

# SI-、n-GaAs 正电子湮没特性的研究

吴凤美 沈德勋 滕敏康 陈岭 唐杰

(南京大学物理系)

张德宏

(南京电子器件研究所)

1987年7月20日收到

用正电子湮没技术, 研究了半绝缘(SI)和掺Te的n型GaAs的退火行为及外延工艺的影响。结果表明, GaAs的平均寿命 $\tau_M$ , 长寿命 $\tau_L$ 和基块寿命 $\tau_b$ 依赖于掺杂, 同时 $\tau_b$ 的变化与镓空位和多镓空位均有关。外延后, 由于退火的效果,  $\tau_L$ 的降低和 $\tau_b$ 的增加是明显的。文中还讨论了电子和中子辐照的影响。

**主题词:** GaAs, 正电子湮没技术, 长寿命分量, 平均寿命, 基块寿命, 空位类型缺陷, 多镓空位

## 一、引言

众所周知, GaAs中的深能级和结构缺陷对材料和制成器件的性能影响很大。在GaAs中本征点缺陷有反位( $As_{Ga}$ 、 $Ga_{As}$ )、间隙( $As_i$ 、 $Ga_i$ )和空位( $V_{Ga}$ 、 $V_{As}$ )缺陷, 它们与生长条件和其后的热处理都有极大的关系。在很多GaAs材料中还普遍存在着位于禁带中央的电子陷阱EL<sub>2</sub>能级<sup>[1]</sup>, 它对GaAs的半绝缘特性起着关键作用。对于EL<sub>2</sub>能级的本性, 目前看法尚不统一, 有的认为是 $V_{Ga}-As_i$ <sup>[2]</sup>,  $As_{Ga}-V_{As}$ <sup>[3]</sup>或 $V_{Ga}As_{Ga}V_{As}$ <sup>[4]</sup>, 新近被认为是 $As_{Ga}-As_i$ <sup>[5]</sup>。它们的形成与镓空位 $V_{Ga}$ 有关。

为了调查在GaAs中的空位类型缺陷, 特别是镓空位及其络合物情况, 我们利用正电子湮没技术。正电子湮没方法, 通过正电子-电子对的湮没而产生的 $\gamma$ 射线携带出有关样品中电子密度和电子动量密度的信息。在空位缺陷处电子密度比体内或邻近的负电性杂质都低, 正电子被湮没的机会较少, 所测寿命较长。实验证明在GaAs中正电子对镓空位特别敏感<sup>[5,6]</sup>。

半绝缘(SI)和掺Te的GaAs是制作单片微波集成电路和多种微波器件的重要材料。一般, SI-和Te-GaAs在外延生长后再制作器件, 因此外延后衬底材料的性能对制成器件的参数有极大的影响。本工作利用正电子湮没方法得出了SI-和Te-GaAs中空位或类空位缺陷的寿命谱, 并分析了它们的退火和外延生长的影响。低剂量电子、中子辐照后正电子寿命的变化也予以讨论。

## 二、实 验

所用样品有未掺杂、掺 Cr 的半绝缘 GaAs 和掺 Te 的 n 型 GaAs 三种。未掺杂 SI-GaAs 的  $\rho$  为  $10^7 \Omega\text{-cm}$ , 掺 Cr 的 SI-GaAs 的  $\rho$  为  $10^8 \Omega\text{-cm}$ , Te-GaAs 的电子浓度约  $10^{18} \text{cm}^{-3}$ 。晶片经抛光和化学腐蚀后尺寸约为  $10 \times 10 \times 0.4 \text{mm}^3$ 。退火是在  $\text{N}_2$  气氛下进行, 温度分别为 100、250、350 和 450°C, 时间为 20 分。经外延的晶片腐蚀除去外延层(约  $2 \mu\text{m}$ )以观察外延工艺对材料性能的影响。外延温度为 750°C、约 1 小时。

