

中子辐照 GaAs 的沟道卢瑟福背散射研究

刘 键¹ 王佩璇¹ 柯 俊¹ 朱沛然² 扬 峰² 殷士端³

(1 北京科技大学材料物理系 北京 100083)

(2 中国科学院物理研究所 北京 100080)

(3 中国科学院半导体研究所 北京 100083)

摘要 用沟道 RBS 方法研究了中子辐照 GaAs 的缺陷在快速退火过程中的恢复行为。结果表明, 在 $10^{14} \sim 10^{17}/\text{cm}^2$ 范围内离位原子浓度近似按辐照剂量量级的平方关系增长。中子辐照效应对 $\psi_{1/2}$ 没有影响。经一定剂量辐照后, 退火温度越高, 退火时间越长, 离位原子的恢复效果越明显。 $10^{15}/\text{cm}^2$ 剂量辐照损伤的恢复激活能 $E_1 \approx 0.35\text{eV}$, 可能对应空位与迁移而来的填隙原子的复合; 而 $10^{17}/\text{cm}^2$ 剂量辐照损伤的恢复激活能 $E_2 \approx 0.13\text{eV}$, 对应空位与其附近的填隙原子的复合。

PACC: 6180H, 8160C, 6180M

1 引言

GaAs 材料具有比 Ge、Si 更优越的性能, 如禁带宽度比 Ge、Si 大, 极限工作温度可达 450, 电子迁移率是 Si 的 6 倍, 可用于制作高频高速电子器件, 其抗辐照能力是 Si 的 10 倍等等。这些性质使得 GaAs 器件在航空航天和军事上的应用十分广泛。但在这些领域中, GaAs 器件容易受到粒子辐照而失效。中子辐照的研究对研制 GaAs 的抗辐照器件具有指导意义。

有关中子辐照 GaAs 的研究已有不少报道。如 Kuriyama 等人采用热激电流法 (TSC) 和光致发光法 (PL), 发现中子辐照可分解 GaAs 原有缺陷, 并得到两种复合缺陷 $\text{GaAs-V}_{\text{Ga}}$ 和 $\text{As}_{\text{Ga}}\text{-V}_{\text{As}}$ 。400 和 600 退火对应于 V_{Ga} 和 As_{Ga} 的恢复。我们曾用正电子湮没方法研究了中子辐照 GaAs 产生的空位缺陷在快速退火过程中的恢复。本文的目的是采用沟道背散射方法, 研究辐照产生的离位原子缺陷在退火过程中的变化及回复。

刘 键 男, 1963 年出生, 博士研究生, 从事中子辐照 GaAs 研究
王佩璇 女, 1936 年出生, 教授, 从事材料物性、表面与界面、多层膜等方面的研究
1997-06-17 收到, 1997-09-08 定稿

2 实验方法

实验样品是采用液态密封直拉法生长的半绝缘 GaAs(100) 单晶, 电阻率为 $1 \sim 2 \times 10^8 \Omega \cdot \text{cm}$; 电子迁移率为 $6 \times 10^3 \text{cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$.

中子辐照在中国原子能科学院 101 反应堆上进行, 辐照剂量为 $(10^{14} \sim 10^{17})/\text{cm}^2$, 其中能量大于 0.1 MeV 的中子剂量为 $(10^{13} \sim 10^{16})/\text{cm}^2$. 辐照后的样品分别用卤钨灯进行快速退火, 退火温度为 200~ 800 , 恒温时间 20~ 50s. 分析之前样品用 10% HCl 稀溶液浸泡 6 分钟, 以去除氧化层. RBS 分析采用能量为 1 MeV 的 $^1\text{H}^+$, 散射角为 160° ; 沟道背散射 (RBS) 实验沿 100 轴沟道.

3 结果及讨论

用沟道 RBS 方法可以研究偏离晶格点阵的离位原子浓度及偏离方向. 为了描述晶体沿某个晶轴 (或晶面) 沟道效应的强弱, 在谱的“边”附近取一个狭窄能量间隔, 求出定向谱与随机谱的产额之比, 即最小产额 χ_{min} . 在近表面, 离位原子的浓度可根据最小产额 χ_{min} 由下式计算:

$$N_d/N = (\chi_{\text{min}} - \chi_{\text{min}}^0)/(1 - \chi_{\text{min}}^0)$$

其中 N 为晶体的原子密度; χ_{min}^0 为未辐照样品的最小产额; χ_{min} 为辐照样品的最小产额; N_d 为离位原子密度. 由沟道 RBS 实验得到各种辐照剂量和退火条件的 χ_{min} 和根据上式计算的 N_d , 其结果概括列于表 1.

