

半绝缘 InP 的铁掺杂激活与电学补偿

苗杉杉¹ 赵有文^{2,†} 董志远² 邓爱红¹ 杨俊¹ 王博¹

(1 四川大学物理学院 应用物理系, 成都 610065)

(2 中国科学院半导体研究所, 北京 100083)

摘要: 比较了掺 Fe 和非掺退火半绝缘(SI)InP 材料中 Fe 杂质的分布, 掺杂激活机理以及 Fe 原子与点缺陷的相互作用. 原生掺 Fe SI-InP 中 Fe 的替位激活主要通过填隙-跳跃机制, 但 Fe 原子易在位错周围聚集, 与空位形成复合体缺陷, 占据填隙位等, 从而降低 Fe 的激活效率. 在 FeP₂ 气氛下退火非掺 InP 获得的 SI-InP 材料中, Fe 原子的激活主要通过扩散过程的“踢出-替位”机制. 退火前材料中存在的 In 空位使 Fe 原子通过扩散充分占据 In 位, 同时抑制了材料中深能级缺陷的形成. 因此, 这种 SI-InP 材料的 Fe 激活效率高、电学性能好.

关键词: InP; 铁激活; 退火; 半绝缘

PACC: 8000

中图分类号: TN304. 2⁺ 3

文献标识码: A

文章编号: 0253-4177(2006)11-1934-06

1 引言

InP 具有许多优越的性质, 如热导率高、高辐射阻抗、高电子饱和漂移速度等, 适合于制造高频、高速微波器件和光电集成电路以及卫星和空间探测器用太阳能电池等. InP 单晶衬底材料已在多个领域得到广泛应用, 如长波长(1.3~1.55 μm)发光二极管、激光器和探测器, 毫米波异质结双极晶体管(HBT)、高电子迁移率晶体管(HEMT)和单片电路等^[1~3].

目前, Fe 已成为一种生长半绝缘(SI)InP 的重要深能级杂质^[4]. 在 SI-InP 材料中, Fe 作为深受主引入, 产生位于禁带中央附近的深受主能级, 通过俘获电子补偿了材料中的施主杂质, 赋予 InP 半绝缘性质^[5]. 由于在生长 SI-InP 材料过程中掺入的 Fe 浓度在 10^{16}cm^{-3} 以上, 易产生超过溶解度极限所造成的杂质沉淀析出, 降低材料的成品率. 此外, SI-InP 衬底中的铁在外延生长过程中容易向外延层中扩散, 破坏外延材料的电学性能. 因此, 人们普遍希望降低 SI-InP 中的掺铁浓度. 为了降低铁的掺杂浓度, 一个重要的途径是提高铁占据钢位, 成为深受主的激活效率. 半绝缘 InP 中 Fe 的激活和电学补偿对材料电学性质的影响, 一直是人们所关注的问题^[6~9].

本文通过常温 Hall 效应测量, A-B 腐蚀液化学腐蚀和傅里叶变换红外吸收谱, 研究了原生掺 Fe 和非掺退火半绝缘 InP 中深受主 Fe 的浓度变化与

生长、热处理条件的关系, 分析了这两种半绝缘 InP 材料中 Fe 激活的物理过程和对材料性质的影响.

2 实验

实验中使用的样品为液封直拉法(LEC)生长的(100)晶向 InP 晶片. 退火制备半绝缘材料所用的非掺 n 型 InP 的电学参数为: 室温自由电子浓度小于 $6.53 \times 10^{15}\text{cm}^{-3}$, 迁移率大于 $4000\text{cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$, 退火条件为: 磷化铁气氛下 930°C 恒温 80h, 详细的退火过程和条件请参考我们已发表的有关文献^[10~12]. 用常规 Hall 方法测量样品的电学参数, 在 350°C 退火, 钢合金制做欧姆接触.

将样品用机械-化学法抛光后, 用有机溶液(丙酮或乙醇)、去离子水漂洗, 再用氮气吹干, 然后用 A-B 腐蚀液腐蚀样品. A-B 腐蚀液是一种由 1g CrO₃, 8mg AgNO₃ 溶解在 2mL 去离子水中, 和 1mL 47% 的 HF 组成的混合溶液^[13]. 最后用 OlympusMX40 型干涉显微镜进行表面形貌和杂质聚集状态的观察.

