

硼离子注入半绝缘 InP 和 N 型 InP 的电特性研究*

赵杰 刘宝钧

李建蒙

(天津师范大学物理系 天津 300074)

(加拿大国家自然科学研究院 NRC)

摘要 本文研究了硼注入绝缘 InP 和 N 型 InP 的电性质. 硼注入是在 100keV 能量下, 剂量从 1×10^{12} 到 $1 \times 10^{16} \text{cm}^{-2}$ 范围内进行. 注入后的退火在纯氮气的保护下由 100°C 到 700°C 范围变化. 硼注入半绝缘 InP 的结果表明, 硼注入诱导形成载流子分布. 硼注入 N 型 InP 后形成高阻绝缘层, 其电阻率随退火温度变化出现两个峰值. 本文还讨论了硼注入层电性能变化的机理.

PACC: 7280, 6170

1 前言

随着半导体光电器件的发展, 特别是长波长半导体激光器和光波导器件在光通讯中的应用, 离子注入产生高阻隔离区域的技术在 III-V 族半导体器件中具有重要意义. H^+ , B^+ 和 O^+ 离子注入 GaAs 和 GaAs 基化合物半导体可以生成电阻率高于 $10^7 \Omega \cdot \text{cm}$ 的高阻区^[1-3]. 利用这一技术可以在条形激光器中形成电流限制^[4,5]. 然而, 在 InP 和 InP 基化合物半导体情况, 离子注入形成的高阻层不如在 GaAs 中那样高. 原因是由于离子注入产生的损伤, 缺陷可将费米(Fermi)能级钉扎在带隙的上半部分. 因此, 离子注入 N 型 InP 的电阻率据目前报道只能达到 $10^3 \sim 10^4 \Omega \cdot \text{cm}$ 范围^[6]. 对于离子注入 P 型 InP, 注入层的电阻率可以高达 $10^7 \Omega \cdot \text{cm}$, 但对注入剂量有严格的临界值, 当注入剂量超过此临界值时, 注入层将会变成 N 型, 电阻率下降到 $10^3 \sim 10^4 \Omega \cdot \text{cm}$. 因此, 离子注入 InP 及 InP 基化合物半导体有待深入研究. H^+ 注入尽管能形成高阻层, 但退火特性不稳定, 即退火温度稍高时, 高阻特性消失. 而 O^+ 注入会造成严重的损伤. 而 B^+ 离子对 InP 中的 In 是等价杂质, 它比 H^+ 质量大得多, 容易引起深能级, 但又不象 O^+ 那么重, 所以 B^+ 离子注入 InP 很具有特性.

本文系统地研究了 B^+ 注入 Fe 掺杂半绝缘 InP(SI-InP) 和 Sn 掺杂 N 型 InP 材料的电阻率随注入剂量, 退火温度变化的规律. 在 B^+ 注入 SI-InP 中, 出现载流子分布; 在 B^+ 注入

* 国家自然科学基金和国家教委射线束工程实验室资助项目

赵杰 男, 1943 年生, 教授, 目前从事化合物半导体材料的研究

刘宝钧 男, 1942 年生, 副教授, 目前从事化合物半导体材料的研究

1994 年 4 月 13 日收到初稿, 1994 年 7 月 26 日收到修改稿

N 型 InP 中,发现随退火温度变化电阻率出现双峰特性. 本文对 B⁺ 注入 InP 引起的电性能变化的机理也进行了讨论.

2 实验

半绝缘 SI-InP(Fe)和掺 Sn 浓度为 1.4×10^{18} , 1.4×10^{16} , $1.4 \times 10^{15} \text{cm}^{-3}$ 的 N 型 InP 抛光片被切成 $6 \times 6 \text{mm}$ 方形样品,经常规化学清洗作为原始样品.

对 SI-InP 样品,采用范德堡-霍尔测量方法测量载流子浓度、表面电阻率和迁移率. 为了测量由离子注入引起的 P-N 结,对不同条件下注入的样品用 I - V 测量仪测量了 I - V 曲线. 范德堡法测量的图形结构是在 $6 \times 6 \text{mm}$ 方形样品的四个顶点蒸镀直径为 $300 \mu\text{m}$, 厚为 600Å 的 AuGe 欧姆接触点,然后测量时用超声法压接四条金线引出进行霍尔测量. 由于半绝缘样品电阻率较高,霍尔测量设备采用高阻型配置,测量精度约为 10%.

