

Te 掺杂的 GaSb 材料载流子特性研究

金姝沛, 胡雨农, 刘 铭, 孙 浩, 王成刚
(中电科光电科技有限公司, 北京 100015)

摘要:非故意掺杂的 GaSb 材料呈现 p 型导电, 限制了 GaSb 材料在 InAs/GaSb 超晶格红外探测器等领域的应用。探究 N 型 GaSb 薄膜电学特性对估算超晶格载流子浓度以及制备超晶格衬底、缓冲层、电极接触层等提供了一定的理论依据。Te 掺杂能够以抑制 GaSb 本征缺陷的方式实现 N 型 GaSb 薄膜的制备, 利用分子束外延 (Molecular Beam Epitaxy, MBE) 技术, 设置 GaTe 源温分别为 420 °C、450 °C、480 °C, 分别在 GaSb 衬底与 GaAs 衬底上生长不同 GaTe 源温下掺杂的 GaSb 薄膜, 通过霍尔测试探究 GaSb 薄膜的电学特性。在 77 K 的霍尔测试中, 发现在 GaAs 衬底上生长的 GaSb 薄膜均显示为 N 型半导体, 载流子浓度随源温升高而增加。与非故意掺杂的 GaSb 相比, 源温为 420 °C、450 °C 时由于载流子浓度增加而导致的杂质散射, 迁移率大幅提高, 且随温度升高而增加, 但在 480 °C 时, 由于缺陷密度减小, 迁移率大大减小。在 GaSb 衬底上生长 7000 Å Be 掺杂的 GaSb 缓冲层, 再生长 5000 Å Te 掺杂的 GaSb 薄膜。结果发现, 由于 P 型缓冲层的存在, 当源温为 420 °C 时, 薄膜显示为 P 型半导体, 空穴载流子的存在导致薄膜整体载流子浓度增加, 且空穴和电子的补偿作用使迁移率大幅降低。源温为 450 °C、480 °C 时, 薄膜仍为 N 型半导体, 载流子浓度随温度增加, 且为 GaAs 衬底上生长的 GaSb 薄膜载流子浓度的 2~3 倍; 迁移率在 450 °C 时最高, 480 °C 时减小。设置 GaTe 源温为 450 °C 时 GaSb 薄膜的载流子浓度较高且迁移率较高, 参与超晶格材料的制备能够使整个材料的效果最佳。

关键词: GaTe 掺杂; GaSb; 载流子浓度; 霍尔测试

中图分类号: TN213; O436 **文献标识码:** A **DOI:** 10.3969/j.issn.1001-5078.2024.04.012

Study on carrier characteristics of Te doped GaSb materials

JIN Shu-pei, HU Yu-nong, LIU Ming, SUN Hao, WANG Cheng-gang
(CETC Electro-Optics Technology Co. Ltd., Beijing 100015, China)

Abstract: Undoped GaSb material exhibits P-type characteristic, which limits its application of GaSb materials in the fields such as InAs/GaSb superlattice infrared detectors. The theoretical basis for estimating superlattice carrier concentration and growing superlattice substrate, buffer layer and electrode contact layer can be provided by exploring the electrical properties of N-type GaSb films. Te doping can achieve the preparation of N-type GaSb films by suppressing GaSb intrinsic defects. Molecular Beam Epitaxy technology is used to get the doped GaSb films which are grown on GaSb substrate and GaAs substrate at different GaTe source temperatures. GaTe source temperatures are set at 420 °C, 450 °C and 480 °C, respectively, and the electrical characteristic of GaSb films are investigated by Hall test. In the Hall test at 77K, it is found that all GaSb films grow on the GaAs substrate showing N-type semiconductors, with carri-

er concentration increasing with source temperature. Compared with the undoped GaSb, carrier concentration and the mobility at 420 °C and 450 °C due to impurity scattering caused by the increase in carrier concentration, and increases with temperature, but at 480 °C, the mobility decreases considerably due to the decrease in defect density. A 7000 Å Be-doped GaSb buffer layer is grown on a GaSb substrate, followed by a 5000 Å Te-doped GaSb film. The results show that due to the presence of P-type buffer layer, the film appears as a P-type semiconductor when the source temperature is 420 °C, the presence of hole carriers increases the overall carrier concentration of the film, but the compensation of holes and electrons significantly reduces the mobility. When the source temperature is 450 °C and 480 °C, the film is still N-type semiconductor, and the carrier concentration which is 2~3 times that of GaSb film grown on GaAs substrate increases with temperature. The mobility is highest at 450 °C and decreases at 480 °C. Setting the GaTe source temperature at 450 °C with higher carrier concentration and higher mobility of GaSb thin films involved in the preparation of superlattice materials can make the best effect of the whole material.