InP 单晶样品 10K 温度下的红外吸收谱由一台 Bruck ISF120 型傅里叶变换红外吸收装置测量. 样品在进行测量前进行双面抛光, 抛光后的样品厚度为 2.5mm.

3 结果与分析

3.1 SI-InP 电学参数与制备条件

表 1 中给出了一组原生掺 Fe 和非掺退火 SI-

† 通信作者. Email: zhaoyw@red.semi.ac.cn

2006-03-29 收到, 2006-05-22 定稿

InP 样品的电学参数和制备条件,这些掺 Fe SI-InP 样品取自晶体的不同部位. InP 中 Fe 杂质的有效分凝系数被普遍取为 1.6×10^{-3} ^[8,9], 因而其杂质分凝作用很明显, 每个样品中的 Fe 浓度可以由正常分凝关系求出. 来自晶体上部样品的铁浓度低, 其次是晶体中部, 铁浓度最高的样品取自晶体的尾部. 样品 A, B 来自同一个晶体的上部和中部, 而 C, D 和 E 分别来自另一个晶体的上, 中和下三个部位. 由样品 A 和 B 可知, 原生掺 Fe InP 晶锭从顶部到底部, 电阻率逐渐升高, 这是由于 Fe 的分凝造成 Fe 掺杂浓度沿生长方向不断增加, 材料的补偿程度变大. 样品 A 的电阻率只有 $10^2 \Omega \cdot \text{cm}$, 说明这部分晶体的 Fe 浓度较低, 补偿程度不够. 由表 1 可以看出, 经过退火处理非掺 InP 后, 样品 F 的 Fe 浓度仅为 $8 \times 10^{15} \text{cm}^{-3}$, 其电学参数(电阻率和迁移率)优于这些掺铁 SI-InP 样品, 而掺铁 SI-InP 样品的 Fe 浓度远高于非掺退火样品 F. 这意味着原生掺 Fe SI-InP 中的 Fe 原子占据 In 位成为深受主 Fe^{3+} 的比例很低, 即激活率低. 掺 Fe SI-InP 中未激活的铁原子可能存在的状态包括填隙位、与空位形成复合体、在位错周围聚集、形成第二相化合物(如 FeP_2)等, 下面针对这些情况进行分析.

表 1 SI-InP 样品的电学参数和制备条件

Table 1 Electrical parameters and preparation condition of SI-InP samples

编号	制备方法	$\rho/(\Omega \cdot \text{cm})$	$\mu/(\text{cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s}))$	n/cm^{-3}	位错密度/ cm^{-2}	掺铁浓度/ 10^{16}cm^{-3}
A	掺铁	4.02×10^2	2910	7.06×10^{14}	$< 5 \times 10^4$	1.5
B	掺铁	9.26×10^6	1280	4.19×10^8	$< 5 \times 10^4$	4.6
C	掺铁	1.00×10^7	1350	4.63×10^8	$< 5 \times 10^4$	2.2
D	掺铁	1.61×10^7	1560	2.48×10^8	$< 5 \times 10^4$	5.8
E	掺铁	6.63×10^7	1430	6.61×10^7	$< 5 \times 10^4$	8.6
F	非掺退火 (磷化铁气氛)	2.36×10^7	3061	7.34×10^7	$< 4 \times 10^4$	0.8

3.2 SI-InP 晶片的显微腐蚀结果

A-B 腐蚀液专门用于显示化合物半导体材料中的杂质分布情况. 图 1 给出了非掺退火 SI-InP 样品 F 和一个原生掺铁 SI-InP 样品的 A-B 腐蚀显微照片. 由图 1(a) 可以看到明显的铁杂质条纹, 这是由于在生长过程中存在温度和生长速度的起伏, 引起晶体凝固速度和杂质分凝变化所造成的. 这样的铁杂质分布将导致晶体微小区域内的电学补偿度产生差异, 影响其电学均匀性. 除此之外, 图 1(a) 中还可以看到不规则网格状的杂质分布, 这些是由于铁原子受到位错应变势场的吸引作用, 聚集在位错周围造成的^[14]. Fe 杂质的高浓度聚集意味着占据 In 位的比例减小, 处于填隙位的可能性和比例增大, 所以意味着其掺杂激活的比例降低. 图 1(a) 中的亮点是由于形成了与铁有关的第二相沉积造成的, 这种缺陷的主要成份为 FeP_2 ^[15]. 由此可以预计, 这些缺陷将降低 Fe 在原生 SI-InP 中的激活效率. 相比之下, 由图 1(b) 可以看出, 非掺退火 SI-InP 材料中的杂质分布均匀, 不存在铁的高浓度聚集区和条纹, 其中的几个特殊形状的亮点是 LEC 法生长的未退火 InP 中的一种缺陷——位错团造成的^[15~17], 退火后这种缺陷仍然保留.