强度为  $10 \mu\text{Ci}$  的无载体  $^{22}\text{Na}$  封存在两片 Mylar 膜之间作为正电子源, 正电子源夹在两片样品之间测量。每个谱累计数达  $1 \times 10^6$  以上, 所用正电子寿命谱具有 280ps 的时间分辨, 寿命谱用 Positronfit extend 程序分析<sup>[7]</sup>。 $^{22}\text{Na}$  正电子穿入样品深度近似为 200  $\mu\text{m}$ , 样品厚度取  $400 \mu\text{m}$ , 已大于正电子的贯穿深度。

有些样品还进行了电子、中子辐照, 中子能量为 14MeV, 剂量  $\sim 10^{13} \text{e/cm}^2$ 。电子辐照能量为 4MeV, 剂量约  $2 \times 10^{13} \text{e/cm}^2$ 。

## 三、结 果 与 讨 论

### 1. SI-、n-GaAs 未退火时的正电子湮没寿命

三类样品在未退火时的寿命值和相对强度如表 1 所示。长寿命(又称缺陷寿命或第二寿命)  $\tau_2$  代表了被测样品中被空位捕获湮没的正电子寿命值,  $I_2$  为  $\tau_2$  在寿命谱中所占的百分比。 $\tau_1$  和  $I_1$  分别为短寿命分量的寿命值和强度。根据简单的捕获模型<sup>[8]</sup>, 平均寿命  $\tau_M$  为

$$\tau_M = \tau_1 F_1 + \tau_2 F_2 \quad (1)$$

(1)式中  $F_1 = I_1 / (I_1 + I_2)$ ,  $F_2 = I_2 / (I_1 + I_2)$ 。基块寿命  $\tau_b$  为

$$\tau_b = \left( \frac{F_1}{\tau_1} + \frac{F_2}{\tau_2} \right)^{-1} \quad (2)$$

表 1 未退火时三类样品的  $\tau_1$ 、 $\tau_2$ 、 $\tau_M$ 、 $\tau_b$ 、 $I_1$  和  $I_2$  值

掺 杂 剂	$\tau_1$ (ps)	$I_1$ (%)	$\tau_2$ (ps)	$I_2$ (%)	$\tau_M$ (ps)	$\tau_b$ (ps)
—	206	75.68	394	21.35	247	230
Cr	209	77.10	406	20.06	247	232
Te	206	64.52	361	32.53	257	241

由表 1 可看出, 三类样品的  $\tau_b$  有所不同, 与掺杂剂有关。未掺杂和掺 Cr 的 SI-GaAs 的  $\tau_b$  值在 230ps 附近, 这与文献报道相近<sup>[5,6]</sup>。由于掺 Cr 量在 SI-GaAs 中是  $< 10^{18} \text{cm}^{-3}$ , 对  $\tau_b$  影响不大。掺 Te 量达  $10^{18} \text{cm}^{-3}$ ,  $\tau_b$  增加明显。Te 在 GaAs 中占据 As 亚点阵位置, 成为荷正电的  $\text{Te}_{\text{A}}^+$ , 晶体完美部份与未掺杂时有所不同, 引起  $\tau_b$  的变化。三类样品中未掺杂 GaAs 的  $\tau_b$  是最小。

由表 1 还可看到,两类 SI-GaAs 的  $\tau_2$ 、 $\tau_M$  和  $I_2$  等均相近,掺 Te 的 n 型 GaAs 与它们有所差异。长寿命分量  $\tau_2$  以掺 Te 的 GaAs 最小,其强度  $I_2$  却为最大。 $\tau_M$  值也以 Te-GaAs 为最大,这是因为,虽然  $\tau_2$  略有减小,但  $I_2$  增加更多。

