

半绝缘 InP 中深能级缺陷对电学性质的影响和缺陷的控制

赵有文[†] 董志远 李成基 段满龙 孙文荣

(中国科学院半导体研究所, 北京 100083)

摘要: 综合深能级缺陷和电学性质的测试结果,证明了半绝缘 InP 单晶材料的电学性能、热稳定性、均匀性等性能与材料中一些深能级缺陷的含量密切相关.通过分析深能级缺陷产生的规律与热处理及生长条件的关系,给出了抑制缺陷产生,提高材料质量的途径.对缺陷的属性与形成机理进行了分析讨论.

关键词: 磷化铟; 半绝缘; 缺陷

PACC: 6110C; 8160; 7120

中图分类号: TN304.2[†]3

文献标识码: A

文章编号: 0253-4177(2006)03-0524-06

1 引言

半绝缘(SI) InP 单晶衬底已成为一种重要的微电子和光电子基础材料.随着器件性能和可靠性的提高,要求 SI-InP 单晶材料具有低的缺陷浓度、优良电学均匀性和稳定性.然而,SI-InP 单晶在生长过程中不可避免地要产生各种缺陷,如位错、杂质沉积以及填隙、空位和反位等点缺陷^[1-14].随着单晶生长技术的不断改进,SI-InP 单晶中的位错密度和杂质沉积的浓度已得到有效降低.因此,材料中的深能级点缺陷成为影响 SI-InP 单晶电学性质的重要因素.通过抑制深能级缺陷的产生将有效地提高材料的质量.本文研究了掺铁 SI-InP 单晶中的深能级缺陷对材料电学性质的影响和缺陷的结构属性及产生规律,给出了抑制缺陷产生的途径.对这些深能级缺陷的属性与形成机理进行了分析讨论.

2 实验

实验中使用的掺铁半绝缘 InP(100)晶向单晶样品由高压液封直拉法生长.在晶体中掺入的铁浓度为 $(2 \sim 5) \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$,位错密度为 $(3 \sim 5) \times 10^4 \text{ cm}^{-2}$.将晶体切割成 0.5mm 厚的(100)片后进行取样测试.样品的电学参数测量采用常规的 Hall 效应范德堡法,样品的尺寸为 5mm \times 5mm.

热激电流谱(TSC)由一套自制的测量系统完成.测量的主要条件是:样品的尺寸为 4mm \times 6mm,单面抛光,长端两边做欧姆接触电极,测试时样品两

端的偏压为 10V,升温速率 0.3 /s.测试开始前,在 80K 时用发光波长为 850nm,输出功率为 10mW 的一个 LED 照射样品表面 10min 以填充深能级缺陷.

3 实验结果

3.1 SF InP 的电学性质

表 1 给出了三种典型半绝缘 InP 单晶样品的电学参数和热稳定性情况.这是我们对大量样品的测试结果分析之后总结出来的,具有代表性.可以看出,这些 SF InP 材料的电阻率基本大于 $10^7 \text{ } \Omega \cdot \text{cm}$,但霍尔迁移率有明显的差别.迁移率低于 $1500 \text{ cm}^2 / (\text{V} \cdot \text{s})$ 的 SF InP 样品,其热稳定性很差,在退火处理后电阻率显著降低甚至变为低阻材料.迁移率大

表 1 三种半绝缘 InP 单晶材料的电学性质和热稳定性

Table 1 Electrical properties and thermal stability of three types SF InP material

材料分类	制备方法	迁移率 / $(\text{cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1})$	电阻率 / $(\text{ } \Omega \cdot \text{cm})$	热稳定性 (900 ,5h 退火)
A	掺铁 LEC 生长	< 1500	$(0.8 \sim 10) \times 10^7$	易变为低阻材料,退火后迁移率明显降低
B	掺铁 LEC 生长	2000 ~ 3000	10^7	电阻率和迁移率的变化小于 20 %
C	非掺材料 高温退火	3000 ~ 4500	10^7	电阻率和迁移率的变化小于 20 %

