

文章编号: 0253-2239(2006)02-0311-6

高浓度 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜的结构及 室温光致发光特性*

段淑卿 谭 娜 苗 壮 刘志文 张庆瑜**

(大连理工大学三束材料改性国家重点实验室, 大连 116024)

摘要: 采用射频磁控溅射方法制备了 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜,研究了退火处理对高浓度 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜的结构演化和光致发光(PL)特性的影响。X射线衍射分析结果表明,Er/Yb 掺杂导致 ZnO 薄膜的晶粒细化及择优取向性消失,ZnO 晶粒随退火温度的增加而逐渐长大。900 °C 退火时,出现 Er³⁺、Yb³⁺ 偏析,退火温度高于 1000 °C 时,薄膜与基体间发生了界面反应,1200 °C 时,ZnO 完全转变为 Zn₂SiO₄ 相。光致发光测量结果表明:高于 900 °C 退火处理后,Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜在 1540 nm 附近具有明显的光致发光,发光强度在退火温度为 1050 °C 时达到最大值;光致发光光谱呈现典型的晶体基质中 Er³⁺ 离子发光光谱所具有的明锐多峰结构特征。此外,探讨了薄膜结构演化及其对光致发光光谱的影响。

关键词: 光通信; Er/Yb 共掺; 光致发光; ZnO 薄膜; 微观结构

中图分类号: O484 文献标识码: A

Microstructures and Photoluminescence Properties at Room Temperature of Highly Er/Yb Co-Doped ZnO Films

Duan Shuqing Tan Na Miao Zhuang Liu Zhiwen Zhang Qingyu

(State Key Laboratory of Materials Modification by Laser, Ion and Electron Beams,
Dalian University of Technology, Dalian 116024)

Abstract: Er/Yb co-doped ZnO films were fabricated by using radio-frequency reaction magnetron sputtering technique, and the influences of annealing temperature on the microstructures and photoluminescence (PL) properties of Er/Yb co-doped ZnO films were studied. The results of X-ray diffraction analysis showed that Er/Yb doping induced the crystallite refinement and the vanishment of preferential orientation of the ZnO films and the ZnO crystallite grain size grew with the increase of the annealing temperature. At 900 °C, Er₂O₃ and Yb₂O₃ phases started to precipitate from the film. When the annealing temperature reached to 1000 °C, a new phase of Zn₂SiO₄ due to the interfacial reaction of ZnO film with Si chip was observed. At 1200 °C, ZnO film transited into Zn₂SiO₄ phase entirely. The PL measurement result indicated distinct PL spectra of the films about 1540 nm annealed above 900 °C were detected at room temperature and the maximum PL intensity was observed at 1050 °C. The PL spectra showed typical sharp multi-peak structure characteristic owned by Er³⁺ ion PL spectra in crystal substrates. The effect on PL properties of the microstructure evolution of the film was also discussed.

Key words: optical communication; Er/Yb co-doping; photoluminescence (PL); ZnO film; microstructure

1 引 言

Er³⁺ 离子 4f 层电子跃迁表现为 1.54 μm 波段的近红外发射,对应着光纤吸收的最小窗口,在光通

讯方面有着广泛的应用^[1~5]。国内外大量的 Er 掺杂研究工作主要集中在 Si 基,如:非晶硅、多孔硅以及纳米多晶硅等基质材料上,已经实现了 Si:Er 的

* 国家自然科学基金(50240420656)资助课题。

作者简介:段淑卿(1979~),女,内蒙古人,大连理工大学硕士研究生,主要从事薄膜材料的合成及其结构和物理性能表征的研究。

** 通信联系人。E-mail: qy Zhang@dlut.edu.cn

收稿日期:2005-01-10;收到修改稿日期:2005-07-11

室温光致发光和电致发光,但是发光效率还有待提高^[6]。ZnO 是一种新型的直接带隙化合物半导体,在 400~2000 nm 甚至更大的波段范围内是透明的。作为宽带半导体($E_g = 3.37$ eV),ZnO 已经成为材料领域的一个研究热点。同时,ZnO 作为 Er 掺杂的基质材料逐渐引起了人们的关注。