Keywords: GaTe doped; GaSb carrier concentration; Hall test

1 引言

铟基 III-V 族半导体具有高迁移率和较小的电子有效质量等特性,在光电探测器、激光器、场效应晶体管、夜视仪等方面有重要的应用价值^[1-2]。其中铟化镓(GaSb)为直接带隙结构,具有高电子迁移率、高光电转换效率、高频低阈值等特点^[3-8],是铟基超晶格材料的重要组成部分。由于 GaSb 材料禁带宽度较小,仅有 0.725 eV, GaSb 的晶格常数 6.0595 Å,与 InAs(晶格常数 6.0583 Å)、AlSb(晶格常数 6.1355 Å)等 III-V 族材料晶格匹配,通过“能带工程”形成超晶格等光电探测材料可以检测较宽的波长范围(3~14 μm)。同时由于 GaSb 与一些二元及多元铟化物材料晶格匹配可以减小晶格失配导致的缺陷等问题, GaSb 材料在制备光电探测器、长波激光器和光纤通信器件等等领域具有广泛的应用前景^[9-12]。

GaSb 材料在超晶格红外探测器中具有广泛的应用。通过调控 III/V 族元素的比例及杂质的掺杂浓度,生长不同缓冲层、欧姆接触层、吸收层、势垒层和盖层等以形成完成的超晶格材料结构,用于制备不同温度下或不同波段的红外探测器。由于非故意掺杂的 GaSb 存在施主缺陷,呈现 p 型导电,限制了 GaSb 材料在 InAs/GaSb 二类超晶格红外探测器中的应用。通常在超晶格红外探测器中,使用铍(Be)掺杂的 P 型 GaSb 与 Si 掺杂的 N 型 InAs 实现载流子的高浓度掺杂。但在理想的 pin 型探测器中,要求 i 层应保持较低的载流子浓度,可以利用反掺杂的方法来抑制 GaSb 中的本征缺陷,即利用 n 型掺杂剂掺入 GaSb 层中,以补偿非故意掺杂的 GaSb 中的受主缺陷,最终达到降低 GaSb 中载流子浓度,实

现低载流子浓度的 i 层^[13]。同时,若 GaSb 薄膜能够呈现 n 型导电,可以作为超晶格红外探测材料的衬底、缓冲层或电极接触层,参与超晶格材料内部的载流子输运。因此,探究 N 型 GaSb 薄膜的电学特性,对制备不同需求的超晶格都有一定的参考意义。实现 N 型 GaSb 薄膜的制备,可以选择 Te、Se 和 Si 掺杂。其中碲(Te)原子与晶格原子铟(Sb)的大小相接近,价电子壳层结构也比较接近,Te 原子作为替位式掺杂在晶体中替代 Sb 的位置,起施主作用^[14],且无复合体的缺陷结构产生,不会对原有的晶体结构产生较大影响,能够获得高质量的 N 型半导体 GaSb 薄膜^[15],是 MBE 系统中生长 GaSb 层的优质 N 型掺杂剂。探究 N 型 GaSb 薄膜的电学性质能够为超晶格材料的结构设计提供理论依据。决定材料电学性能的主要参数有载流子的导电类型、浓度以及迁移率等,通用的电学性能表征方法有电容-电压(C-V)测试,热探针(TEP)测试,磁阻(MR)测试,霍尔效应(Hall effect)测试等。其中霍尔效应测试方法可测试范围较宽,可以通过霍尔系数和电导率的测试获得材料的导电类型、载流子浓度和迁移率等参数^[16],具有操作简便,可重复性好的特点。

在分子束外延中,碲化镓(GaTe)通常被用作 Te 的掺杂剂源,而不是纯 Te,这是因为 GaTe 比 Te 的稳定性更好,在高温的衬底表面挥发性更小,更容易控制掺杂浓度且重复性较好。本文主要以 GaTe 源炉为 Te 掺杂源制备 n 型掺杂 GaSb 薄膜,改变源炉温度并进行霍尔测试,探究不同掺杂温度时 n 型 GaSb 薄膜分别在 GaAs 和 GaSb 衬底上电学特性。

2 方法

2.1 霍尔测试技术

霍尔效应的原理主要是带电粒子在磁场中受到

洛伦兹力作用引起的偏转的现象。如图 1,在矩形样品的表面同时施加互相垂直的电场和磁场,由于电场的作用,载流子会做定向运动产生漂移电流,此时由于受到磁场的作用,载流子将在垂直于电场和磁场的平面上积累,从而建立起霍尔电场。当霍尔电场对载流子的电场力与磁场的洛伦兹力平衡时,可得出霍尔电场强度 E_H 与电流密度 J 和磁感应强度 B 的关系:

$$E_H = R_H JB \tag{1}$$

其中, R_H 为霍尔系数。根据 R_H 的符号可以来推断材料的导电类型。

以 P 型半导体为例,设空穴的浓度为 p ,运动速度为 v ,在稳态的情况下有:

$$qE_H = qvB, v = J/qp$$

其中, q 是电子电量,因此:

$$E_H = JB/qp \tag{2}$$

以上推导都是基于载流子具有相等的速度得到的,如果考虑载流子速度的统计分布,则半导体中实际的霍尔系数为:

$$\begin{cases} R_H = \gamma_H/qp \\ R_H = -\gamma_H/qp \end{cases} \tag{3}$$

γ_H 为霍尔因子,当电子载流子和空穴载流子速度相同时, $\gamma_H = 1$ 。由式(3)可计算载流子的浓度。结合电导率 σ ,可计算霍尔迁移率:

$$u_H = |R_H|\sigma \tag{4}$$

根据 R_H 的值,可求出载流子浓度:

$$n = \frac{1}{|R_H|e} \tag{5}$$

一般情况下,样品并不是标准的霍尔条,此时需要利用范德堡测试技术(Van der Pauw)来测量样品的霍尔系数和电导率,再由式(4)和式(5)便可计算出样品的霍尔迁移率和载流子浓度。