我们所测的  $\tau_2$  值均大于镓单空位的特征寿命值。理论计算  $V_{Ga}^0$  的正电子湮没寿命为 267 ps,  $V_{Ga}^1$  为 270 ps<sup>[9]</sup>, 镓空位是受主型的,或呈中性,或为负电性。镓空位寿命在 260—280 ps 范围,理论与实验符合较好。本工作  $\tau_2$  值大于该值,说明在 SI 和掺 Te 的 GaAs 中不仅存在着镓单空位,还有相当数量的多镓空位及其络合物。例如双空位( $V_{Ga}^0$ )<sub>2</sub>,还可能有双空位在生长温度和冷却过程中与替代元素 As<sub>A</sub> 反应形成的络合物  $V_{Ga}As_{Ga}V_{As}$ 。掺 Te 的 GaAs 的缺陷寿命  $\tau_2$  较 SI-GaAs 短,强度  $I_2$  却高,这表明它含有镓单空位较多。这是由于 Te 占 As 亚点阵位置成为荷电的  $Te_{As}^{+}$ ,为补偿所增加的正电荷,在晶体生长和冷却过程中将形成 Ga 空位。单镓空位电子密度比多镓空位大,正电子湮没将快一些,因此  $\tau_2$  值小。Cr 在 GaAs 中占 Ga 位,即  $Cr_{Ga}^{[10]}$ ,它可以形成不同荷电态  $Cr^{3+}$ 、 $Cr^{2+}$  和  $Cr^{4+}$ ,带正电的缺陷与正电子之间为库仑斥力,正电子不被捕获。掺 Cr 和未掺杂的 SI-GaAs 的  $\tau_2$ 、 $\tau_M$  均相近,表明在掺 Cr 量较小时,对空位浓度影响不大(在 SI-GaAs 中,希 Cr 含量  $< 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ )。

## 2. SI-和 Te-GaAs 的退火特性

SI-GaAs 和掺 Te 的 n-GaAs 的  $\tau_2$ 、 $I_2$  值随退火温度  $T_a$  的变化如图 1 所示,  $\tau_M$  的变化如图 2 所示。

在 450°C 以内退火,三类样品的  $\tau_2$  和  $I_2$  变化不显著,但有起伏。当  $\tau_2$  增加时, $I_2$

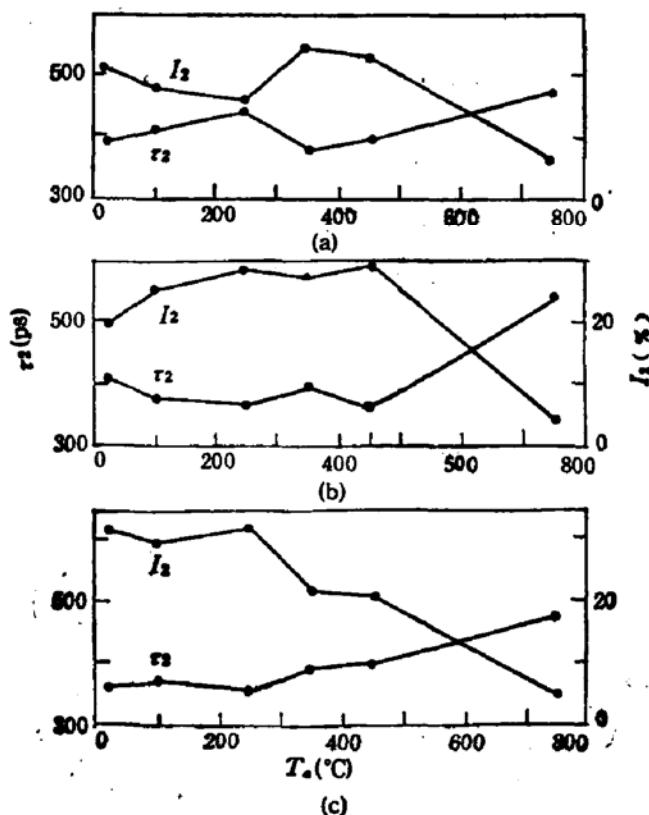
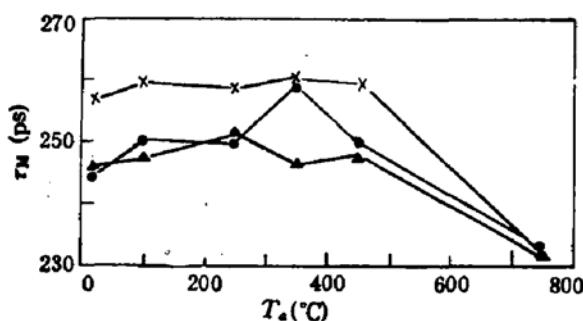


图 1  $\tau_2$ 、 $I_2$  随退火温度  $T_a$  的变化

(a) 未掺杂 SI-GaAs (b) 掺 Cr SI-GaAs (c) 掺 Te n 型 GaAs ( $n \approx 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ )

图2  $\tau_M$  随退火温度  $T_a$  的变化

▲ 未掺杂 SI-GaAs ● 掺 Cr SI-GaAs × 掺 Te n型 GaAs.

