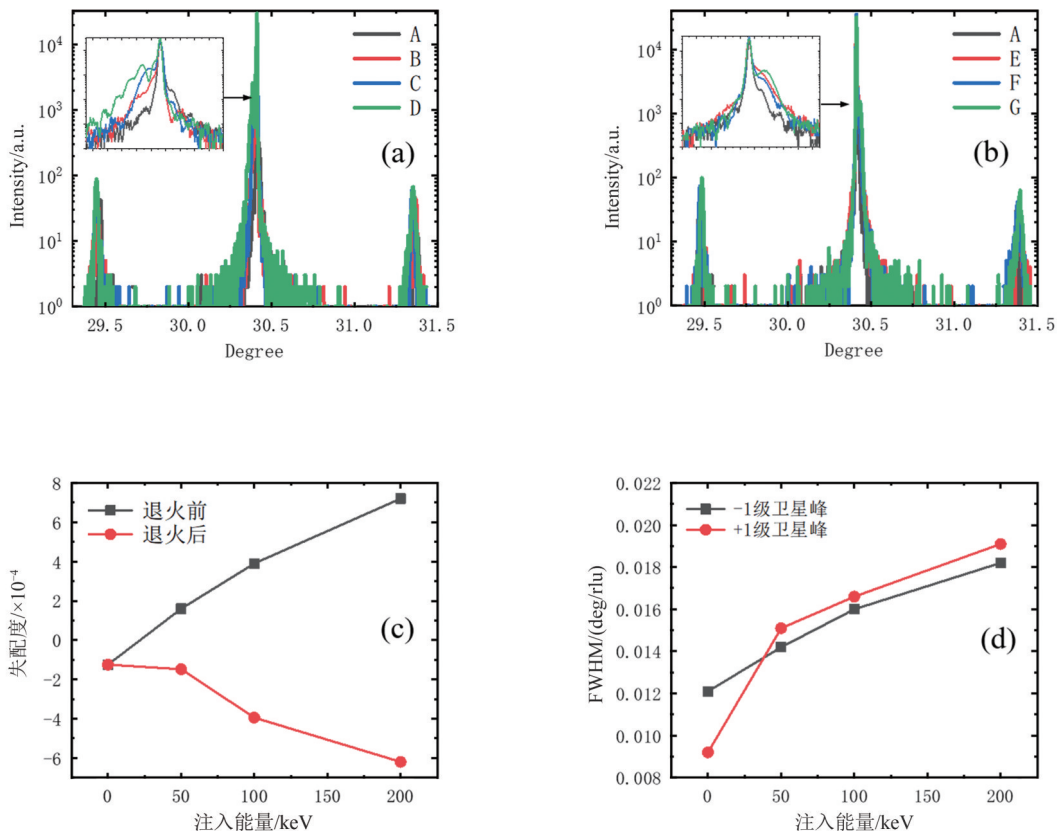


图 2 不同能量 Si 注入 InAs/GaSb II 类超晶格及退火后的 HRXRD $\omega - 2\theta$ 扫描对称衍射面 (004): (a) 不同能量 Si 注入超晶格注入前后的对比; (b) 不同能量 Si 注入超晶格退火后与未注入超晶格对比; (c) 超晶格退火前后的失配度随注入能量的变化; (d) 正负一级卫星峰半峰全宽随注入能量的变化

Fig. 2 HRXRD $\omega - 2\theta$ scan for symmetric (004) plane of different energies Si implanted InAs/GaSb type-II superlattice and after annealing: (a) Comparison of Si implanted into superlattice with different energies before and after implantation; (b) Comparison of superlattice implanted with Si of different energies after annealing and before implantation; (c) The degree of mismatch before and after superlattice annealing changes with the injection energy; (d) Variation of the FWHM of the positive and negative first-order satellite peak with the injected energy

性也就越好,如图2(d)和表1所示,随着注入能量的增大,超晶格-1级和+1级卫星峰FWHM分别由注入前的0.0121和0.0092增加到0.0182和0.0191,是因为注入能量越大造成的缺陷和应变越大。如图2(a)、(c)所示,薄膜B、C、D的0级峰和卫星峰相比注入前均向低角度侧偏移,说明注入后晶格常数变大,与Si注入GaSb和InAs的结果一致,这种应变分布是由于晶格的局部垂直膨胀引起的,是注入层中缺陷分布的直接结果^[12],外延层与衬底之间的失配度随着注入能量的增加而增加。