这两种样品中, 铁杂质分布的显著差异可以从它们经历的不同制备过程来解释. 掺 Fe SI-InP 的生长速度一般为 15mm/h , 纵向温度梯度为 $150^\circ\text{C}/\text{cm}$, 这相当于每小时的降温速度达到 225°C . 文献中报道的扩散实验已证明, 快速降温会造成扩散进入 InP 中的铁原子处于填隙位, 未能占据 In 位成为受主产生补偿作用^[18,19]. 与扩散后快速降温的情形类似, 如此高的降温速度使部分铁原子形成填隙、聚集在位错周围等缺陷, 不能充分占据 In 位成为受主, 从而降低了铁的激活效率. 有实验结果表明, 通过

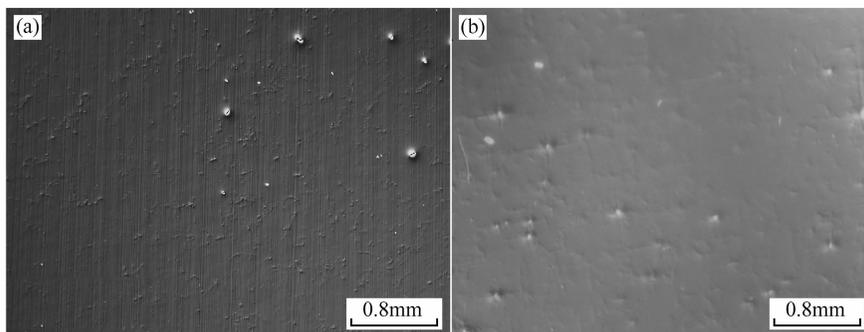


图 1 经过 A-B 腐蚀液腐蚀后 SI-InP 晶片的表面形貌 (a) 原生掺 Fe SI-InP; (b) FeP_2 气氛下非掺退火 SI-InP

Fig. 1 Surface profile of SI-InP wafers etched by the A-B solution (a) As-grown Fe-doped SI-InP; (b) Annealed undoped SI-InP in iron phosphide ambience

降低晶体的拉速可以改善铁的激活效率^[7~9],但 LEC 法中存在的高生长温度梯度仍然会限制铁激活效率的进一步提高,这也是 SI-InP 材料中铁掺杂浓度较高的原因之一.在退火非掺 InP 制备半绝缘材料的过程中,铁原子通过长时间的气相扩散进入材料中,以“踢出-替位”机制占据钢位.最为重要的是,退火最后阶段的降温速度为 30°C/h,充分保证了铁原子能一直保持占据钢位形成深受主.因此,采用低的降温速率对于提高 Fe 的激活效率是非常重要的.尽管对于 LEC 法达到很小的纵向温度梯度(如小于 30°C/cm)很困难,但尽可能保持低的温度梯度以及生长结束后慢的降温速率,对于提高 Fe 激活仍是十分有利的.

3.3 红外吸收测量结果

在 SI-InP 材料中,Fe 原子只以两种价态存在: Fe^{3+} 和 Fe^{2+} . Fe^{2+} 是 Fe^{3+} 俘获电子后的电离态,在 SI-InP 中, $[\text{Fe}^{2+}]$ 和 $[\text{Fe}^{3+}]$ 的浓度关系由费米统计分布决定:

$$[\text{Fe}^{2+}] = [\text{Fe}^{3+}] / [1 + g \exp(E_{\text{Fe}} - E_{\text{F}}) / kT] \quad (1)$$