减少;反之亦然。以不掺杂的 SI-GaAs 为例,  $\tau_1$  和  $I_2$  的起伏与镓空位的迁移、聚合和分解过程有关。已证明, 镓空位在 200°C 以上是可活动的<sup>[11]</sup>,  $V_{Ga}$  在晶体内运动有可能聚合为多镓空位(如双空位)及其络合物, 这导致  $\tau_1$  的上升, 强度  $I_2$  的下降。当退火温度更高时, 多镓空位可能分解, 造成单镓空位的增加,  $\tau_1$  和  $I_2$  又回复, 从图 1(a) 可看到 450°C 退火后的  $\tau_1$  和  $I_2$  值已回复到未退火时的数值。由此可见, 450°C 温度以内, 空位缺陷退火作用不明显, 基本上是空位缺陷的转换。

在外延后(750°C、1 小时), 三类样品的空位缺陷寿命  $\tau_1$  都增加不少, 然而强度  $I_2$  下降更多。 $I_2$  下降, 表明在 750°C 高温下, 空位缺陷退火显著。 $\tau_1$  的增加, 这可能是由于在 GaAs 中同时存在单镓空位和多镓空位及其络合物, 后者不易退火, 经历 750°C 高温后, 在 GaAs 体内残留的以多镓空位及其络合物为主。在外延后, 三类样品的  $\tau_1$  和  $I_2$  相差不大,  $\tau_M$  也接近相同。

由于杂质种类、浓度和所占的亚点阵位置等情况不同, 退火规律略有差异。Te 占 As 亚点阵位置, 生长过程中诱导了较多的镓空位  $V_{Ga}$ (Te 浓度较高), 450°C 以内退火主要是  $V_{Ga}$  的聚合反应, 在 250°C 以上  $I_2$  直线下降。掺 Cr 的 SI-GaAs 中, Cr 占 Ga 亚点阵位置, 当较低温度退火时, 可以看到  $I_2$  增长  $\tau_1$  下降的过程, 这可能与有些 Cr 在此温度下从 Ga 点阵“跳出”形成  $V_{Ga}$  有关, 详细的机理还有待于进一步实验的证实。

### 3. 中子、电子辐照对空位缺陷正电子湮没寿命的影响

对未掺杂的 SI-GaAs 进行了 4MeV 电子(剂量为  $2 \times 10^{13} e/cm^2$ )和 14MeV 快中子(剂量为  $10^{13} n/cm^2$ )辐照, 发现  $\tau_1$  大幅度增加,  $I_2$  也下降很多。电子辐照后,  $\tau_1$  上升为 670ps,  $I_2$  为 5% 左右。中子辐照后,  $\tau_1$  上升到 831ps,  $I_2$  下跌至 3.88%。电子辐照产生单原子位移的阈值能量为 0.25MeV<sup>[12]</sup>, 中子能量仅需  $2 \times 10^{-4} MeV$ 。本工作所采用的电子、中子能量均大大超过单原子位移所需的阈值能量, 足以在 GaAs 中产生多原子位移缺陷。中子辐照比电子辐照更易产生尺寸较大的缺陷团, 该处电子密度更低, 被测空位缺陷寿命  $\tau_1$  也更长。值得注意的是, 在小剂量中子、电子辐照条件下, 空位缺陷强度减少了( $I_2$  只有 4—5%)。从  $\tau_1$  增加的事实来分析, 空位缺陷减少的必然是镓单空位等低镓空位缺陷。这可能是在电子、中子作用下,  $V_{Ga}$  与其它缺陷(如  $V_{Al}$ 、 $As_{Ga}$  等)生成络合物, 引起荷电态的转变。例如生成  $(V_{Ga} \cdot As_{Ga} \cdot V_{Al})^{2+}$ <sup>[13]</sup>, 而带正电的缺陷, 并不能捕获正电子。

