

# 注铒 $a\text{-SiO}_x\text{:H}$ 中 $\text{Er}^{3+}$ 发光与薄膜 微观结构的关系

陈长勇<sup>1,2</sup> 陈维德<sup>1,2</sup> 王永谦<sup>1,2</sup> 宋淑芳<sup>1,2</sup> 许振嘉<sup>1,2</sup> 郭少令<sup>3</sup>

(1 中国科学院半导体研究所, 北京 100083)

(2 中国科学院凝聚态物理中心和表面物理国家重点实验室, 北京 100080)

(3 中国科学院上海技术物理研究所红外物理国家重点实验室, 上海 200083)

**摘要:** 采用光致发光(PL)谱和傅里叶变换红外(FTIR)谱研究了掺铒  $a\text{-SiO}_x\text{:H}$  ( $a\text{-SiO}_x\text{:H}\langle\text{Er}\rangle$ ) 薄膜在不同退火温度下光学性质和微观结构的变化. PL 谱的测量结果表明: 薄膜在  $1.54\ \mu\text{m}$  的  $\text{Er}^{3+}$  发光和  $750\text{nm}$  处的可见发光随退火温度有相同的变化趋势, 这种变化和薄膜在退火过程中微观结构的变化有着密切关系. FTIR 谱的分析表明:  $a\text{-SiO}_x\text{:H}$  薄膜是一种两相结构, 富硅相镶嵌在富氧相中. 两者的成分可近似用  $a\text{-SiO}_{x\approx 0.3}\text{:H}$  和  $a\text{-SiO}_{x\approx 1.5}\text{:H}$  表示, 前者性质接近于氢化非晶硅( $a\text{-Si:H}$ ), 后者性质接近于  $a\text{-SiO}_2$ . 富硅相在退火中的变化对  $\text{Er}^{3+}$  的发光强度有重要影响.

**关键词:**  $\text{Er}^{3+}$ ;  $\text{SiO}_x$ ; 光致发光

**PACC:** 7855; 6170A; 3520G

**中图分类号:** TN304.2<sup>+</sup>1

**文献标识码:** A

**文章编号:** 0253-4177(2002)09-0930-05

## 1 引言

$\text{Er}^{3+}$  在  $1.54\ \mu\text{m}$  处的发光是  $\text{Er}^{3+} 4f$  壳层内跃迁的结果, 由于受到  $5s^2 5p^2$  外壳层电子的屏蔽, 发光峰的能量位置基本不受基体晶格的影响, 也不依赖于激发的强度和所处的环境温度.  $1.54\ \mu\text{m}$  的发光波长正好对应于石英光纤吸收的最小值, 所以上述特性对硅基光电集成和光纤通讯的发展有重要的意义. 迄今的研究结果表明, 提高  $\text{Er}^{3+}$  在室温下的发光有两个途径: 其一是提高  $\text{Er}^{3+}$  发光中心的数量,  $\text{Er}-\text{O}$  结合是目前已知的最有利于  $\text{Er}^{3+}$  发光的原子配置<sup>[1]</sup>; 其二是注铒的基体材料应具有较宽的带隙, 这可以抑制  $\text{Er}^{3+}$  发光严重的“温度淬灭”. 氢化非晶氧化硅 ( $a\text{-SiO}_x\text{:H}$  ( $0 < x < 2$ )) 是一种理想的基体材料, 其自身的光学性质随氧含量不同可发生连续的变化, 如  $a\text{-SiO}_x\text{:H}$  薄膜发光谱的发光峰位置随氧含量改变在可见光范围内连续变化. 这种光学性质的改变主要是由于  $a\text{-SiO}_x\text{:H}$  薄膜的禁带宽度随 O 含量发生变化的结果. 因此在适当的氧浓