其中 g 为简并因子.一般取 $g = 1/2$,取 $E_{\text{Fe}} = 0.60\text{eV}$.在 SI-InP 中,由于 $[\text{Fe}^{2+}] = N_{\text{D}} - N_{\text{A}}$,其中电中性条件与本征情况基本相同, E_{F} 的值可以由下式求出:

$$n = N_{\text{c}} \exp(-\frac{E_{\text{c}} - E_{\text{F}}}{kT}) \quad (2)$$

其中 InP 的室温导带底态密度 $N_{\text{c}} = 5.7 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$,这样可以求出室温下的 $[\text{Fe}^{3+}]$.低温红外吸收谱可测量到 Fe^{2+} 在 InP 晶体场中产生的分裂能级对应的电子跃迁吸收,由此可以识别并定量测定 Fe^{2+} 的浓度 $[\text{Fe}^{2+}]$ ^[20,21].因此利用红外吸收的测量结果可以确定电离 Fe 受主的浓度 $[\text{Fe}^{2+}]$ 和未电离 Fe 受主的浓度 $[\text{Fe}^{3+}]$.图 2 给出了几个 InP 样品的 10K 红外吸收谱.由图可以看出,除作为参考的 4 号 n 型非掺杂 InP 单晶样品外,其余三个样品均可测到分别位于 2829.7036cm^{-1} (峰 1) 和 2843.685cm^{-1} (峰 2) 的两个吸收峰,它们是由 Fe^{2+} 的 ^5D 能级分裂成的 $^5\text{T}_2$ 到 ^5E 能级之间的电子跃迁引起的^[22].这表明这些 SI-InP 材料中都含有相当高浓度的 Fe^{2+} .在 SI-InP 材料中, Fe^{2+} 的浓度等于净浅施主的浓度,即 $[\text{Fe}^{2+}] = N_{\text{D}} - N_{\text{A}}$.在低温下净浅施主浓度由于电离率减小而降低,由于 Fe^{2+} 的特征吸收只有在低温下才能测量,因此在求室温下的 $[\text{Fe}^{2+}]$ 时,还需要考虑到室温下 $N_{\text{D}} - N_{\text{A}}$ 由于电离率的增加而增加的量(一般取 10% 的增加量).

由红外吸收谱测量得到的吸收峰的积分面积,按下式可以求出 Fe^{2+} 的浓度:

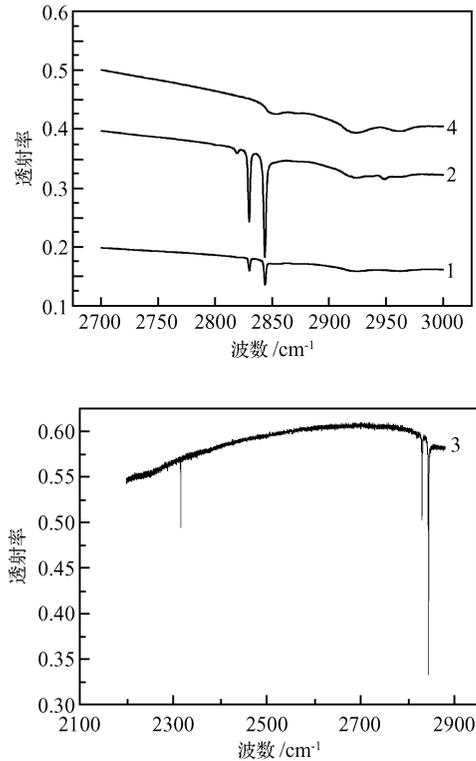


图 2 温度为 10K 时的红外吸收谱 1,2,3 分别为从同一个晶锭顶部、中部和底部切下的 InP 晶片,晶片 4 为非掺 InP 晶片.为了明显区分,对谱线作了适当移动.

Fig. 2 Fourier transform infrared absorption spectroscopies at 10K of as-grown Fe-doped wafers taken from the same crystal Wafer No. 1 from the top, wafer No. 2 from the main body and wafer No. 3 from the bottom. Wafer No. 4 is undoped. The curves are moved vertically for clarity.

$$[\text{Fe}^{2+}] = S \times f \quad (3)$$

式中 S 为吸收峰的积分吸收之和(吸收峰的面积之和); f 为校准因子, $f = 0.33 \times 10^{16} \text{cm}^{-1[21]}$.其中涉及的吸收系数,由以下关系式求出^[22]:

$$T = \frac{I}{I_0} = \frac{(1 - R)^2 \exp(-\alpha d)}{1 - R^2 \exp(-2\alpha d)} \quad (4)$$

其中 R 和 T 分别为反射率和透射率; α 为吸收系数; d 为样品厚度.