[†]通信作者. Email: zhaoyw @semi. ac. cn

2005-08-11 收到,2005-11-07 定稿

于 $2000 \sim 3000 \text{cm}^2 / (\text{V} \cdot \text{s})$ 的 SF-InP 样品,在退火处理后电阻率变化不大,热稳定性好.由此可以看出,根据霍尔迁移率的大小基本可以判断半绝缘 InP 材料的质量优劣.为了进行比较和分析,我们给出第三种 SF-InP 样品的结果,这种材料是通过高温退火处理高纯非掺 InP 材料而获得的^[15-18],其迁移率大于 $3000 \text{cm}^2 / (\text{V} \cdot \text{s})$,热稳定性良好.

3.2 深能级缺陷与电学性质的关系

6 个原生 SF-InP 样品的 TSC 测试结果如图 1 示.由于每种材料中大量样品的测试结果基本类似,因此按照表 1 的分类,每种材料各选 2 个样品给出测试结果.根据 TSC 谱曲线上每个缺陷所对应的峰

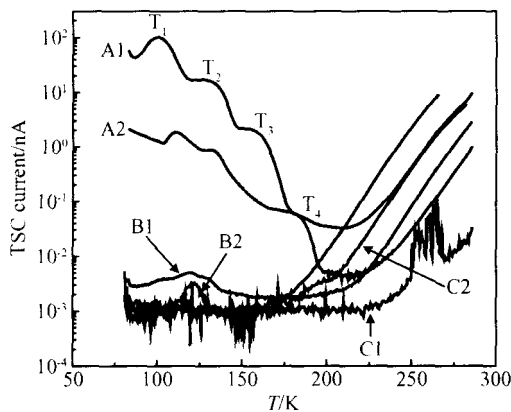


图 1 三种原生 SF-InP 材料样品的热激电流谱 这些样品的电阻率和迁移率分别为: B1: $9.78 \times 10^7 \cdot \text{cm}, 3051 \text{cm}^2 / (\text{V} \cdot \text{s})$; B2: $8.02 \times 10^7 \cdot \text{cm}, 2483 \text{cm}^2 / (\text{V} \cdot \text{s})$; A1: $9.03 \times 10^6 \cdot \text{cm}, 1231 \text{cm}^2 / (\text{V} \cdot \text{s})$; A2: $1.2 \times 10^7 \cdot \text{cm}, 1500 \text{cm}^2 / (\text{V} \cdot \text{s})$; C1: $7.21 \times 10^7 \cdot \text{cm}, 4230 \text{cm}^2 / (\text{V} \cdot \text{s})$; C2: $6.13 \times 10^7 \cdot \text{cm}, 3734 \text{cm}^2 / (\text{V} \cdot \text{s})$

Fig.1 TSC spectra of three types of as-grown SF-InP materials Resistivity and mobility of the samples are: B1: $9.78 \times 10^7 \cdot \text{cm}, 3051 \text{cm}^2 / (\text{V} \cdot \text{s})$; B2: $8.02 \times 10^7 \cdot \text{cm}, 2483 \text{cm}^2 / (\text{V} \cdot \text{s})$; A1: $9.03 \times 10^6 \cdot \text{cm}, 1231 \text{cm}^2 / (\text{V} \cdot \text{s})$; A2: $1.2 \times 10^7 \cdot \text{cm}, 1500 \text{cm}^2 / (\text{V} \cdot \text{s})$; C1: $7.21 \times 10^7 \cdot \text{cm}, 4230 \text{cm}^2 / (\text{V} \cdot \text{s})$; C2: $6.13 \times 10^7 \cdot \text{cm}, 3734 \text{cm}^2 / (\text{V} \cdot \text{s})$