表 1 不同辐照剂量和退火条件下的最小产额 χ_{min} 和离位原子的浓度 N_d/N

剂量/ cm^{-2}	最小产额 $\chi_{\text{min}}/\%$ 温度/ & 时间/s							$N_d/N \cdot 1/\%$ 温度/ & 时间/s						
	未退火	200 &20	400 &20	400 &50	600 &20	800 &20	800 &50	未退火	200 &20	400 &20	400 &50	600 &20	800 &20	800 &50
0	3.1							0						
10^{14}	11.7					3.0		8.9					0	
10^{15}	14.4	14.3	13.6		11.3	3.8		11.7	11.6	10.8		8.5	0.72	
10^{16}	16.6					15.9		13.9					13.2	
10^{17}	28.8	27.0	24.4	16.8	19.8	18.3	2.8	26.5	24.7	22.0	14.2	17.2	15.7	0

3.1 辐照剂量的影响

从未辐照半绝缘 GaAs 的 RBS 随机谱和沿 100 轴沟道的定向谱, 可以确定其最小产额 χ_{min} 为 0.031, 临界角 $\psi_{1/2} = 0.31^\circ$. 图 1, 图 2 是辐照后未退火的两种样品的角扫描实验曲线. 其中图 1 的辐照剂量为 $10^{17}/\text{cm}^2$; 图 2 的辐照剂量为 $10^{14}/\text{cm}^2$. 由图 1, 图 2 可以得到同样的临界角 $\psi_{1/2} = 0.31^\circ$. 说明中子辐照效应对 $\psi_{1/2}$ 基本无影响. 其原因可能是: 由于 GaAs 是

共价态晶体,其基体对入射离子的散射势在辐照前后的变化很小,使得辐照对 $\psi_{1/2}$ 基本无影响 Satoh 等人^[1]采用 1.5M eV $^4\text{He}^+$ 沿 100 沟道的 RBS 实验结果证明:重掺 $\text{In}(10^{20}\text{cm}^{-3})$ 对 GaAs 的 $\psi_{1/2}$ 没有影响,这也说明 GaAs 的晶格畸变对 $\psi_{1/2}$ 影响相当小

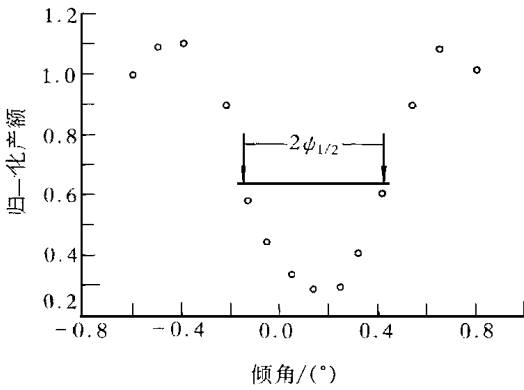


图 1 中子辐照剂量为 $10^{17}/\text{cm}^2$ 未退火的 GaAs 角扫描曲线
1.0MeV $^1\text{H}^+$ 沿 100 轴入射

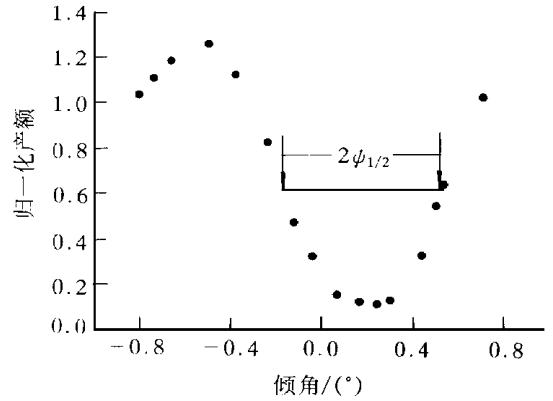


图 2 中子辐照剂量为 $10^{14}/\text{cm}^2$ 未退火的 GaAs 角扫描曲线
1.0MeV $^1\text{H}^+$ 沿 100 轴入射

由表 1 可以看出,中子辐照产生的位移原子数随剂量的增加而增加,尤其在 $10^{16}/\text{cm}^2$ 至 $10^{17}/\text{cm}^2$ 范围,增长趋势更显著,偏离了较低剂量的增长率 图 3 是离位缺陷浓度与辐照剂量的关系曲线 可以看出,随着辐照剂量 ϕ 的增大,离位缺陷浓度有较显著的增加 按 $N_d/N \sim (\log \phi)^2$ 拟合,其趋势与实验结果较符合