而退火后的结果如表1及图2(b)、(c)所示,薄膜E、F、G的0级峰和卫星峰相比注入前均向高角度侧偏移,说明晶格常数变小。我们认为这种张应变是注入后退火引起的Ga-In相互扩散以及Si替位导致的晶格收缩而造成的^[18],以及可能存在具有较小晶面间距(空位)的缺陷晶胞,我们预计空位缺陷主要是肖特基类型,缺失的原子已经迁移到表面,由此产生的空位引起了局部压缩应力^[19]。注入能量越大退火后失配度也越大。

我们还对比了Si注入GaSb和InAs以及超晶格产生的应变随注入能量变化的结果,如图1(d)所示,我们发现Si注入后,在GaSb中引发的垂直方向的应变程度最大,超晶格其次,在InAs中引发的应变程度是这三者中最小的。我们认为可能是键能的原因。根据Pauling等提出的热效应与电负性差理论^[20],在二元化合物中,电负性差值越大,其键能越大,该化合物越稳定。Huheey等提出由电负性求得键能的经验公式^[21]

$$D_{A-B} = \frac{1}{2}(X_A + X_B)(1 + i) \quad (2)$$

$$i = (X_A - X_B)/(X_A + X_B) \quad (3)$$

式中 X_A 和 X_B 是元素A和B的电负性,由上式计算得到GaSb的键能为2.05 eV,InAs的键能为2.18 eV。GaSb的键能比InAs的键能更弱,因此更容易被破坏产生应变。

倒易空间二维点图可用来分析材料晶体的应变、晶面效应、晶向效应以及缺陷存在的状态。对于一个理想的体晶材料,其倒易空间二维图将呈现出圆形结构。如果外延超晶格材料完全应变,外延材料倒易点 L 与衬底材料倒易点 S 的连线将是平行于(001)方向;而如果材料完全弛豫,则连线将在[115]方向上。将(115)晶面附近的倒易空间区域单独拿出来讨论,可以通过倒易空间图中 L 和 S 的具体位置关系计算出外延材料的应变程度^[6]

$$\tan \beta = \tan \varphi [(1 - S)/(1 + kS)] \quad (4)$$

$$k = 2C_{13}/C_{11} \quad (5)$$

式中, β 是 SL 与完全应变线的夹角, φ 是 OS 与(001)方向之间的夹角, C_{11} 和 C_{13} 是外延材料的弹性系数^[22], S 就是外延材料的应变程度。完全应变时 $S=1$,完全弛豫时 $S=0$ 。

扫描超晶格(115)晶面的倒易空间二维点图的结果如图3所示,Si注入后可以观察到随着注入能量的增大倒易空间二维图外延材料衍射峰在 $\omega/2\theta$ 方向上的展宽增大,说明Si注入超晶格中存在应变引起的晶格常数增大,与XRD摇摆曲线的结果一致。且注入后,都出现了在 ω 方向上的展宽,说明Si注入超晶格产生了弯曲、倾斜、镶嵌结构等取向缺陷^[6,23]。

如图3(a)、(b)所示,注入前的外延材料倒易点与衬底倒易点的连线以及注入100 keV Si的外延材料倒易点与衬底倒易点的连线都平行于 $\omega/2\theta$ 轴,材料为完全应变。而当注入能量为200 keV时,如图3(c)所示,外延材料倒易点与衬底倒易点连线稍微偏离了 $\omega/2\theta$ 方向,通过式(4)计算得到的弛豫程度为14%,材料产生了微量的弛豫。而由图3(d)可知,退火后超晶格材料恢复了完全应变状态。因此,当注入能量过大时,会使超晶格弛豫,要选取适当的注入能量和注入剂量来制作平面结,并通过合适的退火温度和退火时间来恢复材料晶格质量。

通过PL测试可以判断材料的光学质量,图4为SL材料不同能量Si注入前后以及退火前后的超晶格光致发光谱图,可以看到Si注入后的PL谱发光强度明显降低,且发光强度随着注入能量的增大而降低,如表2所示,注入前的发光强度为886.77,200 keV Si注入后发光强度降低到17.42,而在300°C退火后发光强度增加到24.58。这是由于Si注入引入了很多缺陷,在材料内部形成了更多的非辐射复合中心。材料中杂质越多,晶格缺陷越多,非平衡载流子的寿命就越短。而通过退火可以修复注入引起的部分损伤,从而恢复部分发光。发光峰值位置对应的是超晶格导带底的电子跃迁到价带顶与空穴复合,释放出能量等于禁带宽度的光子^[24]。注入前InAs/GaSb II类超晶格的带隙为0.233 eV,注入200 keV Si后的带隙位置不变。可见Si注入对超晶格禁带宽度的影响较小。PL谱半高宽同样反映了材料的光学性能,其展宽一般由非均匀部分和与温度相关的均匀部分两部分组成,非均匀部分主要与

