

铍注入锑化铟快速热退火的研究*

张廷庆 刘家璐

(西安电子科技大学微电子研究所 西安 710071)

摘要 借助 SIMS、AES、RBS 和 TEM 对 Be 注入 InSb 的快速热退火特性进行了深入的研究。Be 注入能量为 100keV, 注入剂量为 $5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ 。快速热退火温度范围为 300—500°C, 退火时间为 30—60 秒。结果表明, 快速退火后, Be 注入分布剖面的内侧不存在再分布, 但峰值浓度有不同程度的降低, 表面存在 Be 的外扩散。350°C 退火, Be 注入 InSb 的晶体损伤基本消除, InSb 表层不存在化学配比的偏离。退火温度超过 350°C, InSb 表层发生热分解, 产生 Sb 的耗尽, 形成由 In、Sb 及其氧化物组成的复杂结构。退火温度为 400°C, 在距 InSb 表面 2700—5900 Å 之间观察到一条由小位错环组成的缺陷带。

PACC: 6170T, 6180B, 6180J, 6170W, 8140

1 引言

锑化铟 (InSb) 是一种 III-V 族窄禁带化合物半导体, 其禁带宽度在 300K 和 77K 分别为 0.17eV 和 0.22eV, 熔点为 525°C, 是当前研制 3—5 μm 波段红外焦平面阵列的重要材料。作为光伏型红外探测器核心的 PN 结, 可以使用扩散法制造, 但它存在许多缺点, 目前正逐渐被离子注入法所取代。80 年代初发展起来的离子注入快速热退火 (RTA) 技术, 由于它具有杂质激活率高、再分布小、注入损伤消除好等优点, 在硅器件的研制中已日趋成熟, 在 GaAs、InP 等 III-V 族化合物半导体器件的研究中也取得了重要进展, 但在 InSb 器件的研制中, 铍 (Be) 注入 InSb 快速热退火的研究, 直到 1989 年国外才有这方面工作的报道^[1]。本文借助 SIMS、AES、RBS 和 TEM 对 Be 注入 InSb 的快速热退火特性进行了深入的研究, 并对实验结果进行了分析和讨论。

2 实验

本研究采用昆明物理所用切克劳斯基法生长的 N 型 InSb 单晶。晶向 <111>, 直径 25mm, 位错密度小于 100 个/cm²。在 77K, 载流子浓度 $n = 3 - 4 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$, 电子迁移率 $\mu_e > 5 \times 10^5 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ 。经切、磨、抛后, 在室温下注入 Be 离子。注入能量为 100keV, 注入剂量为 $5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ 。注入时束流偏离 <111> 晶向 7°, 以减小沟道效应。

快速热退火在国产 KST-1A 型卤钨灯快速热退火炉中进行。氮气保护。InSb 样品

* 中国科学院上海冶金所离子束开放实验室部份资助

本文 1992 年 4 月 21 日收到

表面无包封。退火温度范围为 300—500℃，退火时间为 30—60 秒。

Be 注入 InSb 快速热退火前后的原子浓度分布用 CAMECA IMS3f 型二次离子质谱仪 (SIMS) 测量。不同快速退火条件下 InSb 样品表面特征俄歇峰和表层的成分剖面用 PHI 600 型俄歇电子能谱仪 (AES) 分析。背散射沟道分析 (RBS) 用的设备为 NEC 3SDH 型 2×1 小串列加速器，离子束为 2.0MeV 的 He^+ 束，散射角为 165°，用它测量 Be 注入 InSb 快速退火前后的损伤。借助 JEM-4000EX 型透射电子显微镜 (TEM) 观察了 Be 注入 InSb 快速退火后的微观缺陷。