对 N 型 InP 样品,采用 I - V 法测量电阻率. 样品背面蒸镀了厚度约 1000Å 的 AuGeNi 合金作为欧姆接触. 其抛光面蒸镀了厚度为 300Å 的 Ge 和 300Å 的 Au, 直径为 $300 \mu\text{m}$ 的圆点作欧姆接触,可以按接触图形计算出电阻率. 抛光面之所以蒸镀仅 600Å 的 Au 和 Ge 是因为根据 TRIM 计算, 100keV 的 B⁺ 可以穿透该接触后在其下面形成注入层.

B⁺ 离子注入是在 100keV 能量下进行,注入剂量根据不同样品在 1×10^{12} 到 $1 \times 10^{16} \text{cm}^{-2}$ 范围内变化. 注入后的退火是在高纯氮的保护下,注入面用半绝缘 InP 遮盖保护进行. 退火温度在 $100 \sim 700 \text{°C}$ 范围内变化以观察电阻率随退火温度的变化规律. 400°C 以下的退火采用热台加热装置; 400°C 以上采用热脉冲快速退火装置(RTA). 样品的退火时间均采用 30 秒,以便比较.

3 结果和讨论

3.1 B⁺ 注入半绝缘 InP

为了研究离子注入对 InP 中载流子造成的影响,首先用霍尔方法测量了 B⁺ 注入 SI-InP 的载流子浓度、电阻率以及迁移率变化情况.

图 1 给出了 B⁺ 注入 SI-InP 的表面电阻率和载流子浓度随注入剂量变化的规律. 从图中可以看出,在注入剂量从 10^{12}cm^{-2} 增长到 10^{14}cm^{-2} 时,载流子浓度增加很快,(P 型)电阻率下降亦很快. 当剂量超过 10^{14}cm^{-2} 时,这一变化趋于饱和. 这说明当注入剂量达到一定数值以后,注入产生的载流子和注入造成的捕获载流子的缺陷平衡. 注入层电阻率维持在 $2 \times 10^2 \Omega \cdot \text{cm}$ 左右. 当注入剂量大于 10^{15}cm^{-2} 后,由于跳跃导电(hopping)效应,电阻率又有所下降. 这种情况和注入 GaAs 情况类似^[7]. 图 2 给出了相应的载流子迁移率随注入剂量变化情况.

图 3 给出了半绝缘 InP 注 B⁺ 后,电阻率随退火温度变化的曲线. 对于高剂量注入的样品,当退火温度由 100°C 增加 400°C 时,电阻率逐步增加,这是由于退火克服了由注入形成的点缺陷造成的跳跃导电. 但当退火温度高于 450°C 后,由于注入引起的缺陷被移去,注入形成的载流子占主导地位,注入层的载流子急剧上升,电阻率急剧下降.