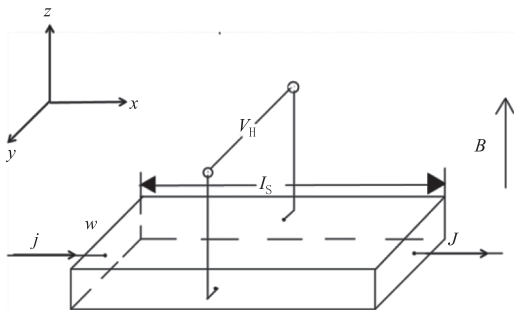


图1 霍尔效应示意图
Fig.1 Hall effect diagram

2.2 范德堡测试技术

霍尔测量用薄膜样品示意图(如图 2 所示),A、B、C、D 分别代表样品表面的四个电极,范德堡证明了:

$$\exp(-\pi R_{AB,CD}d/\rho) + \exp(-\pi R_{CD,BA}d/\rho) = 1 \tag{6}$$

其中, I_{AB} 表示 A、B 电极之间通过的电流值; V_{CD} 表示 A、B 之间通过 I_{AB} 电流时,在 C、D 之间测得的电势差; $R_{BC,DA}$ 为相应的电阻, d 表示薄膜样品的厚度; ρ 为薄膜样品的电阻率。由式(6),我们可以根据实验数据推导出薄膜样品电阻率 ρ 。另外,根据霍尔效应的原理,范德堡推导出了薄膜样品的霍尔迁移率公式:

$$\mu = \frac{d}{B} \frac{\Delta R_{AB,CD}}{\rho} \tag{7}$$

其中, B 表示垂直于薄膜样品的磁场; $\Delta R_{AB,CD}$ 表示加磁场 B 前后的 $R_{AB,CD}$ 变化量。因此,在恒磁场的条件下,根据公式 $1/\rho = ne\mu$,便可得出载流子浓度 n 。GaAs 衬底相对 GaSb 来说,虽然具有 7% 的晶格失配度,但 GaAs 衬底本征载流子浓度较低,相比于 GaSb 可忽略不计。对于在 77 K 温度下用霍尔测试研究材料掺杂的 GaSb 薄膜材料,则选择在 GaAs 衬底上进行材料生长,衬底及 GaAs 缓冲层中载流子的影响可以忽略不计,测试结果可认为是仅 GaSb 薄膜的电学性质。使用 GaSb 衬底进行 GaSb 薄膜霍尔测试,相比于使用 GaAs 衬底避免了 GaAs 与 GaSb 晶格失配导致的缺陷能级和对电学性能的影响。

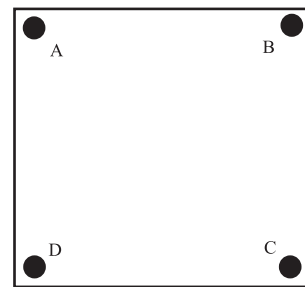


图2 霍尔测量用薄膜样品示意图

Fig.2 Diagram of a thin film sample for Hall test

3 实验

总共生长六个样品进行两组实验。实验中,第一组的三个样品使用 GaAs 衬底。首先在 GaAs 衬底上生长 7000 Å 的 GaAs 缓冲层,减少衬底粗糙对

薄膜生长的影响。在缓冲层上接着生长 5000 Å Te 掺杂的 GaSb 薄膜,如图 3, GaTe 源温设置为 420 °C、450 °C、480 °C,该温度为热电偶在源炉坩埚底部接触测得。第二组的三个样品使用 GaSb 衬底。由于衬底为 n 型 Te 掺杂的 GaSb 衬底,载流子浓度约为 $6 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$,首先在衬底上生长一层 7000 Å 的 Be 掺杂的 GaSb 缓冲层,形成 pn 结以减小衬底本征载流子浓度对测试结果的影响。Be 源温度为 860 °C,根据本设备 Be 源的掺杂浓度标定实验可知,此时的掺杂浓度约为 $6 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$,然后在缓冲层上生长 5000 Å Te 掺杂的 GaSb 薄膜,如图 4, Te 源温设置为 420 °C、450 °C、480 °C。虽然在 GaSb 衬底上生长 GaSb 薄膜样品之前在样品首先生长了 P 型 GaSb 缓冲层,但 P 型缓冲层与 GaSb 薄膜仍有轻微的影响,可能会导致薄膜的迁移率升高,或空穴浓度较高而导致载流子浓度高于 GaAs 衬底上生长的 GaSb 薄膜。制备结束后,利用微分霍尔测试仪对样品进行霍尔测试。将钢柱和铜线焊接在薄膜边缘的四个位点上,连接在电路板上,垂直与磁场方向放入 77 K 的液氮中,设置通过薄膜样品的电流为 100 mA,分别设置磁场强度为 0.3 T, 0.5 T, 0.8 T, 1.0 T,通过测量不同位点之间的电流电压值,设置薄膜厚度后通过计算得到该薄膜片的霍尔系数、导电类型、载流子浓度、迁移率等电学特性。