3 结果和讨论

图 1 是 SIMS 测量的 Be 注入 InSb 快速退火前后原子浓度分布剖面。Be 注入能量为 100keV，注入剂量为 $5 \times 10^{14}\text{cm}^{-2}$ 。图中曲线 a 是 RTA 前 SIMS 测量的结果。虚线是 TRIM88 (Transport of Ions in Matter) 程序模拟计算 3207 个 Be 注入离子的理论曲线 ($R_p = 2613\text{\AA}$, $\Delta R_p = 1015\text{\AA}$)。两条曲线相比可知，Be 注入 InSb 的原子浓度分布接近于理想的高斯分布，仅在分布的表面和尾部略有偏离。曲线 b 和 c 分别为 350℃、60 秒和 450℃、30 秒退火后 SIMS 测量的结果。可以看到，在上述退火条件下，Be 在注入分布剖面的内侧几乎没有再分布，但峰值浓度有不同程度的下降，在 InSb 的表面存在 Be 的外向扩散。退火温度高的样品，峰值浓度下降较多，外向扩散也较严重。

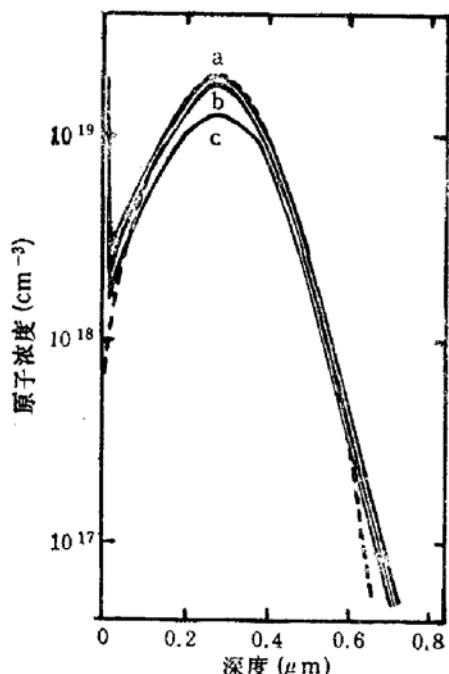


图 1 100keV, $5 \times 10^{14}\text{cm}^{-2}$ Be 注入 InSb 原子浓度分布与 RTA 关系

实线为 SIMS 测量结果：a 未退火，b 350℃、60s，c 450℃、30s 虚线为 TRIM 88 计算结果： $R_p = 2613\text{\AA}$, $\Delta R_p = 1015\text{\AA}$

图 2 是 AES 测量的 InSb 样品 In 和 Sb 的主俄歇峰的峰-峰高度与 RTA 温度的关系。退火温度范围为 300—500℃，退火时间均为 30 秒。可以看到，退火温度为 300℃ 和 350℃ 时，

InSb 表面的 In 和 Sb 的主俄歇峰的峰-峰高度与未退火样品的主俄歇峰的峰-峰高度相一致。这表明，InSb 样品经 300℃ 和 350℃ 退火后，InSb 表面没有发生热分解，In 和 Sb 的化学配比保持不变。退火温度一旦超过 350℃，Sb 的主俄歇峰的峰-峰高度就显著下降，而 In 的主俄歇峰的峰-峰高度直到退火温度超过 450℃，才有较明显的下降。这说明，退火温度超过 350℃，InSb 表面发生了热分解，In 和 Sb 的化学配比遭到了破坏。由于 Sb 的蒸气压比 In 的高得多^[2]，因此 Sb 原子将先于 In 外逸，使得 Sb 的主俄歇峰的峰-峰高度变化较大。图 3 是 500℃ 退火时，AES 测量的 InSb 表层成分剖面图。可以看到，在该温度下退火，由于 Sb 的外逸而导致 Sb 的耗尽，InSb 表层已由原来的单晶结构转变为由 In、Sb 及其氧化物组成的复杂结构。表 1 给出了 AES 分析