值得注意的是,低剂量注入($10^{12} \sim 10^{13} \text{cm}^{-2}$)情况,电阻率随退火温度变化比高剂量情

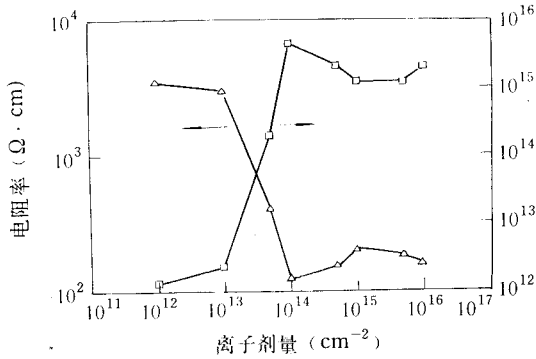


图1 B⁺注入SI-InP的表面电阻率和载流子浓度随注入剂量变化

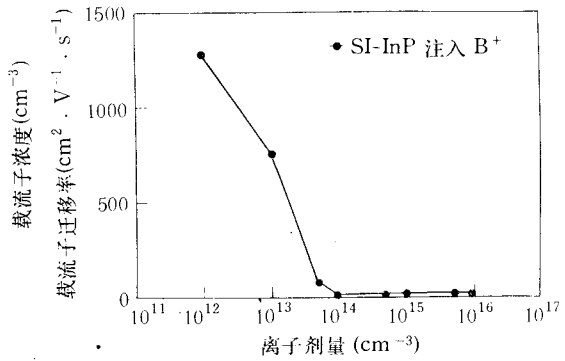


图2 B⁺注入SI-InP载流子迁移率随注入剂量的变化

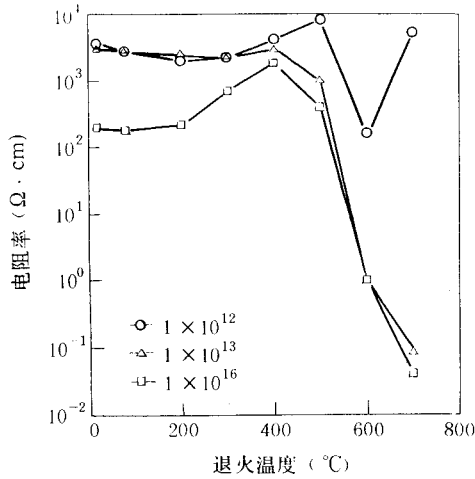


图3 B⁺注入SI-InP表面电阻率随退火温度的变化规律

况复杂. 图中圆圈代表的说明, 最初电阻率随退火温度的增加而减少, 当达 200°C 时达到一个最小值. 这是由于在退火过程中离子注入形成的受主缺陷比施主缺陷以更快的速率被消除而造成的. 但随着退火温度的增加, 施主缺陷亦被消除, 所以电阻率逐渐增大, 到 500°C 时达到一最大值. 当退火温度超过 500°C 后, 由于高温退火使 InP 的 P 损失, 因此增加了施主缺陷的浓度, 从而使电阻率下降. 这种变化与 Yuda 等人的报道相同^[8]. 然而温度再升高, 当退火温度超过 600°C 后, 低剂量注 B⁺ 的结果 (1 × 10¹² cm⁻²) 与 Yuda 报道的 N⁺ 注 SI-InP 不同, 电阻率又回升到 10³ ~ 10⁴ Ω · cm. 这一现象我们作如下解释: 当退火温度高于 500°C 时, 注入的 B⁺ 被激活代替 In 位, 作为等电子杂质. 随着退火温度的增加, 注入区的 B 将向表面和基底扩散. 如果注入剂量较低 (10¹² ~ 10¹³ cm⁻²), 将没有足够的杂质参与导电, 材料的电阻率将又增高到 10³ ~ 10⁴ Ω · cm. 如图 3 所示. 若注入区 B 的剂量较高 (> 10¹³ cm⁻²), 将有足够的杂质参与导电, 使材料的电阻率下降至 10⁻¹ ~ 1 Ω · cm. 因此, 对不同的材料, 存在一个低剂量界限, 当注入剂量高于这一值, 其电阻率的退火特性才符合一般规律.

3.2 B⁺注入 N 型 InP

图 4 比较了 B⁺ 注入半绝缘 InP 和 N

型 InP 的比较

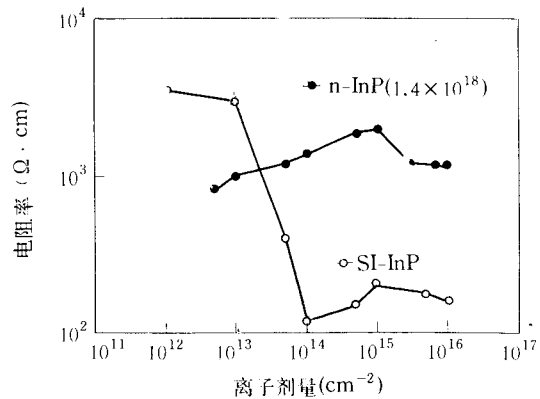


图4 B⁺注入SI-InP和N型InP的比较

型 InP 电阻率随注入剂量变化的关系. 从图中可以看出, B^+ 注入 N 型 InP, 其电阻率随注入剂量增加而增大. 在剂量为 $1 \times 10^{15} \text{cm}^{-2}$ 左右有一极值约为 $2 \times 10^3 \Omega \cdot \text{cm}$, 而后电阻率开始下降. 这说明 B^+ 注入 N 型 InP 形成受主缺陷从而俘获 N 型载流子, 使载流子浓度降低, 电阻率增加. 但当剂量过高时 ($> 10^{15} \text{cm}^{-2}$), 注入引起的缺陷间的跳跃导电又减小了电阻率.