的温度值和电流值,由下面两个公式可以分别确定每个缺陷的能级位置 E_T 和浓度 N_{T_i} ^[19-21]: $E_T = kT_m \ln(Q_{T_i} / I_0)$, $N_{T_i} = \frac{Q_{T_i}}{2 n(T_i) \mu_n(T_i) K_G}$,其中 k 为玻耳兹曼常数; T_m 为电流峰值对应的温度; β 为升温速率; Q_{T_i} 为第 i 个缺陷对应的电流积分值; $n(T_i)$ 为与第 i 个缺陷相关的自由载流子寿命; $\mu_n(T_i)$ 为与第 i 个缺陷相关的载流子迁移率; $K_G = eAE$ 为几何因子 (A 为电极面积; E 为电场强度).由结果可以看出,这些缺陷的激活能在 $0.1 \sim 0.4 \text{eV}$ 之间,三种 SF-InP 材料中深能级缺陷的数量和浓度

有明显的不同.第一种 SF-InP 材料中一般有 3 或 4 个深能级缺陷 ($T_1 \sim T_4$,能级分别位于 $0.18, 0.26, 0.32$ 和 0.37eV),浓度在 $10^{15} \sim 10^{16} \text{cm}^{-3}$.第 2 种和第 3 种 SF-InP 材料中基本没有或仅有一个深能级缺陷,其浓度低于 $10^{13} \sim 10^{14} \text{cm}^{-3}$.结合电学测试的结果可以看出,SF-InP 材料中深能级缺陷的浓度与材料的电学性质和热稳定性有直接的联系:缺陷浓度高,材料的迁移率低,热稳定性差.这些样品的 TSC 暗电流曲线的斜率基本在 0.6eV 左右,表明控制载流子浓度起补偿中心作用的深能级缺陷均为铁受主杂质.这里需要明确的是,这些材料的位错密度相近,掺铁的浓度基本相同,因此进行比较时,这两个因素的影响可以不考虑.由此可以认为,深能级缺陷的含量决定着 SF-InP 材料中的电学性能和热稳定性.

3.3 缺陷的抑制现象

根据上述结果,如何抑制缺陷的产生就成为提高 SF-InP 单晶材料质量的关键.通过实验研究退火处理后非掺 InP 材料和掺铁 SF-InP 材料中的缺陷变化和材料的电学性质的变化,可以了解缺陷产生的规律,从而获得控制缺陷产生的技术途径并且可对缺陷属性有进一步的认识.这些退火实验都是在封闭的石英管内进行的,退火的主要条件为:非掺晶片在 900°C 退火,恒温 80h,退火气氛为纯磷或磷化铁;掺铁晶片或晶圆退火温度 900°C ,恒温 5h,具体的条件可参考我们已发表的文章^[22-25].

图 2 给出了在纯磷和磷化铁气氛下退火得到的非掺 SF-InP 材料和掺铁 SF-InP 材料在退火前后的 TSC 测试结果.从图 2(a)可以明显地看出,在纯磷气氛下退火得到的 SF-InP 材料有五个深能级缺陷(标为 $TH1 \sim TH5$,能级分别位于 $0.18, 0.26, 0.37, 0.45$ 和 0.48eV),浓度为 $10^{14} \sim 10^{15} \text{cm}^{-3}$.而磷化铁气氛下退火得到的 SF-InP 材料中没有这些缺陷,有的样品中只有一个能级位于 0.2eV 左右的缺陷,其浓度也只有 10^{13}cm^{-3} .这种现象在退火后仍为低阻的材料中也得到了证实^[26].因此,磷化铁气氛下退火非掺处理 InP 产生了明显的缺陷抑制作用.由于在磷化铁气氛下的退火过程中存在铁由气相态向材料内部的扩散,铁最终占据了镅位而成为深受主,寻求这一缺陷的抑制现象的产生原因自然会将铁的内扩散和替位联系起来.而这些被抑制的、在磷气氛下退火产生的缺陷的属性也可以此为线索进行分析,这将在下面的一节中讨论.