度下,  $a\text{-SiO}_x\text{:H}$  可以成为宽禁带的半导体材料<sup>[2,3]</sup>. 上述特点使  $a\text{-SiO}_x\text{:H}$  成为  $\text{Er}^{3+}$  发光的理想的基体材料之一. 本文研究了注铒的  $a\text{-SiO}_x\text{:H}$  ( $a\text{-SiO}_x\text{:H}\langle\text{Er}\rangle$ ) 在可见光范围 ( $400\sim 1000\text{nm}$ ) 和红外范围内 ( $\text{Er}^{3+}$  发光) 发光的关系, 发现其发光强度遵循同样的退火规律, 类似的结果目前还未见报道. 我们通过 FTIR 谱研究了薄膜的微观结构. 结果表明,  $a\text{-SiO}_x\text{:H}\langle\text{Er}\rangle$  薄膜中  $\text{Er}^{3+}$  发光强度的变化和  $a\text{-SiO}_x\text{:H}$  的微观结构有着密切关系.  $a\text{-SiO}_x\text{:H}$  薄膜存在两相结构, 富硅颗粒镶嵌在富氧基体中. 退火中 H 逸出引起富硅颗粒微结构的变化对于  $\text{Er}^{3+}$  的发光强度有重要影响. 上述研究使我们对  $a\text{-SiO}_x\text{:H}\langle\text{Er}\rangle$  中  $\text{Er}^{3+}$  的发光机理及 H 在其中的作用有了进一步的理解.

## 2 实验

采用等离子体化学气相沉积 (PECVD) 的方法, 在  $p\text{-Si}(111)$  ( $\rho = 8\sim 13\ \Omega\cdot\text{cm}$ ) 衬底上, 以 (1:1)  $\text{N}_2\text{O}/\text{SiH}_4$  的流量比 ( $\gamma$ ) 制备  $a\text{-SiO}_x\text{:H}$  薄膜. 生长

时的衬底温度为 250°C, 射频为 13.56MHz, 功率密度为 100mW/cm<sup>2</sup>. 薄膜厚度为 1.3μm. 用离子注入法在薄膜中掺 Er<sup>3+</sup> 离子的注入能量为 500keV, 注入剂量为 2 × 10<sup>15</sup> cm<sup>-2</sup>. 注入完成后将薄膜分割成 8 块, 然后在不同的温度下退火. 退火是在 KST-2 快速热处理设备的氮气气氛中进行, 光源为 1.25kW × 13 卤钨灯, 退火温度范围为 300~1000°C, 退火时间 30s. 室温 1.54μm 光致发光和 FTIR 谱由 IFS/20HR 傅里叶变换红外光谱仪测量. FTIR 谱测量范围是 400~4000cm<sup>-1</sup>. 分辨率: 2cm<sup>-1</sup>, 激发光源: Ar<sup>+</sup> 激光器(514.5nm), 功率: 200~400mW. 薄膜在 400~1000nm 光致发光测量是在微区喇曼散射光谱仪上进行, 激发光源也是 Ar<sup>+</sup> 激光器, 分辨率为 1cm<sup>-1</sup>.

## 3 结果和讨论

### 3.1 光致发光光谱

图 1 给出 a-SiO<sub>x</sub>:H(Er) 样品在 400~1000nm 范围的发光谱. 这些光谱的峰位在 750nm 附近, 强度随退火温度的升高而增强, 最强的发光来自 535°C 退火的样品. 发光峰的峰位随退火温度的升高产生明显红移. 薄膜在 1.54μm 处的发光强度和退

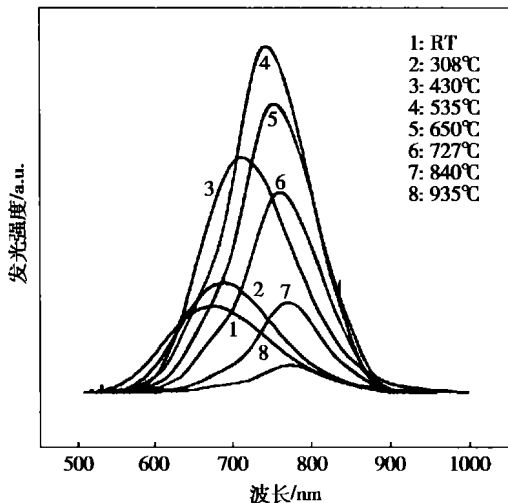


图 1 a-SiO<sub>x</sub>:H(Er) (γ=1) 在不同退火温度下在 400~1000nm 范围的光致发光谱

Fig. 1 PL spectra of the a-SiO<sub>x</sub>:H(Er) film(γ=1) in the range of 400~1000nm annealed at different temperatures

火的关系我们在文献[4]中作了报道. 为了比较图 2 给出薄膜在 750nm 和 1.54μm 处发光峰强度随退火温度的变化(a、b 曲线仅表明变化趋势), 发现它们的发光峰强度随退火温度的变化遵循基本相同的趋势.