垂直入射情况下,忽略反射造成的影响($R = 0$),可得:

$$I = I_0 \exp(-\alpha d) \quad (5)$$

$$\alpha = -\frac{1}{d} \ln T \quad (6)$$

最后由: $S = \int \alpha d\nu$ 可以求得积分吸收值.

按上述方法求出的几个 SI-InP 样品的浓度 $[\text{Fe}^{2+}]$ 和 $[\text{Fe}^{3+}]$ 见表 2.

表 2 SI-InP 中的 Fe 浓度和激活效率

Table 2 Concentration and activation efficiency of Fe in InP

编号	制备条件	$[\text{Fe}^{2+}]$ $/10^{16}\text{cm}^{-3}$	$E_{\text{Fe}}-E_{\text{F}}$ $/\text{eV}$	$[\text{Fe}^{3+}]$ $/10^{16}\text{cm}^{-3}$	激活效率 $\%$
C	掺铁	0.43	0.05	1.72	~78
D	掺铁	0.82	0.04	2.46	~42
E	掺铁	0.51	0.06	3.06	~36
F	非掺退火 (磷化铁气氛)	0.40	0.006	0.77	~90

由表 2 可以看出, Fe 在 InP 中占据 In 位的浓度 $[\text{Fe}^{3+}]$, 即掺杂后激活的浓度比掺入的 Fe 浓度低, 其比例即激活效率在 30%~80% 之间. 来自晶体上部的 SI-InP 样品的掺杂激活效率比晶体中下部的掺杂激活效率高, 而非掺退火 SI-InP 的 Fe 激活效率较高, 其原因将在下面讨论.

图 2 中谱线 3 还可以观察到波数为 2316cm^{-1} 的一个吸收峰, 这个吸收峰已被实验证实是 LEC 法生长的 InP 中一种常见的浅施主缺陷 $\text{V}_{\text{In}}\text{H}_4$ [23~25], 是与深受主 Fe 发生电学补偿而引起的. 它是 InP 中的一个原生缺陷, 在高温下退火时会分解而消除 [9, 25].

图 3 给出了表 2 中几个 SI-InP 样品的室温带边吸收谱. 根据文献 [20] 报道的方法, 由波数为 10000cm^{-1} 处的吸收系数可以确定 InP 材料中的铁掺杂浓度, 吸收系数越大, 铁浓度越高. 样品 C, D, E 和 F 在波数 10000cm^{-1} 处的吸收系数分别为 1.43, 2.22, 3.68 和 0.72, 可以分别估算出它们的铁含量为 3.96×10^{16} , 8.23×10^{16} , 11.62×10^{16} 和 $9.48 \times 10^{15}\text{cm}^{-3}$. 这种方法测得的 Fe 含量包括占据 In 位和填隙位的铁原子浓度之和, 它们的数值比表 1 中用分凝关系计算出的浓度值高, 估计这是由于两种方法在定标、选取参数 (例如严格地讲, 有效分凝系数在生长过程中是动态变化的) 的不同和变化造成

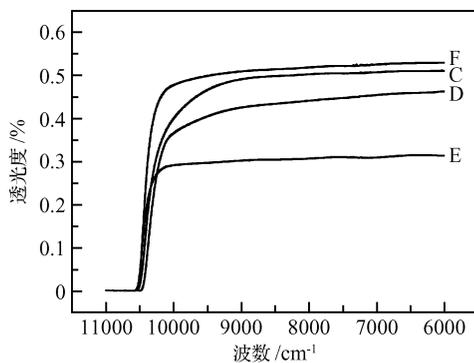


图 3 SI-InP 样品的室温带边吸收谱

Fig. 3 Room temperature band edge absorption spectra of SI-InP samples

的. 但可以看出, 它们的变化规律是一致的. 因此, 我们认为上述的结果分析基本上给出了 Fe 在 InP 中掺杂和激活的变化情况.