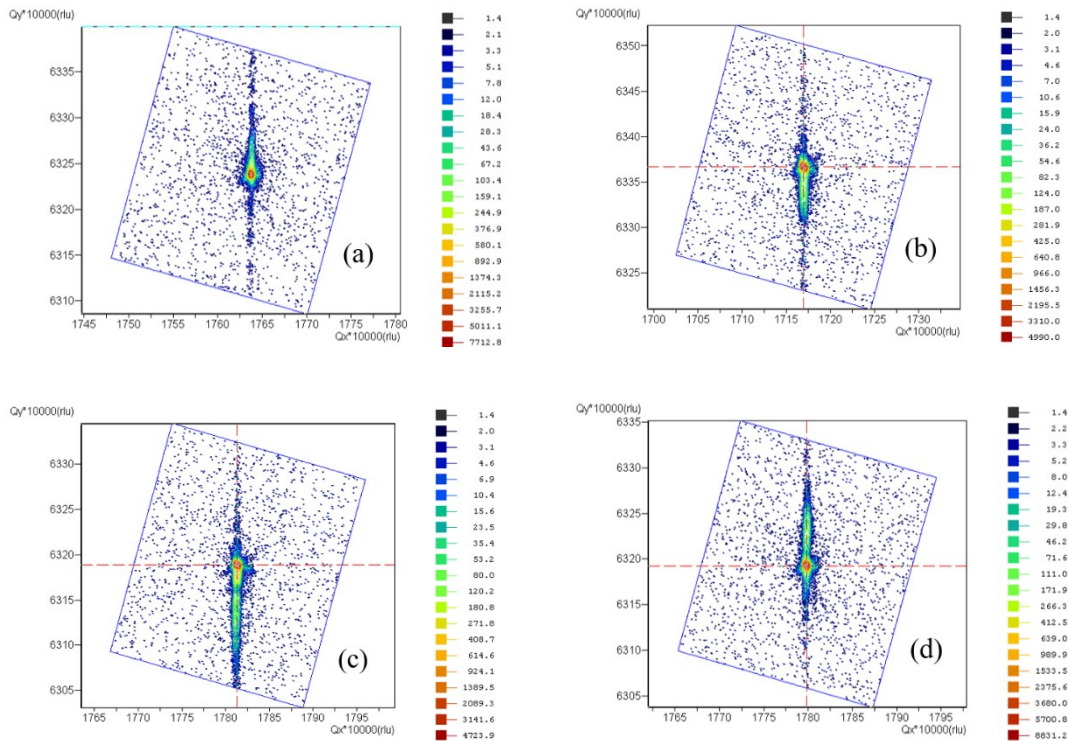


图3 Si离子注入前后以及退火后的超晶格的倒易空间二维点图:(a)超晶格材料Si注入前;(b)注入100 keV Si的超晶格;(c)注入200 keV Si的超晶格;(d)注入200 keV Si退火后的超晶格

Fig. 3 Two-dimensional point map of reciprocal space of superlattices before and after Si ion implantation and annealing: (a) Before superlattice material Si injection; (b) Superlattice injected with 100 keV Si; (c) Superlattice injected with 200 keV Si; (d) Superlattice annealed after implantation of 200 keV Si

表2 不同超晶格样品的光致发光谱峰值位置,发光强度以及半峰全宽的值

Table 2 The peak position of the photoluminescence, luminescence intensity and full width at half-maximum of different superlattice samples

样品编号	E/eV	Intensity/a. u.	FWHM/eV
A	0.233	886.77	0.019
B	0.234	34.32	0.030
C	0.235	31.36	0.033
D	0.233	17.42	0.037

内部杂质和界面粗糙度等因素有关。从测试结果可以看到,注入后超晶格材料的PL谱半高宽随着注入能量的增加而增加,注入200 keV Si后的半高宽从注入前的0.019 eV增加到0.037 eV。这是由于Si注入引入了杂质,并在材料内产生联级碰撞导致界面粗糙度增加,从而导致半峰全宽的增大。