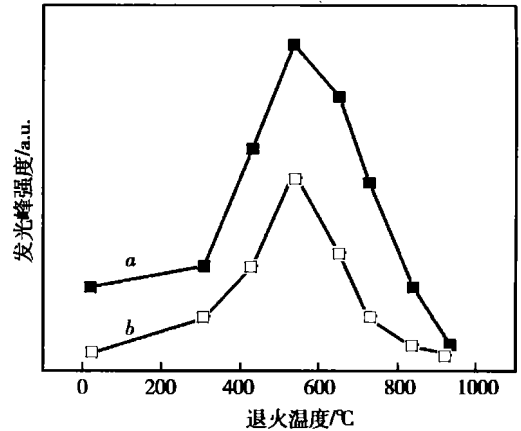


图 2 a-SiO<sub>x</sub>:H(Er) (γ=1) 发光强度随退火温度的变化关系 a: 750nm 处的发光强度; b: 1.54μm 处的发光强度

Fig. 2 Dependence of PL intensities from the a-SiO<sub>x</sub>:H(Er) film(γ=1) on annealing temperatures a: PL intensities at 750nm; b: PL intensities at 1.54μm

### 3.2 红外吸收谱

图 3(a) 为样品在 400~1400cm<sup>-1</sup> 范围的红外吸收谱. 图中 650cm<sup>-1</sup>、870cm<sup>-1</sup> 附近的吸收峰是 Si-H 的摇摆模和弯曲模; 933cm<sup>-1</sup> 和 975cm<sup>-1</sup> 附近两个较弱的吸收峰(箭头所指)是 Si-H<sub>2</sub> 弯曲模; 1042cm<sup>-1</sup> 处的吸收和 Si-O 键伸展模相联系<sup>[5,6]</sup>. 随着退火温度的升高, Si-O 伸展振动频率从 1042cm<sup>-1</sup> (RT 样品) 蓝移至 1066cm<sup>-1</sup> 处(935°C 退火样品), 如图 3(b) 所示. 由图 3(a) 还可以看到, 随着退火温度升高, 所有和 Si-H 键相关的吸收逐渐降低, 并在 840°C 退火后基本全部消失, 表明退火中样品存在 H 逸出.

图 4 为样品在 2000~2400cm<sup>-1</sup> 范围的红外吸收谱, 对应 Si-H 键伸展模<sup>[5,6]</sup>. Si-H 键可以有四种原子配置, HSi-Si<sub>3</sub>、HSi-Si<sub>2</sub>O、HSi-SiO<sub>2</sub>、HSi-O<sub>3</sub>, 简称为 HSi-Si<sub>3-n</sub>O<sub>n</sub> (n=0~3). 四种配置中 Si-H 键的伸展振动频率分别是 2000、2100、2195 和 2265cm<sup>-1</sup>, 振动频率的变化主要是由于配