B^+ 注入 N 型 InP, 其电阻率随退火温度变化的规律较为复杂. 它与 N 型 InP 中载流子浓度及注入的 B 的剂量有关. 为了使问题简化, 我们仅给出了当 N 型 InP 浓度一定 ($1.4 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$), 注入 B^+ 剂量分别为 $9 \times 10^{15}, 3 \times 10^{15}, 5 \times 10^{12} \text{cm}^{-2}$ 时, 电阻率随退火温度变化的规律. 图 5 给出了这三种情况.

(1) 低剂量注入情况 ($5 \times 10^{12} \text{cm}^{-2}$) 电阻率随退火温度的增加而逐渐下降. 这是由于低剂量的 B^+ 注入不能产生足够的电子陷阱; 随着温度的增加, 注入损伤恢复, 电子陷阱消失, 样品电阻率恢复到 N 型 InP 的初始值.

(2) 中等剂量注入的情况 ($3 \times 10^{15} \text{cm}^{-2}$) 从图 5 可以看到, 当退火温度升高到 200°C 时, 电阻率逐渐升高到一个极值, 大约为 $2 \times 10^4 \Omega \cdot \text{cm}$. 这是由于足够剂量的 B^+ 注入, 在此温度下形成一个 P 型层, 造成一个 P-N 结. 退火温度再升高, P 型缺陷逐步消失, 电阻率逐步下降.

(3) 高剂量注入的情况 ($9 \times 10^{15} \text{cm}^{-2}$) 随着退火温度的变化, 电阻率出现两个峰值. 第一个峰值和中等剂量情况相同也出现在 200°C 左右. 该峰值形成的原因与前述中等剂量情况相同, 是由于 B^+ 注入形成的 P 型层所致. 第二个峰值在 350°C 左右, 这主要是由于高剂量注入引起的跳跃导电在此温度下消除所造成的. 温度再高, 注入形成的深能级电子陷阱全部消失, 样品恢复到注入前 N 型 InP 导电状态.