表 1 在 GaAs 衬底上生长不同 GaTe 源温掺杂的 GaSb 薄膜变磁场霍尔测试结果

Tab. 1 Variable field Hall test results of GaSb films doped with different GaTe source temperatures grown on GaAs substrate

Te 源温	磁场强度/T	载流子类型	电阻率/ $(\Omega \cdot \text{cm})$	载流子浓度/ cm^{-3}	迁移率/ $(\text{cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1})$
420	0.3	N	1.4335×10^{-2}	4.9498×10^{16}	6847.6
	0.5	N	1.6626×10^{-2}	9.2321×10^{16}	6732.1
	0.8	N	2.2765×10^{-2}	9.7600×10^{16}	2985.0
	1	N	2.2336×10^{-2}	7.1100×10^{16}	3611.5
450	0.3	N	2.9921×10^{-3}	4.1538×10^{17}	5029.3
	0.5	N	2.9898×10^{-3}	4.1214×10^{17}	5056.0
	0.8	N	3.0056×10^{-3}	4.1300×10^{17}	5046.0
	1	N	2.9451×10^{-3}	4.1460×10^{17}	5053.5
480	0.3	N	2.5685×10^{-3}	8.6239×10^{17}	281.8
	0.5	N	2.6133×10^{-3}	7.3600×10^{17}	325.4
	0.8	N	2.5744×10^{-3}	8.2830×10^{17}	281.7
	1	N	2.5792×10^{-3}	8.6293×10^{17}	281.6

测试结果显示, Te 掺杂的 GaSb 薄膜, 无论掺杂源温为多少, 均为 N 型掺杂。图 5 为不同 GaTe 源温掺杂的 GaSb 薄膜在不同磁场下的电阻率、载流

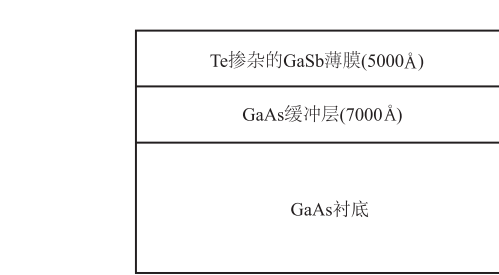


图 3 GaAs 衬底上生长 GaSb 薄膜的结构示意图

Fig. 3 Structure diagram of GaSb film grown on GaAs substrate



图 4 GaSb 衬底上生长 GaSb 薄膜的结构示意图

Fig. 4 Structure diagram of GaSb film grown on GaSb substrate

4 结果与讨论

4.1 生长在 GaAs 衬底上的 GaSb 薄膜电学特性

非故意掺杂的 GaSb 具有弱导电性, 导电类型为 p 型半导体, 本征载流子浓度为 10^{17} cm^{-3} , 迁移率约为 $600 \sim 700 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ 。对于在 GaAs 衬底上生长的 GaSb 薄膜样品, 在 77 K 液氮中设置不同的磁场强度对其进行霍尔测试。测试结果如表 1 所示。

子浓度以及迁移率变化。根据表 1 及图 5(a) 的结果显示, Te 掺杂的 GaSb 薄膜电阻率都较低, 薄膜导电性好, 载流子浓度如图 5(b) 所示, 随 GaTe 源温度