二次离子质谱(SIMS)实验能够得到注入杂质在超晶格材料内的分布情况,而SRIM是一种对离子注入进行蒙特卡罗模拟的软件,它可以估计离子

的分布和注入后的目标损伤。如图5(a)所示,注入剂量为 1×10^{13} ions/cm²、能量为10 keV Si的超晶格SIMS测试结果得到的注入深度为45 nm,SRIM的仿真结果得到的注入深度为41 nm,SIMS测试与SRIM仿真得到的结果基本一致。而SIMS测试结果在表面Si的浓度高于仿真是由于在室温下注入导致的晶格温度升高,产生自退火效应,Si离子向表面扩散^[11]。根据SRIM的结果,超晶格中注入能量为50 keV的Si的注入深度为136 nm。超晶格中注入能量为100 keV的Si的注入深度为274 nm,此结果基本符合制作平面结所需的注入深度。

注入的目的就是实现掺杂,霍尔测试能得到掺杂浓度和迁移率。样品超晶格外延层本身厚度较薄,注入能量为100 keV及200 keV的样品注入层已完全覆盖整个超晶格外延层,注入能量为50 keV的样品注入层也超过了外延层厚度的一半,注入层和未注入层具有相反的导电性类型,且注入区有远高于初始材料的掺杂浓度,在霍尔测试中起主要贡献;此外,针对两层不同导电类型材料,界面处的p-

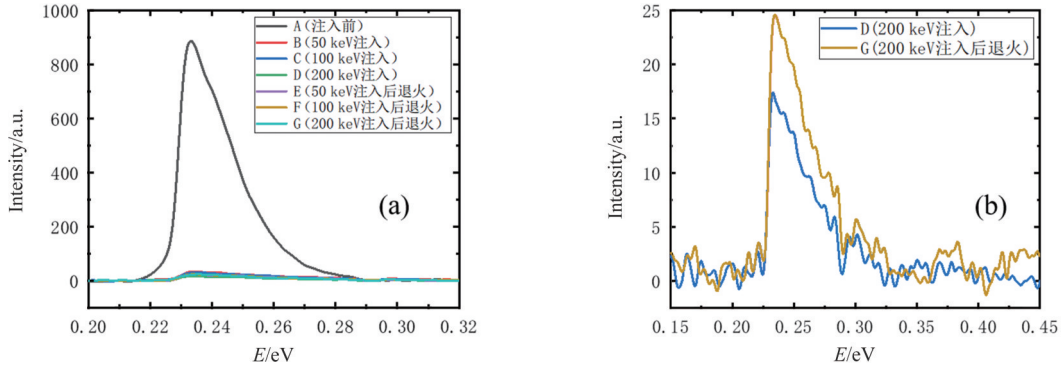


图4 测试温度77 K时,超晶格的光致发光谱:(a)不同能量Si注入以及退火前后的SL;(b)SL中200 keV的Si注入后以及退火后
Fig. 4 Photoluminescence spectra of superlattice and GaSb at 77 K: (a) Superlattice with different energy Si implantation and annealing; (b) Superlattice after 200 keV silicon implantation and annealing

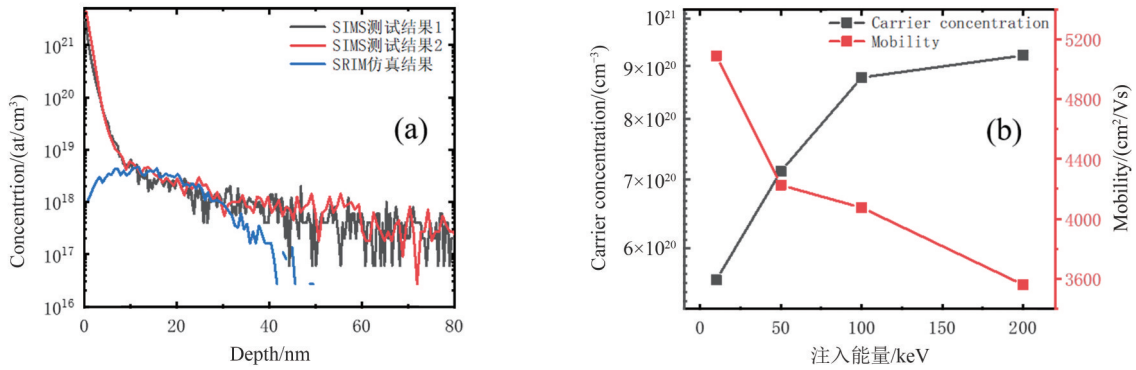


图5 Si注入超晶格的注入深度和电学特性:(a)注入能量为10 keV的Si的超晶格的SIMS的两次测试结果,以及SRIM仿真结果;(b)注入能量与载流子浓度和迁移率的关系
Fig. 5 Depth and electrical properties of Si implanted superlattice: (a) Two SIMS test results and SRIM simulation results of Si superlattice with injected energy of 10 keV; (b) The relationship between injected energy and carrier concentration and mobility