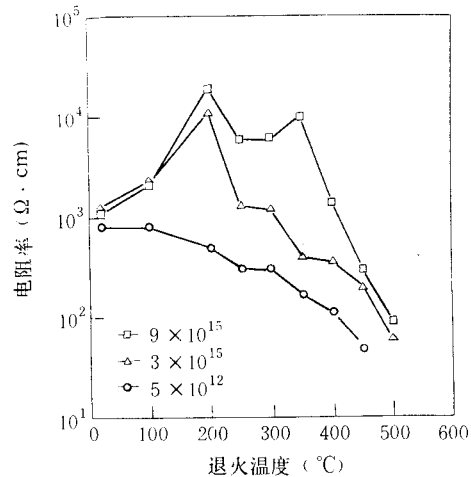


图 5 B^+ 注入 N 型 InP 电阻率随退火温度变化的规律

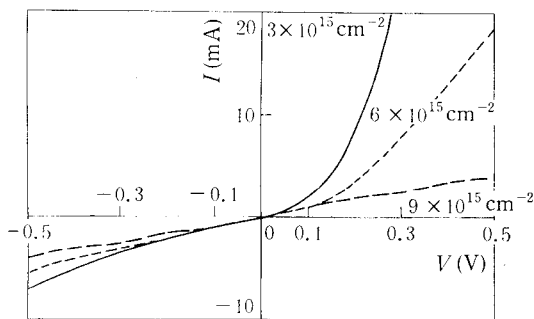


图 6 B^+ 注入 N 型 InP 形成的 P-N 结 I-V 测量

为了研究 B^+ 注入产生的受主缺陷与 N 型 InP 形成的 P-N 结, 对样品作了 I-V 测量. 图 6 给出了这一测量结果. 从图中可以看出, 在注入剂量为 $3 \times 10^{15} \text{cm}^{-2}$ 时, P-N 结最强, 当剂量增加 P-N 结减弱. 另一方面, 随着退火温度的升高, P-N 结逐渐消失. 这一现象可以这样解释: B^+ 注入可以产生两种类型的缺陷, 而这两种类型的缺陷在不同的退火温度下被消除的速率不同. 在 200°C 时, 施主缺陷被消除得快, 因此, 受主缺陷占优势与 N 型 InP 形成 P-N 结. 但注入剂量过低时, 没有足够的受主, 呈现不出 P-N 结效应. 由此可见, B^+ 注入 N 型 InP 不仅与注入剂量和退火温度有关, 而且还和 N 型 InP 的载流子浓度有关.

4 结 论

离子注入 InP 诱导高阻层比注入 GaAs 要困难得多. B^+ 注入半绝缘 InP(SI-InP) 和 N 型 InP 的研究结果表明: B^+ 注入 SI-InP 可以形成载流子分布. 注入后的电阻率随温度变化与注入剂量有关, 当剂量低到一定程度(10^{12}cm^{-2}), 退火规律特殊, 即当退火温度高于 600°C 时, 其电阻率出现回升的现象.

B^+ 离子注入 N 型 InP, 其电阻率随退火温度变化规律与注入剂量有关. 低剂量注入 ($5 \times 10^{12} \text{cm}^{-2}$) 电阻率随退火温度增加逐步下降; 中等剂量注入 ($3 \times 10^{15} \text{cm}^{-2}$), 电阻率随退火温度变化在 200°C 时有一峰值; 高剂量注入 ($9 \times 10^{15} \text{cm}^{-2}$), 电阻率随退火温度变化出现双峰. 以上现象产生的原因是和 B^+ 注入造成的缺陷及其退火过程中缺陷的变化有关.

致谢 本文作者感谢加拿大 McMaster 大学的 Ms. Doris Stevenovic 所做的离子注入和 Dr. Brad Robison 所做的高阻霍尔测量.

参 考 文 献

- [1] S. J. Pearton, *Materials Science Reports*, 1990, **4**:313.
- [2] M. W. Focht and B. Schwartz, *Appl. Phys. Lett.*, 1983, **42**:970.
- [3] M. W. Focht, A. T. Macrander, B. Schwartz *et al.*, *J. Appl. Phys.*, 1984, **55**:3859.
- [4] J. P. Donnelly and C. E. Hurwitz, *Solid State Electron.*, 1987, **30**:727.
- [5] J. D. Woodhouse, J. P. Donnelly and G. W. Iseler, *Solid State Electron.*, 1988, **31**:13.
- [6] D. Comedi, J. Zhao, K. Jankowska *et al.*, *Appl. Phys. Lett.*, 1993, **63**(15):2126.
- [7] Zhao Jie, Luo Yan, Li Guohui *et al.*, *Nucl. Instr. & Meth.*, 1992, **B72**:74.
- [8] Y. Yuda, Y. Judai, K. Gamo *et al.*, *Physica*, 1983, **116B**:461.

Electrical Properties of Fe-Doped SI-InP and Sn-Doped N-Type InP by Boron Implantation

Zhao Jie¹, Liu Baojun¹ and Li Jianmeng²

⁽¹⁾*Department of Physics, Tianjin Normal University, Tianjin, 300074*

⁽²⁾*National Research Council, Ottawa, Canada, K1A 0R6*

Received 13 April 1994, revised manuscript received 26 July 1994

Abstract The effects of boron implantation and subsequent annealing on the electrical properties of semi-insulating (SI) InP doped with Fe and N-type InP doped with Sn have been investigated. The boron implantation was performed at the energy of 100 keV with the doses ranging from 1×10^{12} to $1 \times 10^{16} \text{cm}^{-2}$ and subsequent annealing at temperatures ranging from 100 to 700 C. After B^+ implantation, the resistivity of N-type InP appears two peaks versus the annealing temperature. For SI-InP, the ion induced carrier concentration and the resistivity were changed with the ion dose and annealing temperature. The mechanism of these behaviors is properly discussed.

PACC: 7280, 6170T