图 2(b)给出的是六个掺铁 SF-InP 样品在退火前后的 TSC 结果,这六个样品退火前的结果可以参考图 1.可以看出有四个样品在退火前后的缺陷数量和浓度没有明显变化,甚至在退火之后缺陷被抑

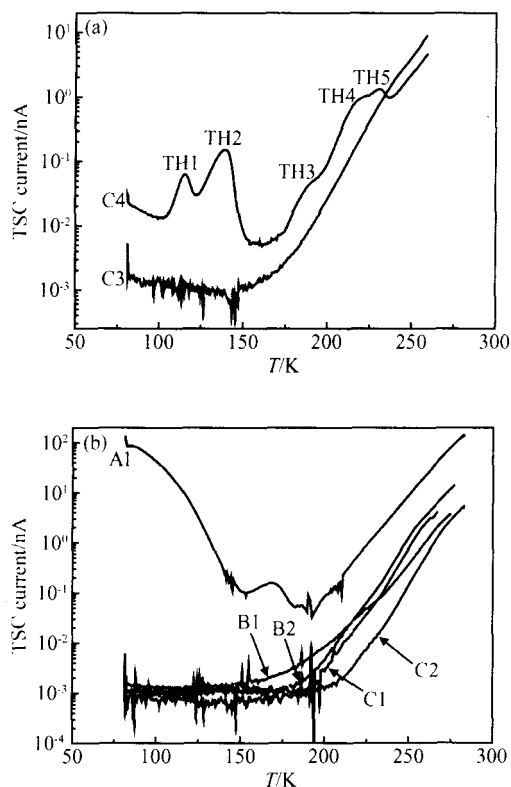


图2 经过退火处理后 SF-InP 材料的热激电流谱 (a) 样品为在纯磷(C4)和磷化铁(C3)两种气氛下退火非掺 InP 获得的半绝缘材料;(b)图 1 中几个样品经退火处理后的结果,其中 A1 号样品的电阻率变为 $1 \times 10^4 \cdot \text{cm}$, A2 已变为 n 型低阻材料(浓度 $2 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$, 不能测 TSC),其他几个样品的电阻率在退火前后变化不大

Fig. 2 TSC spectra of SF-InP materials after annealing treatment (a) Two samples are SF-InP materials obtained by annealing undoped InP in phosphorus (C4) and iron phosphide (C3) ambients, respectively; (b) Results of Fe-doped SF-InP samples in Fig. 1 after annealing. Resistivity of sample A1 is $1 \times 10^4 \cdot \text{cm}$, sample A2 becomes n type semiconductor (free electron concentration of $2 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$, not suitable for TSC) after annealing, and resistivities of other samples have very small change after annealing.

制. 电学参数的测量结果证明它们的电阻率和迁移率变化不大. 而另一个样品退火后曲线上缺陷峰排列更为紧密,退火前其缺陷浓度很高(见图 1 中 A1 号样品的结果). 一般认为这是由于退火后缺陷的浓度增高,再加上缺陷峰的能级位置靠的很近,致使它们难以分辨. 而电学参数的测量结果表明这个样品的电阻率已下降到 $10^4 \cdot \text{cm}$,另一个样品 A2 退火后变为 n 型半导体,自由电子浓度为 $2 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$,不能用 TSC 测量. 由此可以看出, SF-InP 材料的热稳定性与所含的深能级缺陷的浓度密切相关. 热稳定性好的 SF-InP 材料,其退火前后缺陷的浓度均很

低. 热稳定性差的 SF-InP 材料,退火前其中的缺陷数量多、浓度高,退火后的缺陷浓度升高,我们还发现这些缺陷甚至转变为浅施主缺陷,导致材料转变为低阻 n 型^[26,27].

4 讨论分析

大量的研究已证明,与 GaAs 材料中通常含有大量的深能级缺陷的情况不同, InP 材料中的深能级缺陷的浓度很低. 例如在原生非掺的 InP 材料中基本上测不到高浓度的深能级缺陷,只是偶尔能测到残留的深能级杂质(如 Fe 等)^[28~30]. 这一现象的原因被认为是由于镉与磷的原子半径差很大,导致缺陷,特别是反位缺陷的形成能高(GaAs 中为 $1 \sim 2 \text{eV}$,而 InP 中为 $2 \sim 4 \text{eV}$)^[31~33],因而缺陷的浓度低. 从相图来看, InP 材料在结晶点附近允许的配比偏离度不像 GaAs 那样大^[34,35],不能在晶体材料中形成大的组分偏离(无论富磷或富镉,都以元素态析出). 因此,仅在一些掺铁的 SF-InP 材料中能测到一定浓度的深能级缺陷.