4 讨论

原生掺 Fe InP 晶体中的 Fe 电学激活沿晶体轴向的变化与晶体生长过程中热历史有关. 在生长过程中, 晶体凝固后短时间内的温度仍然很高, 其任意截面上引入的 Fe 原子在高温下的分布占位是由热力学几率决定的: 一部分占据晶格点, 很大部分处在填隙状态. 在提拉 InP 单晶过程中, 晶锭的横截面上, 由于 Fe 的分凝效应和单晶中的温度梯度, 固-液分界面附近的 Fe 浓度和温度比已凝固的区域高, 于是 Fe 原子的激活与扩散主要通过填隙“跳跃”机制向上移动. 在 Fe 原子的移动中, 可能会遇到并占据 V_{In} 或者将 In 原子挤到填隙位后占据 In 位, 当温度足够低时, Fe 原子可能永久占据这个 In 位. 也有可能铁原子被挤出 In 位后占据填隙位. 这个过程可以用缺陷反应表示为: $\text{Fe}_i + \text{V}_{\text{In}} \rightarrow \text{Fe}_{\text{In}}$ 和 $\text{Fe}_i + \text{In}_{\text{In}} \leftrightarrow \text{Fe}_{\text{In}} + \text{In}_i$. 此外, 在 InP 晶体的生长过程中, 占据 In 位的 Fe 原子还容易与邻近的磷空位形成复合体缺陷 $\text{V}_{\text{P}}-\text{Fe}_{\text{In}}$ [26], 降低 Fe 的电学激活效率.

在非掺退火半绝缘 InP 中 Fe 的扩散主要通过“踢出-替位”机制, 在退火的过程中 Fe 扩散进入晶体内部占据一个 In 位, 一般情况下会形成一个 In 填隙原子, 但如果材料中存在大量的 In 空位, 情况就会不同. 我们样品的正电子寿命谱测试结果表明在原生非掺和掺铁的 InP 中都存在俘获正电子寿命值为 290ps 的 In 空位, 而在 FeP_2 气氛下退火非掺材料获得的 SI-InP 材料中不再存在这样的正电子寿命值 [27]. 这些结果说明, 在原生 InP 中存在高浓度的 In 空位和空位复合体缺陷 $\text{V}_{\text{In}}\text{H}_4$. 在高温退火过程中, 由于 In 空位的存在可以使 Fe 原子通过缺陷反应: $\text{Fe}_i + \text{V}_{\text{In}} \rightarrow \text{Fe}_{\text{In}}$ 充分占据 In 位, 形成深受主 Fe_{In} , 同时大大减少 Fe 填隙原子和 V_{In} 或与 V_{In} 有关缺陷的存在, 减少了材料中的缺陷. 有关深能级缺陷的测试结果证明了 FeP_2 气氛下非掺退火 SI-InP 材料的深能级缺陷浓度很低, 深能级缺陷被有效地抑制 [11, 27]. 这表明这种材料中不再存在原生 SI-InP 中所具有的 In 空位缺陷. 因此, 相对于原生掺 Fe SI-InP, 在 FeP_2 气氛下退火得到的半绝缘 InP 材料具有较好的电学均匀性和完整性, 引入 Fe 的激活程度高.

Cesca 等人 [29] 研究发现, 通过高温 ($T > 473\text{K}$) 离子注入可以以替位方式在掺 Sn 或掺 S 的 n 型 InP 中 (浓度 $10^{17} \sim 10^{18}\text{cm}^{-3}$) 引入高浓度的 Fe, 引入的 Fe 激活浓度可以达到 10^{17}cm^{-3} 以上, 而且注

入后再进行退火处理可以降低注入引起的晶体损伤,减少不需要的缺陷产生,通过这种方式实现的本底 Fe 掺杂浓度可达到 10^{19}cm^{-3} ,却没有 Fe 沉积或聚集引起的不利影响. Fe 注入后大部分 Fe 原子处于替位状态,激活率很高,但是热稳定性不好,注入后进行更高温度的退火处理后会致 Fe 原子从替位位置逃逸,成为中性杂质,材料的 n 型导电特性恢复. Fe 原子的逃逸机制也是一个“踢出-替位”过程,注入中形成的填隙原子(如 In 填隙)在退火中扩散,并倾向于重新占据被 Fe 原子替位的晶格点. 有研究^[30]表明,高温注入的 Fe 原子在 In 替位位置的占有率与费米能级位置有关. 这些现象说明占据 In 位的 Fe 原子仍不能保证是稳定的,如果材料中存在填隙位的 In 原子或其它杂质,有可能在一定的温度条件下将 Fe 原子挤出,破坏材料的半绝缘特性. 在对掺铁 SI-InP 的退火实验中确实发现 SI-InP 转变为低阻材料的现象,而退火后材料中没有发现有高浓度缺陷产生^[31]. 这意味着大量的 Fe 原子在退火后失去了原有的 In 位占据状态. 因此,提高 InP 单晶的完整性,减少材料中填隙位等点缺陷,是获得电学性质稳定的 SI-InP 材料的内在条件.