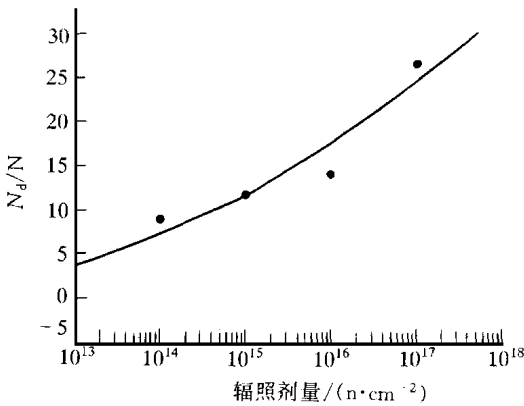


图 3 中子辐照剂量与辐照引入的离位缺陷浓度的关系

剂量的关系曲线 可以看出,随着辐照剂量 ϕ 的增大,离位缺陷浓度有较显著的增加 按 $N_d/N \sim (\log \phi)^2$ 拟合,其趋势与实验结果较符合

3.2 退火温度的影响

图 4 和图 5 分别为 $10^{17}/\text{cm}^2$ 和 $10^{15}/\text{cm}^2$ 两种辐照剂量样品在不同退火温度下的 RBS 沟道谱 由图 4 可以看出, $10^{17}/\text{cm}^2$ 辐照剂量下,定向谱的高度随退火温度的升高而降低,经 800 (20 秒)退火后,定向谱的高度仍显著高于未辐照的谱高度 说明在 $10^{17}/\text{cm}^2$ 的较高剂量下,中子辐照产生的位移进入 100 沟道的原子较多 虽然随退火温度的升高离位原子数量逐渐减少,但 800 , 20 秒退火后晶体中仍有较多缺陷存在 由图 5 可见,辐照剂量较低($10^{15}/\text{cm}^2$)时则有所不同,经 800 (20 秒)退火后,定向谱的高度已与未辐照的谱高度基本一致 说明缺陷数量已基本恢复到辐照前的水平

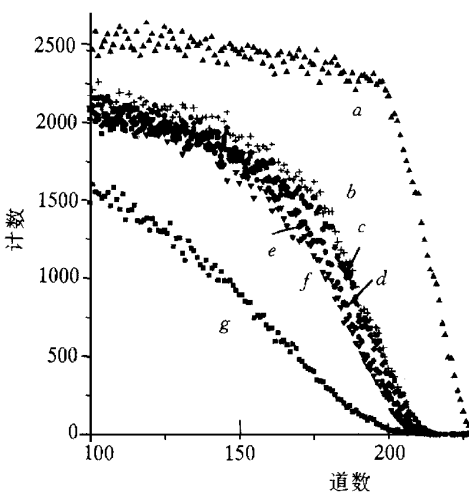


图 4 辐照剂量 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^2$ 下不同退火温度(退火时间 20 秒)的沟道谱沿 100 轴, a 随机谱; b 未退火; c 200 ; d 400 ; e 600 ; f 800 ; g 未辐照

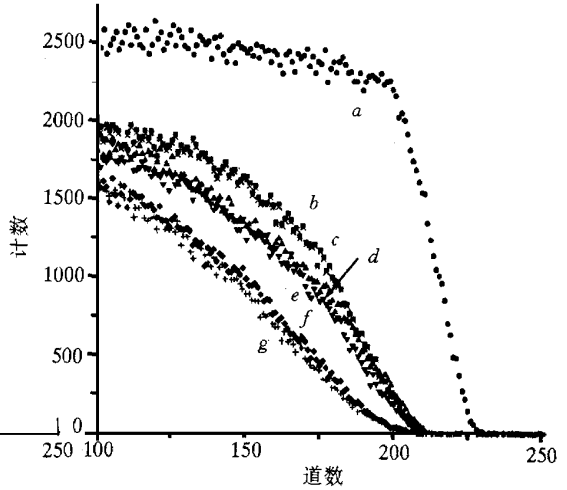


图 5 辐照剂量 $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ 下不同退火温度(退火时间 20 秒)的沟道谱沿 100 轴, a 随机谱; b 未退火; c 200 ; d 400 ; e 600 ; f 800 ; g 未辐照