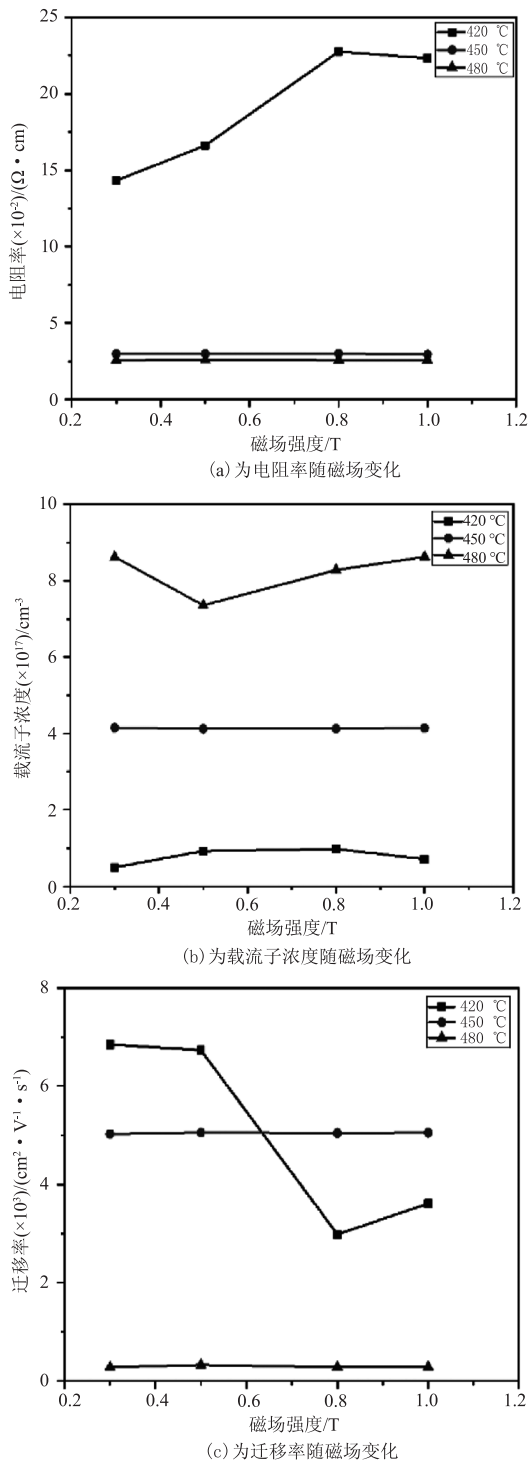


图5 不同 GaTe 源温掺杂的 GaSb 薄膜的电学特性随磁场变化

Fig. 5 The electrical characteristics of GaSb films doped with different

GaTe source temperatures vary with the magnetic field

升高而增大。GaTe 源温为 480 °C 时的载流子浓度最高,能够达到 $8.6 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 左右,约为 420 °C 的 9 倍,450 °C 的 2 倍,且随磁场强度变化较大:1 T 时能够达到 $8.6293 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$,0.5 T 时仅有 $7.36 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 。GaTe 源温为 420 °C 时载流子浓度也随磁场强度变化较大:0.8 T 时达到最大 $9.67 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$,0.3 T 时为最小

$4.94 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ 。GaTe 源温为 450 °C 时,载流子浓度在不同磁场强度下能稳定在 $4.1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 左右。根据载流子浓度的变化可以得出载流子浓度随温度变化的结论,且温度越高,载流子浓度越高,掺杂浓度较高。如图 5(c) 所示,迁移率在 GaTe 源温为 420 °C 随磁场变化较大,变化趋势与电阻率成反比,最高能够达到 $6000 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$;450 °C 时随磁场强度变化较小,能够达到 $5000 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$;但 480 °C 时仅有约 $300 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$,迁移率远低于 GaSb 的本征迁移率 $600 \sim 700 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ 。迁移率决定着材料中载流子运动速度的快慢,迁移率的大小主要受晶体中的散射作用影响,如晶格散射、晶格缺陷、中性杂质散射和电离杂质散射等。迁移率在不同源温下的变化是由于 Te 掺杂增强了杂质散射,迁移率增大,但随着温度的升高,Te 掺杂浓度变大,Te 作为替位式掺杂在晶体中替代 Sb 的位置,但当掺杂浓度过高时,掺杂浓度较大,晶格缺陷变少导致迁移率降低。450 °C 时 GaSb 薄膜迁移率约为 $5000 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ 。故通过 Te 掺杂可以实现 GaSb 薄膜导电类型的转变,与非掺杂的 P 型 GaSb 相比,77 K 时掺 Te 的 GaSb 薄膜导电类型为 N 型,电阻率较低,载流子浓度在 GaTe 源温高于 450 °C 时能够达到 10^{17} cm^{-3} 。迁移率在不同 GaTe 源温度下差距较大:相比于非掺杂的 GaSb,GaTe 源温低于 450 °C 时迁移率大幅升高,GaTe 源温为 480 °C 时迁移率下降。因此,若想获得较高载流子浓度、高迁移率的 N 型 GaSb 薄膜,选择 GaTe 源温为 450 °C 时最佳。

4.2 生长在 GaSb 衬底上的 GaSb 薄膜电学特性

由于 InAs/GaSb 二类超晶格结构均在 GaSb 衬底上生长,同时 GaAs 衬底与 InAs/GaSb 二类超晶格 7% 的晶格失配会导致测量在 GaAs 衬底上生长的外延层的掺杂浓度并不准确,且晶格失配对外延层的电学性质也会产生影响,因此需要对在 GaSb 衬底上生长的 GaSb 薄膜进行霍尔测试。非故意掺杂的 GaSb 本身具有弱导电性,导电类型为 P 型。由于衬底厚度(约 500 μm)远大于 GaSb 薄膜(约 0.5 μm),衬底本身的导电特性会对直接生长的材料电学性能产生影响,因此需要在衬底上生长一层缓冲层减小衬底本征载流子浓度对测试结果的影响。衬底为 n 型的 GaSb 衬底,载流子浓度约为 $6 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$,首先在衬底上生长一层 7000 Å 的 Be 掺杂的 GaSb 缓冲层,Be 源温度为 860 °C,掺杂浓度约为 $6 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$,然后在缓冲层

上生长 5000 Å Te 掺杂的 GaSb 薄膜,同 GaAs 衬底上生长的 GaSb 薄膜厚度一致。在 77 K 液氮中设置不同的磁场强度对其进行霍尔测试。测试结果如表 2 所示,根据表 2 中结果显示,当 Te 源温度为 420 °C

时,GaSb 薄膜为 P 型薄膜,源温为 450 °C 和 480 °C 时为 N 型薄膜,载流子浓度均大于 10^{18} cm^{-3} ,远高于 GaAs 衬底上生长的单层 GaSb 薄膜;电阻率略低于 GaAs 衬底上生长的 GaSb 薄膜,导电性有所增强。