与晶体生长过程不同,在高温退火非掺 InP 材料的过程中,由于退火的气氛为纯磷或磷化铁,磷和铁可以分别通过扩散进入 InP 晶片内部,占据晶格位置. 在这样的情况下, InP 材料中缺陷的产生受到的限制作用不同于晶体生长时组分偏离度、缺陷形成能等相变热力学条件的影响. 通过扩散进入 InP 晶片中的磷和铁的浓度和分布将取决于气氛压力、扩散系数和时间. 这样的情况相当于一定程度上可以控制改变材料的化学配比,与在一定砷压下退火处理 GaAs 和 - 族材料的情形类似^[36,37]. 由于铁在 InP 中占据镉位,从化学配对的角度来看,与纯磷气氛的退火相比,磷化铁气氛下的退火相当于一种化学配比条件下的热处理.

根据上述分析,可以认为在磷气氛下退火处理 InP 后产生的缺陷是在富磷状态下形成的缺陷,磷化铁气氛下的退火由于符合“化学配比”而没有产生这些缺陷. 这里需要说明的是,根据我们得到的缺陷抑制现象,以前文献报道的,认为磷气氛下退火处理 InP 后产生的缺陷是深能级杂质的可能可以排除^[38]. 因为如果是杂质沾污,两种退火气氛条件都不能避免,就不会出现缺陷抑制现象. 在退火过程中只有铁通过扩散占据镉替位成为深受主,由于铁在 InP 中的扩散和深受主缺陷的性质已有很多研究,因此我们讨论的缺陷不再包括铁受主.

我们利用得到的缺陷的产生和抑制现象对缺陷的属性给以论述. 由于铁通过扩散进入 InP 晶体后占据了镉位,抑制了一些深能级缺陷的产生,因此我们认为这些在磷气氛下退火后 InP 材料中形成的缺

陷都是与钼位有关的. 首先, 容易想到的是磷原子占据钼位产生的磷反位缺陷和钼空位缺陷. 在受到电子辐照后的 InP 中有磷反位缺陷的报道^[39,40], 认为其能级分别位于导带下 0.4eV. 在磷气氛下退火后的 InP 材料中普遍测到了 0.4eV 左右的缺陷 TH3, Marrakchi 等人^[41]发现这个缺陷的浓度随着磷气氛压力的增加而增加, 将其归为与磷反位有关的缺陷. 据此, 可以认为能级位于 0.4eV 左右的缺陷为磷反位, 由于在退火过程中铁通过扩散占据钼位后产生了该缺陷的抑制作用. 他们还发现 0.2eV 的缺陷 TH1 的浓度随磷压的增加而减小, 将其定为磷空位或磷空位复合体缺陷. 我们的结果表明 0.2eV 的缺陷在两种气氛下退火的材料中均存在, 但由于我们的退火磷气氛压力略高于 InP 在退火温度下的平衡压力, 还不能足以抑制该缺陷的产生.

位于 0.33eV 的缺陷 T₃ 只在 SF-InP 材料中被 TSC 谱测到^[4,42,43], 而在低阻 n 型的 InP 材料中用 DLTS 测不到^[44,45], 因此这个缺陷为空穴陷阱, 其能级位置应该是位于价带顶上 0.33eV (由于缺陷上的电子和空穴都可以被激发产生电流, TSC 不能确定缺陷是位于导带底下还是价带顶上). Marrakchi 等人认为这个缺陷与钼位有关, 而根据我们获得的铁扩散后产生的缺陷抑制作用, 将其定为钼空位缺陷较为合理. 在原生的磷化钼材料中, 实验研究证明存在较高浓度的钼空位和钼空位-氢复合体缺陷^[46,47]. 在磷气氛下退火后可能还有一定的残留, 而在磷化铁气氛下退火过程铁扩散占钼位后将其抑制. 利用正电子寿命谱证实了磷化铁气氛下退火后 InP 材料中空位浓度明显低于磷气氛下退火后的材料^[48]. 至于位于 0.48eV 左右的缺陷 TH4 和 TH5, 我们认为它们属于与磷反位或钼空位有关的复合体缺陷, 这与退火处理的 SF-InP 经电子辐照后产生的缺陷类似^[49]. 随着退火过程中铁扩散占位产生的钼位缺陷的抑制作用, 它们也被抑制.