5 结论

原生掺 Fe InP 晶体在生长过程中由于降温速率快、与缺陷相互作用等,造成掺杂激活率较低、材料中缺陷比较多的现象. 通过适当降低温度梯度和拉速可以减少缺陷的产生,提高铁的激活效率. 而 FeP_2 气氛下退火非掺 InP 制备的 SI 材料中 Fe 原子能够充分占据 V_{In} ,抑制了与 V_{In} 有关的缺陷,具有好的电学均匀性、完整性和热稳定性. 减少材料中的填隙缺陷是获得电学性质稳定 SI-InP 材料的内在条件.

致谢 对中国科学院半导体研究所材料中心磷化铟组全体成员提供的帮助和实验条件表示衷心的感谢!

参考文献

- [1] Carter A C. Advances in the commercialisation of III-V OE-ICs. Proceedings of the 17th International Conference on InP and Related Materials, New York, 2005; 43
- [2] Lai R, Grundbacher R, Sawdai D, et al. Production InP MMICs for low cost, high performance applications. Proceedings of the 17th International Conference on InP and Related Materials, New York, 2005; 598
- [3] Yoshida J. Demand for InP based optoelectronic devices and systems. In: Wada O, Hasagawa H, ed. InP based materials and devices: physics and technology. John Wiley & Sons Inc, 1999; 11
- [4] Look D C. Model for Fe^{2+} intracenter-induced photoconductivity in InP. Phys Rev B, 1979, 20; 4160
- [5] Fung S, Nicholas R J, Stradling R A. A study of the deep acceptor levels of iron in InP. J Phys C: Solid State Phys, 1979, 12; 5145
- [6] Zach F X. New insights into the compensation mechanism of Fe-doped InP. J Appl Phys, 1994, 75; 7894
- [7] Fornari R, Zappettini A, Bagnoli G, et al. Incorporation and electrical activity of Fe in LEC InP. Semicond Sci Technol, 1998, 13; 512
- [8] Fornari R. On the electrical activity of Fe in LEC indium phosphide. Semicond Sci Technol, 1999, 14; 246
- [9] Fornari R, Jimenez J. Semi-insulating InP substrates: preparation, thermal treatment, physical properties and homogeneity. In: Manasreh M O, ed. InP and related compounds materials: applications and devices. Gordon: Breach Science Publishers, 2000; 67
- [10] Zhao Y W, Dong H W, Jiao J H, et al. Preparation of semi-insulating material by annealing undoped InP. Chinese Journal of Semiconductors, 2002, 23; 285
- [11] Zhao Y W, Dong H W, Chen Y H, et al. Creation and suppression of point defects through a kick-out substitution process of Fe in InP. Appl Phys Lett, 2002, 80; 2878
- [12] Dong Hongwei, Zhao Youwen, Jiao Jinghua, et al. Uniformity of undoped semi-insulating indium phosphide wafers. Chinese Journal of Semiconductors, 2002, 23; 53 (in Chinese) [董宏伟, 赵有文, 焦景华, 等. 非掺半绝缘磷化铟晶片的制备及其均匀性. 半导体学报, 2002, 23; 53]
- [13] Dong Zhiyuan, Zhao Youwen, Zeng Yiping, et al. Microdefects and electrical uniformity of InP annealed in phosphorus and iron phosphide ambiances. J Cryst Growth, 2003, 259; 1
- [14] Abrahams M S, Buiocchi C J. Etching of Dislocations on the low-index faces of GaAs. J Appl Phys, 1965, 36; 2855
- [15] Fillard J P, Baroudi A, Gall P, et al. Observation of cellular structures of defects in semi-insulating InP-Fe. Solid State Commun, 1987, 64; 1243
- [16] Wakahara M, Uchida M, Warashina M, et al. Microscopic photoluminescence evaluation of bright spots in Fe-doped InP wafers. J Cryst Growth, 2000, 210; 226
- [17] Fillard J P, Gall P, Baroudi A, et al. Defect structures in InP crystals by laser scanning tomography. Jpn J Appl Phys, 1987, 26; L1225
- [18] Zimmermann H, Gösele U, Tan T Y. Diffusion of Fe in InP via the kick-out mechanism. Appl Phys Lett, 1993, 62; 75
- [19] Fornari R, Brinciotti A, Gombia E, et al. Preparation and characterization of semi-insulating undoped indium phosphide. Mater Sci Eng B, 1994, 28; 95
- [20] Fornari R, Kumar J. Infrared absorption spectra in bulk Fe-doped InP. Appl Phys Lett, 1990, 56; 638
- [21] Alt H C, Treichler R. Calibration of the Fe^{2+} intracenter absorption in InP. Appl Phys Lett, 1991, 59; 3651
- [22] Thonke K, Pressel K. Charge-transfer transitions of Fe ions in InP. Phys Rev B, 1991, 44; 13418
- [23] Ewels C P, Oberg S, Jones R, et al. Vacancy- and acceptor-H complexes in InP. Semicond Sci Technol, 1996, 502~507; 11
- [24] Darwich R, Pajot B, Rose B, et al. Experimental study of the hydrogen complexes in indium phosphide. Phys Rev B, 1993, 48; 17776
- [25] Fung S, Zhao Y W, Beling C D, et al. Compensation ratio-dependent concentration of a $V_{\text{In}}\text{H}_4$ complex in n-type liquid