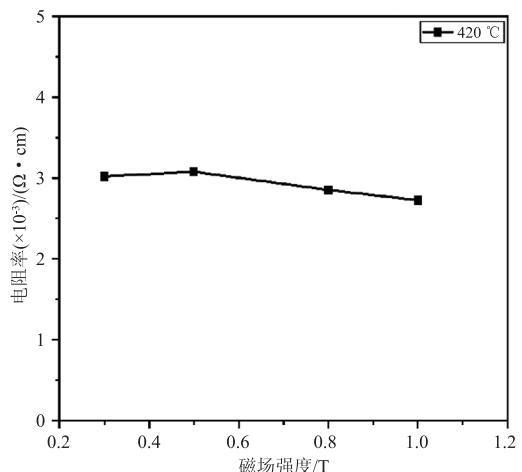
表 2 在 GaSb 衬底上生长不同 GaTe 源温掺杂的 GaSb 薄膜变磁场霍尔测试结果
Tab. 2 Variable field Hall test results of GaSb films doped with different GaTe source temperatures grown on GaSb substrate

Te 源温	磁场强度/T	载流子类型	电阻率/ $(\Omega \cdot \text{cm})$	载流子浓度/ cm^{-3}	迁移率/ $(\text{cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1})$
420	0.3	P	3.0200×10^{-3}	3.7200×10^{18}	571.0
	0.5	P	3.0770×10^{-3}	3.5700×10^{18}	556.8
	0.8	P	2.8518×10^{-3}	4.0121×10^{18}	558.4
	1	P	2.7246×10^{-3}	4.4026×10^{18}	699.0
450	0.3	N	1.0341×10^{-3}	1.2190×10^{18}	4963.3
	0.5	N	1.1200×10^{-3}	1.0000×10^{18}	5263.3
	0.8	N	1.0760×10^{-3}	1.2054×10^{18}	5070.9
	1	N	1.0470×10^{-3}	1.2130×10^{18}	5028.9
480	0.3	N	1.0000×10^{-3}	1.9647×10^{18}	3185.6
	0.5	N	8.9900×10^{-4}	1.5600×10^{18}	3970.0
	0.8	N	9.7600×10^{-4}	1.8790×10^{18}	3578.4
	1	N	1.0000×10^{-3}	1.9556×10^{18}	3186.4

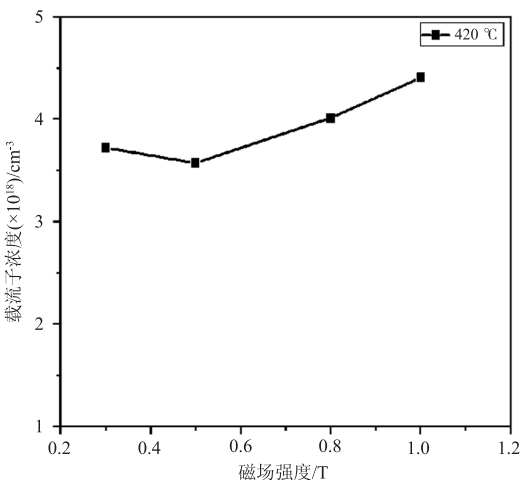
分子束外延 InAs/GaSb 超晶格通常在 Te 掺杂的 GaSb 衬底上生长,本实验在 GaSb(Te) 衬底上生长 N 型缓冲层是为了减小衬底导电类型对测试结果的影响,但由于缓冲层和薄膜的载流子浓度不同且空穴和电子都参与导电,由此产生的扩散现象对 Te 掺杂的 N 型 GaSb 薄膜的电学特性具有一定的影响。由生长在 GaAs 衬底上 GaSb 薄膜的电学特性可知,载流子浓度随温度升高而增大,在 GaTe 源温度为 420 °C 时,GaSb 薄膜的自由电子浓度较低,与缓冲层中的空穴相互作用,可能导致薄膜整体为 P 型;随着温度的升高,Te 掺杂浓度变高,GaSb 薄膜发生转型,GaTe 源温为 450 °C 和 480 °C 时薄膜整体呈现为 N 型。GaTe 源为 420 °C 时,如图 6,虽然载流子浓度较高(约为 $4 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$),但迁移率较低,仅有 $500 \sim 700 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$,这是由于 420 °C 时 Te 的掺杂量较少,缓冲层中的空穴载流子发生扩散,电子迁移率与空穴迁移率的补偿作用导致薄膜整体迁移率降低,使其远小于 GaAs 衬底上生长的 GaSb 薄膜的迁移率,薄膜整体导电性较差。GaTe 源为 450 °C、480 °C 时,薄膜的电阻率相差不大(如图 6(a),均低于 $1.1 \times 10^{-3} \Omega \cdot \text{cm}$,导电性差距较

小,因此载流子浓度和迁移率成反比关系(如图 6(b)、6(c))。如图 7 所示,450 °C 时载流子浓度较低,约为 $1.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$,是同 GaTe 源温下 GaAs 衬底上生长 GaSb 薄膜的 2~3 倍;迁移率较高,能够达到 $5000 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$,与 GaAs 衬底上生长的 GaSb 薄膜迁移率相比没有较大改变。480 °C 时载流子浓度较高,约为 $1.8 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$,是同 GaTe 源温下 GaAs 衬底上生长 GaSb 薄膜的 2 倍;迁移率为 $3500 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$,远大于 GaAs 衬底上生长的 GaSb 薄膜的迁移率,但相比与 450 °C 时下降,因此可得出结论:掺杂为 450 °C 时迁移率较实验所测试其他生长温度更高。与 GaAs 衬底上生长的 GaSb 薄膜相比,在生长 P 型缓冲层的 GaSb 衬底上生长 Te 掺杂的 GaSb 薄膜载流子浓度较高,但不全为 N 型薄膜:420 °C 时 GaSb 薄膜呈 P 型,载流子浓度较高,导电性较差;450 °C 和 480 °C 时 GaSb 薄膜呈 N 型,导电性较好。与生长在 GaAs 衬底上的薄膜相比载流子浓度增大,在 GaTe 源为 480 °C 时能够达到 $1.8 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$;在 450 °C 时也能够达到 $1.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 。由上述分析可得,GaTe 源温为 450 °C 时制备的 GaSb 薄膜载流子浓度较高且迁移率较高,适合作为衬底或电极