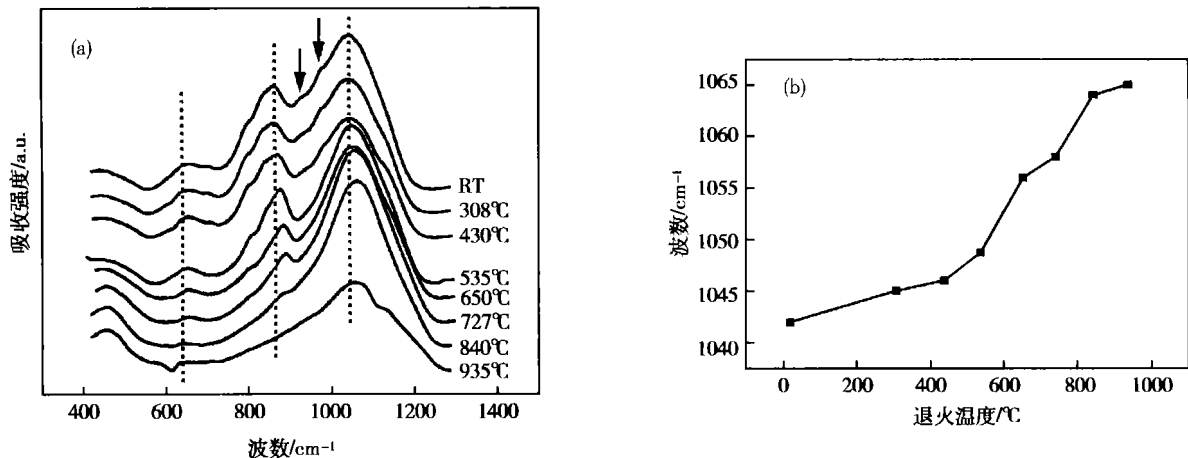


图3 (a)  $a\text{-SiO}_x:\text{H}(\text{Er})$  ( $\gamma=1$ ) 在  $400\sim 1400\text{cm}^{-1}$  范围不同退火温度下的红外吸收谱; (b)  $\text{Si}-\text{O}-\text{Si}$  的伸展模的振动频率和退火温度的关系

Fig. 3 (a) FTIR spectra of the  $a\text{-SiO}_x:\text{H}$  film ( $\gamma=1$ ) in the range of  $400\sim 1400\text{cm}^{-1}$  at different annealing temperatures; (b) Frequency dependence of  $\text{Si}-\text{O}-\text{Si}$  stretching mode on annealing temperatures

置中 O 原子的数量不同引起的. 前面所述  $\text{Si}-\text{H}_2$  的伸展模的振动频率大致在  $2145\text{cm}^{-1}$ , 对应原子配置是  $\text{H}_2-\text{Si}-\text{O}_2$ <sup>[5]</sup>. 从图 4 可以看到, 薄膜中  $2000\text{cm}^{-1}$  处基本不存在吸收, 表明薄膜中  $\text{HSi}-\text{Si}_3$  很少. 因而 H 主要是以  $\text{HSi}-\text{Si}_2\text{O}$ 、 $\text{H}_2-\text{Si}-\text{O}_2$ 、

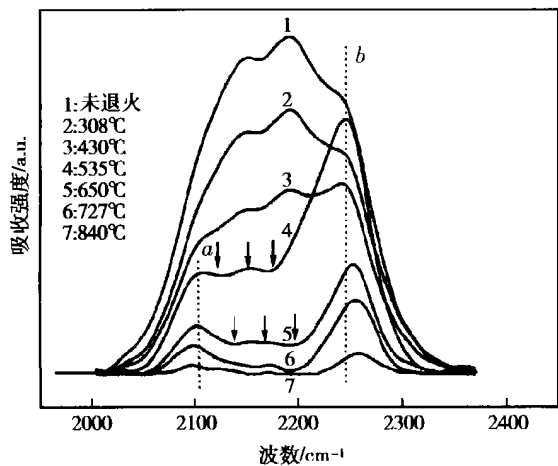


图4  $a\text{-SiO}_x:\text{H}(\text{Er})$  ( $\gamma=1$ ) 在  $2000\sim 2400\text{cm}^{-1}$  范围不同退火温度下的红外吸收谱

Fig. 4 FTIR spectra of the  $a\text{-SiO}_x:\text{H}(\text{Er})$  film ( $\gamma=1$ ) in the range of  $2000\sim 2400\text{cm}^{-1}$  at different annealing temperatures

$\text{HSi}-\text{SiO}_2$  及  $\text{HSi}-\text{O}_3$  四种原子配置存在于薄膜中. 从图 4 中我们还可以看到,  $430^\circ\text{C}$  退火样品的吸收谱(曲线 3)与 RT 和  $308^\circ\text{C}$  退火样品有所不同, 吸收强度的降幅随波数的降低而增大, 说明原子配置

中 O 的数目越少, 逸出 H 也就越多. 该现象不难理解, O 原子的电负性高于 Si、H 原子,  $\text{Si}-\text{H}$  键周围的 O 原子数目增多可以提高  $\text{Si}-\text{H}$  键的强度, 增加 H 逸出的难度.  $535^\circ\text{C}$  退火样品的吸收谱(曲线 4)上述情况更加明显, 低波数吸收强度(箭头所指附近)降低, 而在  $2250\text{cm}^{-1}$  (虚线 b 位置)附近的吸收强度不降反升, 表明薄膜中  $\text{HSi}-\text{O}_3$  原子配置的数量增加.  $650^\circ\text{C}$  退火样品的吸收谱(曲线 5)在  $2100\text{cm}^{-1}$  ( $\text{HSi}-\text{Si}_2\text{O}$ )附近的吸收强度(虚线 a 位置)明显高于  $2145\text{cm}^{-1}$  ( $\text{H}_2\text{Si}-\text{O}_2$ )及  $2195\text{cm}^{-1}$  ( $\text{HSi}-\text{SiO}_2$ )附近的吸收强度(箭头所指附近).  $727^\circ\text{C}$  和  $840^\circ\text{C}$  退火样品的吸收谱中(曲线 6、7), 除  $2100\text{cm}^{-1}$  和  $2250\text{cm}^{-1}$  处(虚线 a、b 位置)明显的吸收峰外, 其他地方的吸收强度较弱或者基本不存在吸收, 表明此时 H 主要以  $\text{HSi}-\text{Si}_2\text{O}$  和  $\text{HSi}-\text{O}_3$  配置存在于薄膜中.  $935^\circ\text{C}$  退火的样品中所有和氢相关的吸收全部消失, 所以未在图 4 中给出.