## 四、结 论

1. GaAs 的正电子湮没长寿命  $\tau_1$ 、平均寿命  $\tau_M$  和基块寿命  $\tau_b$  均与掺杂种类和数量有关。掺 Te 使镓空位增多；掺 Cr 使镓空位减少。由于掺 Cr 量不大，掺 Cr 的 SI-GaAs 与未掺杂的 SI-GaAs 正电子湮没寿命差别不大。掺 Te 的 n-GaAs 的  $\tau_M$  和  $\tau_b$  大于两类 SI-GaAs。

2. 三类样品的  $\tau_1$  值均大于单镓空位的寿命值，说明在样品中除存在  $V_{Ga}$  外，还有相当数量的多镓空位及其络合物。掺 Te 的 n-GaAs 中镓空位  $V_{Ga}$  含量较高，所以  $\tau_1$  值在未退火三类样品中是最小的，而  $I_1$  则为最高。

3. 在 450°C 以内退火， $\tau_M$ 、 $\tau_b$  变化不显著，退火过程与镓空位的迁移、聚合、分解及与其它缺陷结合有关。经外延，退火效果显著，空位缺陷相对强度大大下降，但空位缺陷寿命  $\tau_1$  却上升。这可能经外延后，GaAs 中残存多镓空位及其络合物缺陷为多。

4. 高能中子、电子辐照(剂量  $\sim 10^{13}/cm^2$ )，使  $\tau_1$  上升， $I_1$  下降。这归因于辐照促使  $V_{Ga}$  与其它缺陷反应，引起荷电态的转变；另一方面辐照又引入多原子位移缺陷。

## 参 考 文 献

- [1] H. J. Von Bardeleben, D. Stievenard, J. C. Bourgoin and Huber, *Appl. Phys. Lett.*, **47**, 970(1985).
- [2] M. R. Watanabe, A. Tanaka, T. Udagawa, T. Nakanisi, Y. Zohta, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **22**, 923(1983).
- [3] G. A. Baraff, M. Schlüter, *Phys. Rev. Lett.*, **55**, 2340(1985).
- [4] H. E. Ruda, J. Lagowski, H. C. Gatos and W. Walukiewicz, *Semi-Insulating III-V Materials*, 253(1984).
- [5] S. Dannefaer, *J. Phys.*, **15**, 599(1982).
- [6] D. P. Kerr, S. Kupca and B. G. Hogg, *Phys. Lett.*, **88A**, 429(1982).
- [7] P. Kirkegaard, *Computer Phys. Commun.*, **7**, 401(1974).
- [8] R. N. West, *Adv. Phys.*, **22**, 263(1973).
- [9] M. J. Puska, *Materials Science Forum*, **10**, 277(1986).
- [10] S. Rahimi, S. G. Johnson, W. B. Leigh, C-K. Chau and J. S. Blakemore, *Semi-Insulating III-V Materials*, 273(1984).
- [11] D. V. Lang, R. A. Logan and K. L. Kimerling, *Phys. Rev.*, **B15**, 4875(1977).
- [12] D. Pons, *J. Appl. Phys.*, **51**, 2038(1980).

## Study of Positron Annihilation Characteristics in Si-, n-GaAs

Wu Fengmei, Shen Dexun, Deng Minkang,  
Cheng Ling, Tang Jie

(Department of Physics, Nanjing University, Nanjing)

Zhang Dehong

(Nanjing Electronic Device Institute, Nanjing)

### Abstract

Using the positron annihilation technique, the annealing behavior and the effects of epitaxy process for Si-GaAs and n-GaAs: Te have been studied. The results show that the mean lifetime  $\tau_m$ , the long lifetime  $\tau_2$  and the bulk lifetime  $\tau_b$  of GaAs depend upon doping, as well as the changes of  $\tau_2$  are related to both Ga-vacancy and multi-Ga-vacancy. After epitaxy process, the decrease in the values of  $\tau_b$  and the increase in the values of  $\tau_2$  are obvious. The influence of electron and neutron irradiation has also been discussed.

**KEY WORDS:** GaAs, Positron annihilation technique, Long lifetime component, Mean lifetime, Bulk lifetime vacancy type defects, Multi-Ga-vacancy