在上述结果分析的基础上, 我们考虑在原生掺铁 SF-InP 材料中测到的缺陷. 由 TSC 在原生掺铁 SF-InP 材料中测到的缺陷与磷气氛下退火非掺材料获得的 SF-InP 中的缺陷基本一样 (见图 1 与图 2), 因此, 我们认为这些缺陷的属性也是相同的, 即为与钼位有关的缺陷和缺陷复合体, 主要包括钼空位、磷反位及其复合体缺陷. 文献中有过掺 Fe SF-InP 中类似缺陷 T₁, T₂ 和 T₄ 的报道^[4~6], 如文献[6]中的缺陷 P₃ (0.21eV), P₅ (0.28eV) 和 P₇ (0.39eV), 但其结果未能明确这些缺陷的来源. 我们的单晶生长实验发现, 通过单晶生长后缓慢降温, 减少晶体生长过程中的施主杂质沾污 (对于石英坩埚主要为 Si 施主) 可以获得缺陷浓度低、电学参数好的 SF-InP 材料. 这样的单晶生长过程可以提高铁占钼位的比例,

减少填隙、空位和反位等缺陷^[50,51], 因而抑制了缺陷的产生.

5 结论

半绝缘 InP 单晶材料的电学性质和热稳定性决定于材料中所含深能级缺陷的浓度. 通过抑制这些深能级缺陷的产生可以获得电学性能优异、热稳定性好的半绝缘 InP 材料. 适当的退火处理、控制生长条件, 提高铁占据钼位成为深受主的激活效率, 可以有效地抑制这些深能级缺陷的产生. 根据实验得到的缺陷抑制现象, 可以推断出这些缺陷大部分是与钼位有关的缺陷, 如钼空位、磷反位等.

参考文献

- [1] Rhee J K, Bhattacharya P K. Photoinduced current transient spectroscopy of semi-insulating InP:Fe and InP:Cr. *J Appl Phys*, 1982, 53:4247
- [2] Fang Z Q, Look D C, Zhao J H. Traps in semi-insulating InP studied by thermally stimulated current spectroscopy. *Appl Phys Lett*, 1992, 61:589
- [3] Fornari R, Santic B, Desnica U V. Study of the defect evolution with Fe content in semi-insulating InP by photoinduced current transient spectroscopy. *Proceedings of the Second International Conference on InP and Related Materials*, 1990:511
- [4] Kalbousi A, Marrakchi G, Guillot G, et al. Characterization of deep level defects in the thermally annealed Fe-doped semi-insulating InP by photoinduced current transient spectroscopy. *Appl Phys Lett*, 1992, 61:2583
- [5] Kaminski P, Kozłowski R, Strzelecka S, et al. High resolution photoinduced transient spectroscopy as a new tool for quality assessment of semi-insulating InP. *J Phys: Condens Matter*, 2004, 16:S225, S233
- [6] Kuriyama K, Tomizawa K, Kashiwakura M, et al. Characterization of deep level defects in the thermally annealed Fe-doped semi-insulating InP by thermally stimulated current spectroscopy. *J Appl Phys*, 1994, 76:3552
- [7] Zhao Y W, Luo Y L, Fung S, et al. Native donor and compensation in Fe-doped LEC InP. *J Appl Phys*, 2001, 89:86
- [8] Fung S, Zhao Y W, Xu X L, et al. Compensation defects in annealed undoped liquid encapsulated Czochralski InP. *J Appl Phys*, 1999, 86:951
- [9] Rudolph P. Non-stoichiometry related defects at the melt growth of semiconductor compound crystals: a review. *Cryst Res Technol*, 2003, 38:542
- [10] 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
- [11] Hirano R, Kanazawa T, Katsura S. Microdefects in InP crystals grown by the liquid encapsulated Czochralski method. *J Cryst Growth*, 1993, 134:81
- [12] Shimizu A, Nishizawa J, Oyama Y, et al. Deep levels in InP crystal grown by the horizontal Bridgman method under controlled phosphorus vapor pressure. *Jpn J Appl Phys*, 2000, 39:3863