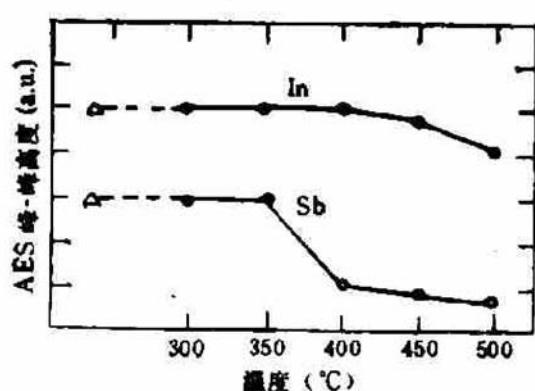


图2 In 和 Sb 主俄歇峰的峰-峰高度与 RTA 关系
RTA 时间均为 30 秒 △未退火样品, ○RTA 样品

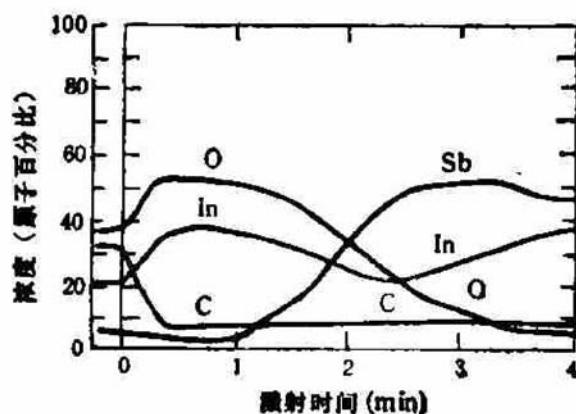


图3 500°C、30 秒 RTA 后 InSb 表层成分剖面
Ar⁺ 离子刻蚀速率为 10—15 Å/min

的 InSb 表层组分失配深度与 RTA 温度的关系。AES 深度分析时, Ar⁺ 离子溅射速率约为 10—15 Å/min 可以看到, RTA 温度只要不超过 450°C, InSb 表层组分被破坏的深度只发生在很浅的范围内, 大约为 16—24 Å。

表1 InSb 表层化学组分失配深度与 RTA 温度的关系 (Ar⁺ 溅射速率 10—15 Å/min)

RTA 温度(°C)	未退火	350	400	450	500
Ar ⁺ 溅射时间 (min)	0.3	0.35	1	1.6	5.5

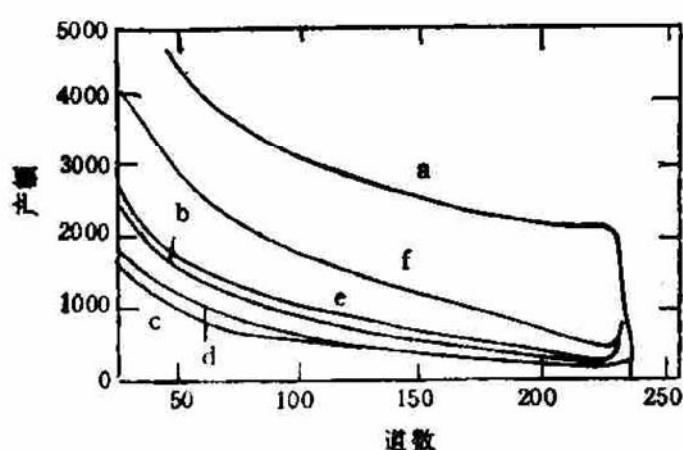


图4 100keV、 $5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ Be 注入 InSb RTA
前后背散射沟道谱

a 随机谱, b 损伤谱, c 单晶定向谱, d 350°C, 30s,
e 400°C, 30s, f 450°C, 30s

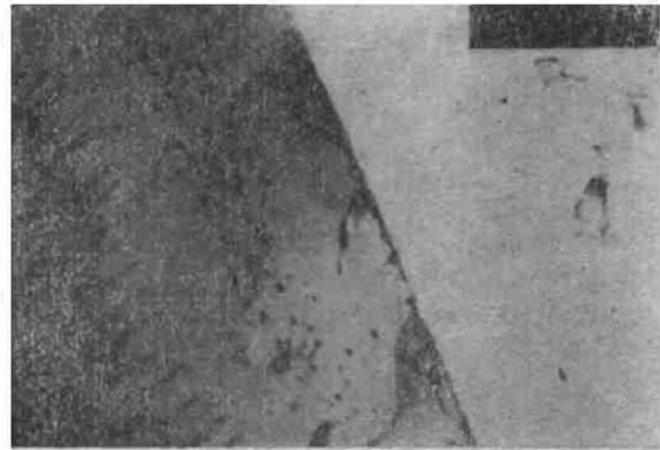


图5 100keV、 $5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ Be 注入 InSb 400°C、
30 秒 RTA 后 TEM 截面显微照片 ($\times 37K$)