### 3.3 薄膜的微观结构

退火中,  $\text{Si}-\text{O}$  伸展模从  $1042\text{cm}^{-1}$  蓝移到  $1066\text{cm}^{-1}$ , 鉴于  $\text{Si}-\text{O}-\text{Si}$  伸展模峰位标志着  $\text{SiO}_x:\text{H}$  ( $0 < x < 2$ ) 薄膜中 Si 原子的氧化状态, 且近似与  $x$  值成正比关系<sup>[5]</sup>, 因而上述蓝移意味着退火会带来一部分 Si 原子的氧化. 由于退火是在高纯氮的保护气氛下进行的, 氧化更可能是退火过程中薄膜自身 H、O、Si 原子扩散引起的. 氢逸出后, 氧进

入 H 留下的空位, 增加 Si 原子周围 O 的数量, 导致 Si-O-Si 伸展振动频率蓝移. 图 3(b) 显示的变化表明这部分 Si 原子附近的 O 原子数目随退火温度是连续增加的, 这意味着 O 从少氧配置向多氧配置迁移的过程, 因为如果反向迁移占主导会使多氧配置中 Si 周围的 O 原子数目减少, 引起伸展模振动频率红移, 这与图 3(b) 的结果矛盾. 按照扩散理论 O 应该从高浓度区向低浓度区扩散. 然而, 仔细分析后表明上述现象是合理的. 前面已经指出, 由于 O 的电负性较大, 所以 O 和 Si 成键后会强化该 Si 原子的 Si-H 键, 提高键能. 这同样也适用于 Si-O 键, 随着原子配置中 O 原子数增加, Si-O 键的键能会随之提高, 因此 O 需更大的能量去克服近邻原子的束缚变成能参与迁移的自由态. 从这个意义上说,  $\text{HSi-O}_3$  较  $\text{HSi-Si}_2\text{O}$  更加“牢固”. 退火中, 少氧的原子配置中 O 原子更易变为游离态, 所以所处位置附近能参加扩散的自由态的氧原子要多于多氧配置所处位置, 因此 O 从少氧配置处向多氧配置处迁移是合理的. 这一迁移的结果会使薄膜在退火中发生相分离, 在富氧基体(富氧相)中产生富硅颗粒(富硅相).

Si-H 键在  $2000\sim 2400\text{cm}^{-1}$  范围内伸展模随退火温度的变化与 Si-O 伸展模的蓝移是一致的.  $535^\circ\text{C}$  退火样品中对应  $\text{HSi-O}_3$  吸收的增强, 说明薄膜中确实存在 Si、O 的扩散.  $720^\circ\text{C}$  和  $840^\circ\text{C}$  退火的样品中基本上只剩下来自  $\text{HSi-Si}_2\text{O}$  ( $2100\text{cm}^{-1}$ ) 与  $\text{HSi-O}_3$  ( $2250\text{cm}^{-1}$ ) 配置对应的微弱吸收. 前述的扩散不可能使上述两种配置均匀地混合在一起, 更可能是两种配置在薄膜中的某些区域各自团聚, 形成富硅相和富氧相. 另外一个值得注意的情况是, 图 4 中  $535\sim 840^\circ\text{C}$  退火样品中, 在  $2100\text{cm}^{-1}$  和  $2250\text{cm}^{-1}$  处的吸收峰的峰位(虚线 a、b 所示) 发生明显的红移和蓝移, 前者从  $2105$  到  $2098\text{cm}^{-1}$ , 后者从  $2245\sim 2258\text{cm}^{-1}$ , 进一步表明退火使薄膜结构趋向于两相区域: 富硅和富氧两相. 富硅相应该主要是  $\text{H-Si-Si}_2\text{O}$  结构, 富氧相主要是  $\text{H-Si-O}_3$  结构, 据此两相的成分可近似用  $\text{SiO}_{x\approx 0.3}\text{:H}$  和  $\text{SiO}_{x\approx 1.5}\text{:H}$  表示. 这里要强调的是, 由于薄膜中 O 的扩散是非常困难的, 所以富硅相仅仅是一些镶嵌在富氧相中的微小的富硅颗粒. Hubner 对  $\text{SiO}_x$  的研究表明: 当  $x\approx 1.5$  时, 其性质将基本上接近于  $\text{SiO}_2$ <sup>[7]</sup>, 所以富氧相性质应该更接近  $\text{SiO}_2$ . 富硅相由于 O 较少, 性质更接近  $a\text{-Si:H}$ .