3.3 退火时间的影响

由表 1 可见, 退火时间也是影响到离位原子恢复的很重要因素 根据各个温度下的缺陷恢复速率绘制 Arrhenius 曲线, 如图 6 所示 由此可以得到离位缺陷的恢复激活能 图 6 中同时绘出剂量为 $10^{15}/\text{cm}^2$ 的 Arrhenius 曲线 由图 6 可以得出: $10^{15}/\text{cm}^2$ 剂量的缺陷恢复激活能 $E_1 = 0.35\text{eV}$; $10^{17}/\text{cm}^2$ 的激活能 $E_2 = 0.13\text{eV}$. 下面讨论本文条件下的缺陷恢复机理

我们知道, 中子辐照会在砷化镓晶体中造成多种类型的缺陷: 如 V_{Ga} , V_{As} , Ga_{As} , As_{Ga} 以及反位缺陷 Ga_{As} , As_{Ga} 和各种复合缺陷如 $\text{Ga}_{\text{As}}-V_{\text{Ga}}$ 和 $\text{As}_{\text{Ga}}-V_{\text{As}}$. 由于独立间隙原子只有一个电荷态, 所以在半导体带隙中没有能级, 而且是非顺磁性的, 所以电学和光学方法不能有效地探测到独立的间隙原子. 到目前为止尚没有文献报道砷化镓中有关独立的间隙原子的观测结果

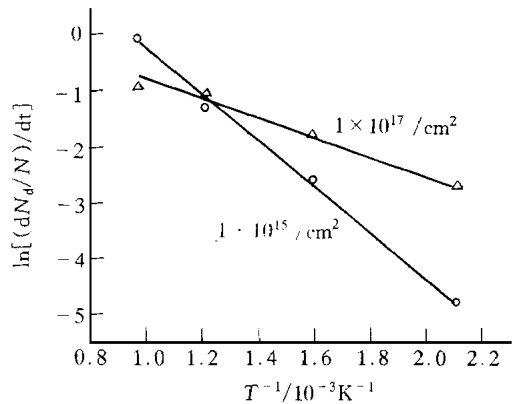


图 6 不同辐照剂量下的 Arrhenius 曲线

有关间隙原子的报道是间隙原子与其它缺陷组成的复合缺陷的测量, 或通过间隙原子对其它缺陷的影响的测量推测到间隙原子的存在 关于辐照产生的晶格损伤, 一般认为辐照产生的缺陷归结于砷原子晶格损伤(对此有较为确实的证据^[2,3]). 有关镓晶格损伤在实验上很少观测到 对此的解释是 $V_{\text{Ga}}-\text{Ga}_{\text{As}}$ 对由于库仑吸引作用^[4], 在辐照产生后大部分直接复合, 剩余的 Ga_{As} 及 V_{Ga} 转换为较为稳定的其它缺陷 例如人们认为 V_{Ga} 很容易转变为更稳定的 $\text{As}_{\text{Ga}}-V_{\text{As}}$ ^[5,6]. 根据以上分析, 我们得到的两个激活能则应对应较为稳定的缺陷的恢复(如: As_{Si} , V_{As} , As_{Ga} , Ga_{As} 等). 显然两种激活能说明有两种缺陷的恢复机制, 对应不同的恢复过

程已有文献报道, Satoh 等人^[7]认为 0.3eV 的载流子激活能可能与中子嬗变的 γ 和 β 的辐照损伤的恢复有关, 反位缺陷 Ga_{As} 湮灭激活能为 0.9eV. 而复合缺陷根据其退火情况它的湮灭激活能也较高^[8]. 我们的 PL 实验也表明: 在我们的退火条件下复合缺陷不但没有消失, 反而有增多的迹象. 因此 0.35eV 的激活能不可能对应反位缺陷和复合缺陷的恢复. 再考虑填隙原子与空位的复合: 这里涉及两个过程: 要求迁移能 E_m 的填隙原子的迁移过程和需克服势垒 E_r 与空位复合的过程. Bourgoïn 等人^[9]认为: 迁移是复合过程的决定因素. Chiang 和 Pearson 的实验^[10]得到 As_{Si} 的迁移能为 0.5eV. 由此我们认为: 激活能为 0.35eV 的机制很可能对应填隙原子与空位的复合. 我们的光致发光实验分析表明: 在我们的快速退火过程中, 复合是一个主要过程. 关于 $10^{17}/\text{cm}^2$ 剂量下较小的激活能 (0.13eV), 我们认为: 随剂量增大损伤加剧, 空位附近填隙原子浓度较大, 所以, 快速退火过程中与空位首先复合的是空位附近填隙原子, 复合过程不涉及填隙原子的迁移过程, 所以所需的激活能较小. 图 8 也确实说明, 在此情况下退火后晶体中仍存在较多的缺陷.