n结耗尽区通常会对这两个区域形成电隔离^[25-26],因此可以对注入区的浓度和迁移率进行直接霍尔测量。实验结果显示,在10 K的测试温度下,注入前的超晶格材料为P型,载流子浓度为 $1.11 \times 10^{17}/\text{cm}^3$,迁移率为 $528 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ 。而如图5(b)及表3所示,在注入剂量为 $1 \times 10^{13} \text{ ions}/\text{cm}^2$,能量分别为10 keV、50 keV、100 keV以及200 keV的Si后,超晶格外延层为N型,随着注入能量的增大载流子浓度增大,迁移率减小,这是由于更高的注入能量会造成更多的原子移位,产生更多的空位和Si替位。而在退火激活后,超晶格中的Si间隙变为Si替位,载流子浓度增大,迁移率降低,电阻减小。注入Si离子后载流子浓度达到20次方,是由于材料表面附近

的Si离子浓度过大导致的。

表3 不同能量Si注入及退火前后的超晶格薄膜电学特性
Table 3 Electrical properties of superlattice films before and after Si implantation and annealing at different energies

注入能量(keV)	退火温度 / °C	Carrier concentration/cm ⁻³	Mobility / cm ² /V s
50	—	-7.12×10^{20}	4225
	300	-9.04×10^{20}	3969
100	—	-8.77×10^{20}	4075
	300	-9.79×10^{20}	3636
200	—	-9.46×10^{20}	3539
	300	-1.08×10^{21}	3409

3 结论

在室温下注入剂量为 1×10^{13} ions/cm², 注入能量分别为 50 keV、100 keV 和 200 keV 的 Si 后, GaSb 和 InAs 的 HRXRD 结果显示在衬底峰左侧出现了副峰, 而 InAs/GaSb II 类超晶格的各级衍射峰都向左偏移了, 垂直方向上由原来的张应变转化成压应变, 晶格常数变大。我们认为注入造成的简单点缺陷如 Si 间隙杂质, 以及由点缺陷延伸而成的其他缺陷相结合的结果以及激子诱导的局部晶格膨胀所引起的, 且与注入能量线性相关。在 Si 注入超晶格退火后, 晶格常数变小, 垂直方向上再次变为张应变, 我们认为退火引起的 Ga-In 相互扩散以及 Si 替位而导致的晶格收缩造成的, 以及可能存在具有较小晶面间距(空位)的缺陷晶胞。由于 GaSb 的键能较 InAs 更小, 所以同样的注入条件 GaSb 受到的损伤更大, 应变程度更大。当注入能量过大时, 会导致超晶格产生微量的应变弛豫。注入并不会使超晶格的禁带宽度发生太大改变, 但会降低 PL 谱发光强度, 注入能量越大的发光强度越低。Si 注入 P 型的 InAs/GaSb II 类超晶格后成功改型为 N 型, Si 充当施主杂质, 且载流子浓度随着注入能量的增大而增大。