图4是 Be 注入 InSb 快速退火前后 RBS 分析的结果。图中曲线 a 为随机谱, 曲线 b 为注入损伤谱, 曲线 c 为单晶定向谱, 曲线 d、e、f 分别为 350°C、400°C 和 450°C 的退火定向谱。计算表明, InSb 单晶的最小背散射产额 χ_{\min} 为 6.3%, 经 100keV、 $5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ Be 注入后, χ_{\min} 增加到 12.7%。这说明, InSb 经 Be 注入后, 损伤增加了, 但并不严重。经 350°C 退火后, 退火定向谱 d 与单晶定向谱 c 基本重合, χ_{\min} 也由注入后的 12.7% 减小到 6.6%, 很接近未注入样品的 6.3%。这说明, 100keV、 $5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ Be 注入 InSb 的注入损伤经 350°C、30 秒退火后已基本消除。退火温度升到 400°C 和 450°C, 最小背散射产额

χ_{\min} 分别增加到 10.8% 和 17.7%；退火定向谱 e 和 f 的表面峰也明显升高了。这些都说明，在样品近表面处存在一个晶格取向从有序向无序转变的区域。前面 AES 分析时已指出，退火温度超过 350°C，InSb 表层将发生热分解，从单晶结构转变为由 In、Sb 及其氧化物组成的复杂结构。因此，退火温度为 400°C 和 450°C，InSb 表层晶格取向无序实质上是 InSb 表层热分解造成的。退火温度越高，此现象越严重。

图 5 是 Be 注入 InSb 经 400°C、30 秒退火后的 TEM 截面显微照片。可以看到，在 InSb 样品表面存在被破坏的区域。这与前面 RBS 分析的在该退火温度下 χ_{\min} 增大、表面损伤峰增高的结果相一致，也与 AES 分析的在该温度下 InSb 表层发生热分解的结果相一致。还可看到，在距 InSb 样片表面 2700—5900 Å 之间存在着一条由小位错环组成的缺陷带。这可能是退火温度过高，超过了 350°C，在晶体内部产生的热应力而引起的。这些体内缺陷也是造成图 4 中退火定向谱 e 和 f 随退火温度增加而升高的重要原因。

4 结 论

100keV、 $5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ Be 注入 InSb 样品，在 350°C、450°C 快速退火，Be 注入分布剖面的内侧不存在再分布，但峰值浓度有不同程度的降低，在表面存在 Be 的外向扩散。350°C 退火，Be 注入 InSb 的晶格损伤基本消除，InSb 表层不产生化学计量比的偏离。退火温度超过 350°C，InSb 表层将发生热分解，产生 Sb 的耗尽并形成由 In、Sb 及其氧化物组成的复杂结构。在 400°C 退火，在距表面 2700—5900 Å 之间观察到一条由小位错组成的缺陷带。

参 考 文 献

- [1] S. J. Pearton, S. Nakahara, A. R. Von Neida, K. T. Short and L. J. Oster, *J. Appl. Phys.*, 1989, **66**: 1942.
- [2] E. W. Kreutz, *Surface Technology*, 1980, **11**: 171.

Study of Be-Implanted InSb Under RTA

Zhang Tingqing and Liu Jialu

(Microelectronics Research Institute, Xidian University, Xi'an 710071)

Abstract Rapid thermal annealing characteristics of Be-implanted InSb with an energy of 100keV and dose of $5E + 14 \text{ cm}^{-2}$ are investigated by SIMS, AES, RBS and TEM. The annealing was performed at temperatures ranging from 300 to 500°C for the annealing time of 30—60s. The results show that after annealing there is essentially no redistribution of Be on the bulk side of the implanted profiles, but the peak concentration is reduced, and out-diffusion of Be occurs at InSb surface. After the annealing at 350°C, the lattice damage of Be-implanted InSb can be easily removed and no stoichiometry change occurs at InSb surface layer. At temperateres higher than 350°C, the thermal decomposition at InSb surface and the poorness of Sb can be observed, while the complex construction consisting of In,Sb and their oxide is formed.

PACC: 6170T, 6180B, 6180J, 6170W, 8140