- encapsulated Czochralski InP. Appl Phys Lett, 1998, 73:1275
- [26] Yu P W. A model for the 1.10eV emission band in InP. Solid State Commun, 1980, 34:183
- [27] Deng A H, Mascher P, Zhao Y W, et al. Effects of annealing ambient on the formation of compensation defects in InP. J Appl Phys, 2003, 93:930
- [28] Beling C D, Deng A H, Zhao Y W, et al. Positron-lifetime study of compensation defects in undoped semi-insulating InP. Phys Rev B, 1998, 58:13648
- [29] Gasparotto A, Garnera A, Paccagnella A, et al. High-resistance buried layers by MeV Fe implantation in n-type InP. Appl Phys Lett, 1999, 75:668
- [30] Fraboni B, Gasparotto A, Cesca T, et al. Electrical activation of the $Fe^{2+ / 3+}$ trap in Fe-implanted InP. Appl Phys Lett, 2005, 87:252113
- [31] Zhao Y W, Dong Z Y, Zhang Y H, et al. Thermal donor defect formation and its influence on the property of Semi-insulating InP. Proceedings of the 13th International Conference on Semiconducting & Insulating Materials, IEEE, 2004: 15

Activation of Fe Doping and Electrical Compensation in Semi-Insulating InP

Miao Shanshan¹, Zhao Youwen^{2,†}, Dong Zhiyuan², Deng Aihong¹, Yang Jun¹, and Wang Bo¹

(¹ Department of Applied Physics, Faculty of Science, Sichuan University, Chengdu 610065, China)

(² Institute of Semiconductors, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100083, China)

Abstract: The impurity distribution, doping activation mechanism, and interaction between Fe atoms and point defects in Fe-doped and annealed undoped semi-insulating (SI) InP materials are compared. The substitution and activation of Fe occur mostly via an interstitial hopping mechanism in as-grown Fe-doped SI InP. However, Fe atoms aggregate around dislocations and form complex defects with vacancies. The concentration of Fe atoms at interstitial positions is very high, resulting in a low activation efficiency. The activation mechanism of Fe is a kick-out substitution process in SI material obtained by annealing undoped InP in an iron phosphide ambient. Fe atoms nearly completely occupy the indium lattice sites due to the indium vacancy in the material before annealing. The formation of deep level defects is suppressed in the annealing process. This results in high Fe activation efficiency and good electrical properties of the SI-InP material.

Key words: InP; Fe activation; annealing; semi-insulating

PACC: 8000

Article ID: 0253-4177(2006)11-1934-06

† 通信作者. Email: zhaoyw@red.semi.ac.cn

2006-03-29 收到, 2006-05-22 定稿