- [13] Shimizu A, Nishizawa J, Oyama Y, et al. Dislocation densities in InP single crystals grown under controlled phosphorus vapor pressure by the horizontal Bridgman method. *J Cryst Growth*, 2000, 209:21
- [14] 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
- [15] 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
- [16] Zhao Youwen, Sun Niefeng, Dong Hongwei, et al. Characterization of defects and whole wafer uniformity of annealed undoped semi-insulating InP wafers. *Mater Sci Eng B*, 2002, 91/92:521
- [17] Dong Zhiyuan, Zhao Youwen, Zeng Yiping, et al. Deep level defects in high temperature annealed InP. *Science in China E*, 2004, 47:320
- [18] Dong Hongwei, Zhao Youwen, Jiao Jinghua, et al. Undoped semi-insulating indium phosphide (InP) and its applications. *Chinese Science Bulletin*, 2003, 48:313
- [19] Pavlović M, Desnica U V. Precise determination of deep trap signatures and their relative and absolute concentrations in semi-insulating GaAs. *J Appl Phys*, 1998, 84:2018
- [20] Pavlović M, Desnica U V. Improvement in semi-insulating GaAs material quality: a comparative study of defects with deep levels. *Jpn J Appl Phys*, 1998, 37:4687
- [21] Desnica U V, Pavlović M, Gladić J. Complete set of deep traps in semi-insulating GaAs. *J Appl Phys*, 2000, 88:4563
- [22] 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
- [23] Zhao Youwen, Dong Hongwei, Jiao Jinghua, et al. Fe diffusion induced defects in InP annealed in iron phosphide ambient. *Jpn J Appl Phys*, 2002, 41:1929
- [24] Dong H W, Zhao Y W, Zhang Y H, et al. Deep levels in semi-insulating InP obtained by annealing under iron phosphide ambiance. *J Appl Phys*, 2002, 92:1968
- [25] Zhao Y W, Dong Z Y, Duan M L, et al. Annealing ambient controlled deep defect formation in InP. *Eur Phys J Appl Phys*, 2004, 27:167
- [26] 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*, 2004:15
- [27] Von Bardeleben H J, Stievenard D, Kainosho K, et al. Electron paramagnetic resonance study of thermal donors in Fe-doped InP. *J Appl Phys*, 1991, 70:7392
- [28] Lambert B, Von Bardeleben H J. *Properties of indium phosphide*. Surrey: The Gresham Press, 1991
- [29] Kennedy T A, Lin - Chung P J. *Indium phosphide: crystal growth and characterization*. *Semiconductors and Semimetals*, 1990, 31:357
- [30] Chiao S H, Antypas G A. Photocapacitance effects of deep traps in n-type InP. *J Appl Phys*, 1978, 49:466
- [31] Van Vechen J A, Wager J F. Asymmetry of anion and cation vacancy migration enthalpies in - compound semiconductors: role of the kinetic energy. *Phys Rev B*, 1985, 32:5259
- [32] Van Vechten J A, Wager J F. Consequences of anion vacancy nearest-neighbor hopping in - compound semiconductors: drift in InP metal-insulator-semiconductor field effect transistors. *J Appl Phys*, 1985, 57:1956
- [33] Dobson T W, Wager J F. Enthalpy of formation of antisite defects and antistructure pairs in - compound semiconductors. *J Appl Phys*, 1989, 66:1997
- [34] Rudolph P. Dislocation cell structures in melt-grown semiconductor compound crystals. *Cryst Res Technol*, 2005, 40:7
- [35] Wenzl H, Mika K, Henkel D. Phase relations and point defect equilibria in GaAs crystal growth. *J Cryst Growth*, 1990, 100:377
- [36] Nishizawa J. Stoichiometry control for growth of - crystals. *J Cryst Growth*, 1990, 99:1