最后讨论中子嬗变掺杂对 RBS 谱的影响. 我们知道掺杂可以引起掺杂原子周围的局域应变, 产生离位原子 (指离开正常的点阵位置). 本文实验中最大可能的嬗变掺杂浓度为 $N_{\text{NTD}} = 0.16\varphi$ 其中 φ 为辐照剂量. 假如嬗变掺杂原子引起周围四个原子位移, 则由嬗变掺杂引起的离位原子浓度是 $4 \times 0.16 \times 10^{17} = 6.4 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$, $N_d/N < 10^{-6}$. 这与表 1 的结果相比可以忽略不计. 所以我们认为: 中子辐照后引入的离位原子主要是由辐照损伤造成的, 嬗变掺杂的影响可以忽略.

4 结 论

1. 辐照剂量越大, 离位原子浓度越大. 在 $10^{14}/\text{cm}^2 \sim 10^{17}/\text{cm}^2$ 剂量范围内, 缺陷浓度按辐照剂量量级平方的关系增长.

2. 在一定辐照剂量下, 退火温度越高, 退火时间越长, 离位原子的恢复效果越明显. 剂量为 $10^{17}/\text{cm}^2$ 时, 缺陷浓度 N_d/N 随温度的变化呈线性下降趋势; 经 800 (20 秒) 退火后, 晶体中仍有较多缺陷存在; 剂量为 $10^{15}/\text{cm}^2$ 时, 缺陷浓度 N_d/N 随温度的变化偏离线性下降趋势, 经 800 (20 秒) 退火后, 缺陷数量基本恢复到辐照前的水平.

3. 中子辐照效应对 $\psi_{1/2}$ 没有影响.

4. $10^{15}/\text{cm}^2$ 剂量辐照的缺陷恢复激活能 $E_1 = 0.35\text{eV}$, 可能对应空位与迁移而来的填隙原子的复合; 而 $10^{17}/\text{cm}^2$ 剂量的损伤恢复激活能 $E_2 = 0.13\text{eV}$, 则对应空位与其附近的填隙原子的复合.

参 考 文 献

- [1] M. Satoh and K. Kuriyama, *Semiconductor Insulating III-V Materials*, Ohmsha, Ltd, 1986, 35~ 40
- [2] D. Pons, *J. Appl. Phys.*, 1984, **55**: 2839
- [3] D. Pons and J. C. Bourgoïn, *Phys. Rev. Lett.*, 1981, **17**: 1293
- [4] D. Pons and J. C. Bourgoïn, *J. Phys. C*, 1985, **18**: 3839
- [5] N. K. Goswami, R. C. Newman, J. E. Whitehouse, *Solid State Commun.*, 1981, **40**: 473
- [6] R. B. Beall, R. C. Newman, J. E. Whitehouse and J. Woodhead, *J. Phys. C*, 1984, **17**: 2653

- [7] M. Satoh and K. Kuriyama, J. Appl Phys , 1989, **65**(6): 2248
[8] K. Kuriyama, K. Tomizawa, K. Koga, N. Hayashi, Appl Phys Lett , 1993, **63**(4): 1966
[9] J. C. Buroin, H. J. Von Bardeleben and D. Stievenard, J. Appl Phys , 1988, **64**(9): R65
[10] S. Y. Chiang and G. L. Pearson, J. Appl Phys , 1975, **46**: 2986

Channeling RBS Study of Neutron Irradiated GaAs

Liu Jian¹, Wang Peixuan¹, Ke Jun¹, Zhu Peiran², Yang Feng², Yin Shiduan³

(1 Department of Material Physics, Beijing University of Science and Technology, Beijing 100083)

(2 Institute of Physics, The Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080)

(3 Institute of Semiconductors, The Chinese Academy of Sciences, Beijing 100083)

Received 17 June 1997, revised manuscript received 8 September 1997

Abstract The rapid annealing behaviour of GaAs crystals irradiated with various neutron fluences has been investigated by using channeling RBS. The results show that the concentration of displaced atoms increases with the square of $\log\Phi$ (Φ the neutron fluence). During annealing the concentration of displaced atoms decreases with the temperature and annealing time increasing. The neutron irradiation has little effect on $\Phi_{1/2}$. For the neutron fluence of $10^{15}/\text{cm}^2$, the activation energy of defect annihilation $E_1 \approx 0.35\text{eV}$, which may be attributed to the recombination of vacancies with migrating interstitials. The activation energy: $E_2 = 0.13\text{eV}$ for the neutron fluence of $10^{17}/\text{cm}^2$ may, probably, correspond to the recombination of vacancies with nearby interstitials.

PACC: 6810H, 6180C, 6180M