### 3.4 $a\text{-SiO}_x\text{:H(Er)}$ 薄膜的微观结构对 $\text{Er}^{3+}$ 发光的影响

$\text{SiO}_x\text{:H(Er)}$  在  $750\text{nm}$  附近的发光来自于镶嵌在  $\text{SiO}_x$  网络中的富硅颗粒<sup>[8]</sup>. 根据对  $a\text{-Si:H}$  薄膜的研究, 发光强度和薄膜中的悬挂键数目有关, 悬挂键可以在能隙中产生缺陷态, 成为非辐射复合中心, 对材料的发光强度有较大影响. 适当温度的退火, 由于 H 逸出引起薄膜微观结构的重构, 悬挂键数目降低, 导致  $a\text{-Si:H}$  薄膜发光强度增加; 更高温度的退火, 随着更多的氢逸出, 悬挂键的数目会上升, 引起发光强度降低<sup>[9]</sup>. 从 FTIR 谱可知我们的薄膜在退火中存在显著的 H 逸出, 由于富硅颗粒的性质接近于  $a\text{-Si:H}$ , 所以适当温度的退火会降低颗粒中的缺陷数目. 鉴于  $750\text{nm}$  的发光来自于富硅颗粒, 所以从其变化可知退火中富硅颗粒中非辐射复合中心数目的变化.  $\text{RT}\sim 535^\circ\text{C}$  的退火使富硅颗粒中的悬挂键数目降低;  $650^\circ\text{C}$  以上的退火, 随着更多的 H 逸出, 富硅颗粒中的悬挂键数目重新上升. 此外退火中 O 是从富硅配置向富氧配置迁移占主导, 所以随着退火温度的升高, 富硅颗粒变大, 按照量子限制效应理论<sup>[10]</sup>, 这会导致其能隙变窄, 引起图 1 中发光峰峰位的红移.

从上述对 FTIR 谱的分析结果可知,  $\text{Er}^{3+}$  在  $a\text{-SiO}_x\text{:H}$  中可存在于三类不同环境之中. 第一类是位于富硅相中, 第二类位于富氧相远离富硅相, 这两部分的  $\text{Er}^{3+}$  发光效率都较低; 第三类是那些位于富氧相和富硅相交界处的  $\text{Er}^{3+}$ , 它们将具有最高的发光效率, 原因是在这个位置上不仅容易形成  $\text{Er-O}$  发光中心, 另外  $\text{SiO}_x$  较宽的带隙也可大大降低温度淬灭; 而且更重要的是在这个位置可以利用富硅颗粒中的光生载流子.  $\text{Er}^{3+}$  在  $a\text{-SiO}_x\text{:H(Er)}$  中的激发是通过被  $\text{Er}^{3+}$  相关的缺陷俘获的一对光生载流子俄歇复合并将能量传递给  $\text{Er}^{3+}$ , 使  $\text{Er}^{3+}$  从能级  $^4\text{I}_{15/2}$  跃迁到  $^4\text{I}_{13/2}$ , 随后  $\text{Er}^{3+}$  从激发态回到基态发出  $1.54\ \mu\text{m}$  的红外光. 由于  $535^\circ\text{C}$  以下的退火减少了富硅颗粒中缺陷数目, 提高了辐射复合的几率, 因而引起  $750\text{nm}$  处发光峰强度的提高. 同时, 也有更多的光生载流子驰豫到富硅颗粒边缘, 并隧穿  $\text{Er}^{3+}$  粒子和富硅颗粒之间的  $\text{SiO}_x$  过渡层到达  $\text{Er}^{3+}$  相关缺陷所在位置<sup>[11]</sup>, 从而提高  $\text{Er}^{3+}$  被激发的几率, 增加了发光强度. 但在  $650^\circ\text{C}$  以上的退火, 随着大多数 H 原子逸出, 悬挂键的数目最终会上升, 导致非辐射复合