References

- [1] Hao Xiao-Jian, LI Yang-Jun, LIU Ji, *et al.* Photoelectric detection technology and application [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2009.
- [2] ROGALSKI A. Recent progress in third generation infrared detectors [J]. *Journal of Modern Optics*, 2010, **57**(18): 1716-1730.
- [3] ROGALSKI A. Infrared detectors: An overview [J]. *Infrared Physics & Technology*, 2002, **43**(3-5): 187-210.
- [4] PANDEY R K, MISHRA P, PANDEY A, *et al.* Effects of Si ion implantation on the surface and electrical characteristics of epitaxial GaSb [J]. *Vacuum*, 2022, (198-): 198.
- [5] ROGALSKI A, ANTOSZEWSKI J, FARAONE L. Third-generation infrared photodetector arrays [J]. *Journal of Applied Physics*, 2009, **105**(9): 4-348.
- [6] ZHOU Yi. Research on InAs/GaSb class II superlattice infrared detector materials and devices [D]. Graduate University of Chinese Academy of Sciences, 2012. .
- [7] LI Hai-Yan, DU Hong-Yan, ZHAO Jian-Zhong. Study on annealing technology of InSb ion Implantation [J]. *Laser and Infrared*, 2013, **43**(12):4.
- [8] PANDEY R K, MISHRA P, KAUSHIK J K, *et al.* Higher electrical activation of ion-implanted Si over S in GaSb epitaxial layers [J]. *Materials Science in Semiconductor Processing*, 2020, **115**: 105107.
- [9] PANDEY S D, DUBEY S K. Annealing behavior of cadmium ion implanted GaSb [C]. Proceedings of the American Institute of Physics, F, 2013.
- [10] PEARTON S J, VONNEIDA A R, BROWN J M, *et al.* Ion-implantation damage and annealing in InAs, GaSb, and gap [J]. *Journal of Applied Physics*, 1988, **64**(2): 629-36.
- [11] PANDEY R K, MISHRA P, PANDEY A, *et al.* Silicon-implantation induced doping and nanoporosity in molecular beam epitaxy grown GaSb epitaxial films [J]. *J Vac Sci Technol A*, 2021, **39**(4): 39.
- [12] DECOSTER S, VANTOMME A. Implantation-induced damage in Ge: Strain and disorder profiles during defect accumulation and recovery [J]. *J Phys D Appl Phys*, 2009, **42**(16): 165404.
- [13] BAUSELLS J, BADENES G, LORATAMAYO E. Calculation of Channeling Effects in Ion-Implantation [J]. *Nucl Instrum Meth B*, 1991, **55**(1-4): 666-670.
- [14] KATSIKINI M, PINAKIDOU F, PALOURA E C, *et al.* Modification of the N bonding environment in GaN after high-dose Si implantation: An x-ray absorption study [J]. *Journal of Applied Physics*, 2007, **101**(8): 35202-35210.
- [15] LI Chao. Strain Analysis and Electrical Properties Study of GaN Based Heterojunction Materials [D]. University of Electronic Science and technology, 2009.
- [16] TOULEMONDE M, DUFOUR C, PAUMIER E. Transient thermal process after a high-energy heavy-ion irradiation of amorphous metals and semiconductors [J]. *Phys Rev B Condens Matter*, 1992, **46**(22): 14362-14369.
- [17] PAINE B M, HURVITZ N N, SPERIOSU V S. Strain in GaAs by low-dose ion implantation [J]. *Journal of Applied Physics*, 1987, **61**(4): 1335-1339.
- [18] ZHAO Y, TENG Y, MIAO J-J, *et al.* Mid-infrared InAs/GaSb superlattice planar photodiodes fabricated by metal-organic chemical vapor deposition* [J]. *Chinese Physics Letters*, 2020, **37**(6): 4.
- [19] QADRI S B, YOUSUF M, KENDZIORA C A, *et al.* Structural modifications of silicon-implanted GaAs induced by the athermal annealing technique [J]. *Applied Physics A*, 2004, **79**(8): 1971-7.
- [20] PAULING L, PAULING P. Chemistry [M]. WH Freeman San Francisco, 1975.
- [21] HUHEEY J E, KEITER E A, KEITER R L. Inorganic Chemistry: Principles of Structure and Reactivity [M]. 1993.
- [22] WANG S Q, YE H Q. First-principles study on elastic properties and phase stability of III - V compounds [J]. *Physica Status Solidi (b)*, 2003, **240**(1): 45-54.
- [23] ROBINS L H, BERTNESS K A, BARKER J M, *et al.* Optical and structural study of GaN nanowires grown by catalyst-free molecular beam epitaxy. II. Sub-band-gap luminescence and electron irradiation effects [J]. *Journal of Applied Physics*, 2007, **101**(11): 113505.
- [24] CHEN Xi-Ren. Infrared Modulation Spectroscopy Study on the Electronic Band Structure of III - V Group Narrow Band Gap Antimony Compounds and Dilute Bismuth Semiconductors [D]. Graduate School of the Chinese Academy of Sciences, 2015.
- [25] MAYER J W, ERIKSSON L, DAVIES J A. Ion Implantation in Semiconductors [M]. New York: Academic Press, 1970: 186-193.
- [26] Larrabee R.D, Thurber W.R. Theory and application of a two-layer Hall technique [J]. *Electron Devices, IEEE Transactions on*, 1980, **27**(1): 32-36.