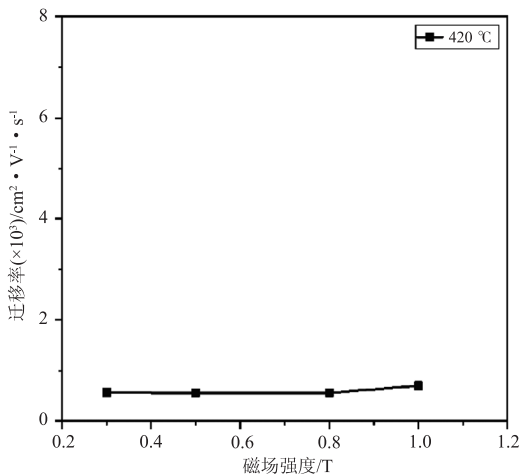
接触层。如需更高掺杂浓度,可以以舍弃迁移率为代价,将源温升至 480°C 或更高。



(a) 电阻率随磁场变化



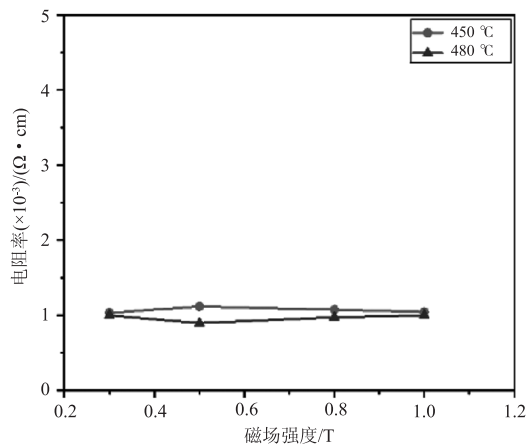
(b) 载流子浓度随磁场变化



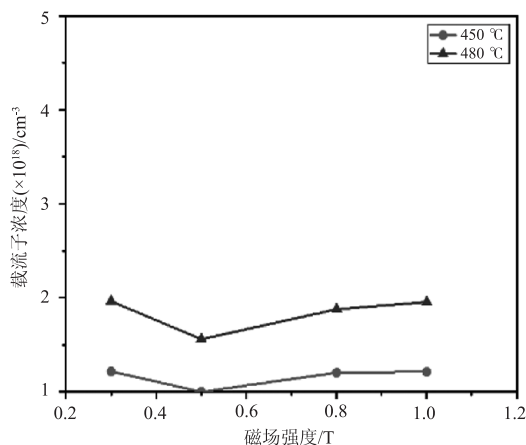
(c) 迁移率随磁场变化

图6 GaTe 源温 420 °C 时掺杂的 GaSb 薄膜的电学特性随磁场变化

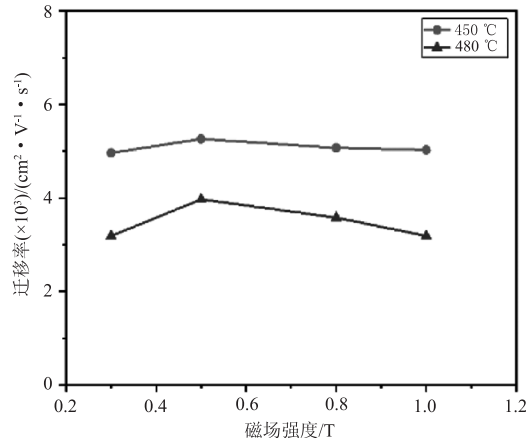
Fig.6 When the GaTe source temperature is 420 °C , the electrical characteristics of the doped GaSb film change with the magnetic field



(a) 电阻率随磁场变化



(b) 载流子浓度随磁场变化



(c) 迁移率随磁场变化

图7 GaTe 源温为 450 °C、480 °C 时掺杂的 GaSb 薄膜的电学特性随磁场变化

Fig.7 When the GaTe source temperature is 450 °C and 480 °C ,the electrical characteristics of the doped GaSb film change with the magnetic field