几率上升,消耗掉大量的光生载流子,在降低富硅区内辐射复合几率的同时,也会降低  $\text{Er}^{3+}$  通过光生载流子俄歇复合激发的几率.这是薄膜在 1.54  $\mu\text{m}$  和 750 nm 处发光在退火中遵循同样变化规律的原因.

## 4 结论

(1)  $\text{a-SiO}_x : \text{H}(\text{Er})$  薄膜的微观结构为富硅颗粒镶嵌于富氧基体中,前者性质上接近于  $\text{a-Si} : \text{H}$ , 后者接近于  $\text{a-SiO}_2$ . (2) 富硅颗粒在退火中的变化对  $\text{a-SiO}_x : \text{H}(\text{Er})$  薄膜在 1.54  $\mu\text{m}$  处的发光强度有重要影响:在 535°C 以下的退火中 H 逸出引起薄膜微观结构的重构,降低了薄膜中的缺陷数目,  $\text{Er}^{3+}$  发光强度增加; 650°C 以上的退火中 H 进一步逸出导致薄膜中缺陷数目的增加,  $\text{Er}^{3+}$  发光强度降低.

## 参考文献

[1] Ishii M, Komukai Y. Appl Phys Lett, 2001, 79(7): 934

- [2] Carius R, Fischer R, Holzenkampfer E, et al. J Appl Phys, 1981, 52(6): 4241
- [3] Knights J C, Street R A, Lucovsky G. J Non-Cryst Solids, 1980, 35/36: 279
- [4] Chen W D, Ma Z X, Liang J J. Mat Res Soc Symp Proc, 1999, 560: 107
- [5] Tsu D V, Lucovsky G, Davidson B N. Phys Rev B, 1989, 40(3): 1795
- [6] Zacharias M, Malinowska D, Dimova, Stutzmann M. Phil Mag B, 1996, 73(5): 799
- [7] Hubner K. Phys Status Solidi A, 1980, 61: 665
- [8] Lin Chihuei, Lee Sichen, Chen Yangfang. Appl Phys Lett, 1993, 63(7): 902
- [9] Street R A. Advances in Physics, 1981, 30(5): 593
- [10] Brodsky M H. Solid State Commun, 1980, 36: 55
- [11] Qin G G, et al. Appl Phys Lett, 1999, 74(15): 2182

# Correlation Between $\text{Er}^{3+}$ Emission and Microstructure of Erbium-Implanted $\text{a-SiO}_x : \text{H}$ Film

Chen Changyong<sup>1,2</sup>, Chen Weide<sup>1,2</sup>, Wang Yongqian<sup>1,2</sup>, Song Shufang<sup>1,2</sup>,  
Xu Zhenjia<sup>1,2</sup> and Guo Shaoling<sup>3</sup>

(<sup>1</sup> Institute of Semiconductors, The Chinese Academy of Sciences, Beijing 100083, China)

(<sup>2</sup> Center for Condensed Matter Physics and State Key Laboratory for Surface Physics,

The Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080, China)

(<sup>3</sup> National Laboratory for Infrared Physics, The Chinese Academy of Sciences, Shanghai 200083, China)

**Abstract:** An investigation on the correlation between  $\text{Er}^{3+}$  emission and the microstructure of erbium-implanted hydrogenated amorphous silicon oxide ( $\text{a-SiO}_x : \text{H}(\text{Er})$ ) films is presented. FTIR spectra experimental results indicate that the  $\text{a-SiO}_x : \text{H}(\text{Er})$  films are a mixture of two phases, an hydrogenated amorphous  $\text{SiO}_x$  matrix and silicon-rich domains embedded therein. The changes in the nonradiative centers in the silicon-rich domains have a strong influence on  $\text{Er}^{3+}$  emission.

**Key words:**  $\text{Er}^{3+}$ ;  $\text{SiO}_x$ ; photoluminescence

**PACC:** 7855; 6170A; 3520G

**Article ID:** 0253-4177(2002)09-0930-05