- [37] Nishizawa J, Oyama Y. Stoichiometry of - compounds. *Mater Sci Eng R*, 1994, 12:273
- [38] Fornari R, Zappettini A, Gombia E, et al. Conductivity conversion of lightly Fe-doped InP induced by thermal annealing: a method for semi-insulating material production. *J Appl Phys*, 1997, 81:7604
- [39] Levinson M, Benton J L, Temkin H, et al. Kimerling, recombination induced defect annealing in n type InP. *Appl Phys Lett*, 1982, 40:990
- [40] Suski J, Bourgoin J C, Lim H. Defect induced by electron irradiation in InP. *J Appl Phys*, 1983, 54:2852
- [41] Marrakchi G, Cherkaoui K, Karoui A, et al. Traps in undoped semi-insulating InP obtained by high temperature annealing. *J Appl Phys*, 1996, 79:6947
- [42] Hirt G, Mono T, Müller G. Spectroscopic investigation of deep levels related to the compensation mechanism of nominally undoped semi-insulating InP. *Mater Sci Eng B*, 1994, 28:101
- [43] Fang Z Q, Look D C, Uchida M, et al. Deep centres in undoped semi-insulating InP. *J Electron Mater*, 1998, 27:L68
- [44] Kainosho K, Oda O, Hirt G, et al. Semi-insulating behavior of undoped InP. *Mater Res Soc Symp Proc*, 1994, 325:101
- [45] Hirt G, Wolf D, Müller G. Quantitative study of the contribution of deep and shallow levels to the compensation mechanism in annealed InP. *J Appl Phys*, 1993, 74:5583
- [46] Zhao Y W, Xu X L, Gong M, et al. Formation of P_m defect in annealed undoped LEC InP. *Appl Phys Lett*, 1998, 72:2126
- [47] Bretagnon T, Dannefaer S, Kerr D. Positron annihilation investigation of vacancies in InP produced by electron irradiation at room temperature. *J Appl Phys*, 1997, 81:3446
- [48] Deng A H, Maschera P, Zhao Y W, et al. Effects of annealing ambient on the formation of compensation defects in InP. *J Appl Phys*, 2003, 93:930
- [49] Kuriyama K, Takahashi J, Okada M, et al. Thermally stimulated current study of electron-irradiation induced defects in semi-insulating InP obtained by multiple-step wafer annealing. *Solid State Commun*, 2003, 126:309
- [50] Fornari R, Zappettini Z, Bagnoli G, et al. Incorporation and electrical activity of Fe in LEC InP. *Semicond Sci Technol*, 1998, 13:512
- [51] Fornari R. On the electrical activity of Fe in LEC indium phosphide. *Semicond Sci Technol*, 1999, 14:246

Influence of Deep Level Defects on Electrical Properties and Defect Control in Semi-Insulating InP

Zhao Youwen[†], Dong Zhiyuan, Li Chengji, Duan Manlong, and Sun Wenrong

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

Abstract : By combining the measurement results of electrical properties and deep level defects, the electrical properties, thermal stability, and electrical uniformity of semi-insulating single crystal InP are demonstrated that they have a close correlation with the content of the deep level defects. An approach to improving the material quality is given through analysis of the dependence of the deep level defects on annealing and growth conditions. The formation mechanism and nature of the deep level defects are discussed.

Key words : InP; semi-insulating; defect

PACC : 6110C; 8160; 7120

Article ID : 0253-4177(2006)03-0524-06

[†] Corresponding author. Email : zhaoyw @semi. ac. cn

Received 11 August 2005, revised manuscript received 7 November 2005