5 结论

讨论了分子束外延中 GaTe 掺杂源温对于 GaAs 衬底与 GaSb 衬底上分别生长的 GaSb 薄膜掺杂浓度

以及迁移率的影响,使用了 420 °C、450 °C、480 °C 三种不同 GaTe 源温对 GaSb 薄膜进行 N 型掺杂,并进行霍尔测试。结果表明在 77 K 温度下的霍尔测试中,在 GaAs 衬底上生长的 GaSb 薄膜均显示为 N 型半导体,载流子浓度随源温升高而增加。源温为 420 °C 时,载流子浓度仅有 $\sim 10^{16} \text{ cm}^{-3}$,源温为 450 °C、480 °C 时,载流子浓度稳定在 $\sim 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 。与非故意掺杂的 GaSb 相比,迁移率在 420 °C、450 °C 时增大,480 °C 时骤减。在 GaSb(Te) 衬底上生长的同质外延 GaSb 薄膜,由于 P 型缓冲层的存在,GaTe 源温为 420 °C 时薄膜显示反型为 N 型半导体,载流子浓度能够达到 $4 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$,迁移率仅有 $500 \sim 700 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ 。GaTe 源温为 450 °C、480 °C 时,薄膜为 N 型半导体,载流子浓度能达到 $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$,约为同 GaTe 源温下 GaAs 衬底上生长的 GaSb 薄膜的 2~3 倍。与 GaAs 衬底上生长的 GaSb 薄膜相比,GaTe 源温为 450 °C 时迁移率几乎没有变化,而 GaTe 源温为 480 °C 时迁移率骤减。因此,若使用 Te 掺杂的 GaSb 材料作为超晶格的 N 型缓冲层,设置 GaTe 源温为 450 °C 能够使整个材料的效果最佳。GaSb 薄膜载流子浓度随温度升高,迁移率在 GaTe 源温为 450 °C 时最大。实验结果可以为分子束外延生长 N 型掺杂的 GaSb,以及 InAs/GaSb 超晶格掺杂浓度的标定作为参考。

参考文献:

- [1] Civis S, Horka V, Simecek T, et al. GaSb based lasers operating near 2–3 μm for high resolution absorption spectroscopy[J]. *Spectrochim Acta; Part A*, 2005, 61: 3066.
- [2] Hosoda T, Feng T, Shterengas L, et al. High power cascade diode lasers emitting near 2 μm [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2016, 108: 1311109.
- [3] Zhang H I, Callaway J. Energy-band structure and optical properties of GaSb[J]. *Phys. Rev.*, 1969, 181: 1163.
- [4] Ahmed R, Fazal E A, Hashemifar S J, et al. Physical properties of III-antimonides: a first principles study[J]. *Commun Theor Phys*, 2009, 52(1): 527–534.
- [5] Schottky W F, Bever M B. On the thermodynamic properties of the III-V compounds InSb, GaSb, and InAs[J]. *Acta Metallurg*, 1958, 6: 320.
- [6] Milnes A G, Polyakov A Y. Gallium antimonide device related properties[J]. *Solid State Electron*, 1993, 36: 803.
- [7] Wei Y, Gin A, Razaghi M, et al. Advanced InAs/GaSb superlattice photovoltaic detectors for very long wavelength infrared applications[J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2002, 80: 3262.
- [8] Yu Shengtao. Research on emitting layer preparation of GaSb photocathode by MOCVD[D]. Changchun: Changchun University of Science and Technology, 2017. (in Chinese)
于圣韬. GaSb 光阴极发射层 MOCVD 制备技术研究[D]. 长春: 长春理工大学, 2017.
- [9] Guo J, Peng Z Y, Sun W G, et al. InAs/GaSb superlattices for photodetection in short wavelength infrared range[J]. *Infrared Physics and Technology*, 2009, 52(4): 124–126.
- [10] Beenneett B, Soref R. Electro refraction and delectroabsorption in InP, GaAs, GaSb, InAs and InSb [J]. *IEEE J Quantum Elect*, 1987, 23: 2159–2166.
- [11] Aspenes D E, Studna A A. Dielectric functions and optical parameters of Si, GaP, GaAs, GaSb, InP, InAs, and InSb from 15 to 60 eV[J]. *Phys. Rev. B.*, 1983, 27: 985–1009.
- [12] Rothmayr F, Pfenning A, Kistner C, et al. Mid-infrared GaSb-based resonant tunneling diode photodetectors for gas sensing applications [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2018, 112: 161107.
- [13] Kuan Zhou. Energy band calculation and characterization of InAs/GaSb type-II superlattice materials[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2017. (in Chinese)
周宽. InAs/GaSb II 类超晶格材料能带计算与表征[D]. 上海: 上海交通大学, 2017.
- [14] Ma Lin, Yang Ruixia, Yu Kai, et al. Influence of Te doping concentration on the properties of InSb crystal[J]. *Electronic Components and Materials*, 2021, 40(6): 547–552. (in Chinese)
马林, 杨瑞霞, 于凯, 等. 不同 Te 掺杂量对 InSb 晶体性能的影响[J]. *电子元件与材料*, 2021, 40(6): 547–552.
- [15] Chen Yan, Deng AiHong, Tang Bao, et al. Defect of Te-doped GaSb layers grown by molecular beam epitaxy[J]. *Journal of Infrared and Millim Waves*, 2012, 31(4): 298–301. (in Chinese)
陈燕, 邓爱红, 汤宝, 等. 掺 Te 的 GaSb 薄膜分子束外延生长及缺陷特性[J]. *红外与毫米波学报*, 2012, 31(4): 298–301.
- [16] Yang Rende, et al. Semiconductor material testing and analysis[M]. Beijing: Science Press, 2010. (in Chinese)
杨德仁, 等. 半导体材料测试与分析[M]. 北京: 科学出版社, 2010.