目前,国内外有关 ZnO:Er 薄膜的红外光致发光(PL)报道,大部分是在低温下获得的。Komuro 等^[7~9]利用脉冲激光沉积(PLD)技术制备了掺 Er-ZnO 薄膜,在 20 K 下观察到了 1.54 μm 处的光致发光;Fukudome 等^[10]采用溶胶-凝胶方法制备了掺 Er-ZnO 薄膜,探讨了不同温度下光致发光强度的变化规律;Zhang 等^[11]使用电子束蒸发的方法制备了掺 Er-ZnO 薄膜,主要研究了 Er^{3+} 的蓝光发光机制。同时在 Ar^+ 离子激光 488 nm 线激发下,获得了 1.54 μm 处的光致发光。目前,尚未见到有关掺 Er-ZnO 薄膜的较强室温光致发光的报道。

在不同基质中 Er/Yb 共掺的大量工作已经证实:引入 Yb^{3+} 离子可以有效提高 980 nm 处的激光泵浦效率。 Yb^{3+} 作为敏化剂与 Er^{3+} 发生共振能量转移,从而提高 Er^{3+} 的光致发光强度。当 Yb^{3+} 的掺杂浓度是 Er^{3+} 浓度的 3~4 倍时,激光的抽运效率最高, Er^{3+} 的发光强度达到最大^[12]。本文采用射频磁控溅射方法制备了 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜,旨在利用共掺系统中 Er/Yb 之间的能量传递机制为 ZnO 薄膜中获得高效的 Er^{3+} 发光寻找途径。同时高 Er/Yb 掺杂浓度有可能导致 Er^{3+} 晶体场的变化,从而影响 Er^{3+} 光致发光特性。本文通过对 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜进行的 X 射线衍射(XRD)和光致发光光谱分析,讨论了不同温度退火处理后的 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜的结构变化及其与光致发光光谱之间的联系。

2 实验方法:

实验采用反应射频磁控溅射技术,直径为 60 mm 的金属 Zn 靶作为溅射靶源,靶材的纯度为 99.999%,在溅射效率相对较大的区域内均匀地镶嵌直径约为 2 mm 的金属 Er 粒与金属 Yb 粒,其面积比为 1:4,Er、Yb 金属表面共占靶总面积的 2.2%。选用 n 型(100)晶向的单晶硅衬底,电阻率为 2~4 $\Omega \cdot \text{cm}$ 。基片经超声波清洗,在浓 H_2SO_4 与浓 H_3PO_3 浓度比为 1:3 的溶液中浸泡 24 h,然后用去离子水冲洗,用氮气吹干。根据实验积累的经验,薄

膜制备选择了以下的固定参量:本底真空:5.4 $\times 10^{-4}$ Pa;工作气压:0.25 Pa;溅射功率:100 W;氧氩分压比 19 cm^3/s :20 cm^3/s ;沉积时间:4 h;实验中基片未加热。沉积的薄膜在大气中退火 2 h,退火温度范围为 600~1200 $^\circ\text{C}$ 。

使用 XRD-6000 衍射仪分析未掺杂 ZnO 薄膜以及退火前后 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜的结构,X 射线衍射仪采用 Cu 的 $\text{K}\alpha$ 辐射,扫描速度 0.04 $^\circ/\text{s}$ 。在复旦大学光科学系对不同温度退火的样品进行了光致发光光谱检测。光致发光测量在室温下进行。采用激发波长为 980 nm 的半导体激光器作为激发光源,激光器输出功率为 800 mW。利用具有半导体探测器光谱分析仪采集薄膜的光致发光谱,光谱的采集范围为 1450~1650 nm。

3 结果与讨论

3.1 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜的结构特征

图 1 给出了相同条件下制备的未掺杂 ZnO 薄膜和 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜的 X 射线衍射对比图。从图中可以看出:未掺杂的 ZnO 薄膜只有(002)晶面的衍射峰,说明薄膜具有很好的 c 轴择优取向。而在 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜中,出现了(100)和(110)晶面的衍射峰,说明 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜不存在 c 轴择优取向,晶体沿着不同的结晶方向生长。此外,Er/Yb 共掺导致 ZnO 薄膜的衍射峰明显宽化。根据 X 射线衍射理论,在晶粒尺寸小于 10^{-5} cm 时,其晶粒大小可以用谢尔(Scherrer)公式估计。计算表明:未掺杂的 ZnO 薄膜晶粒的尺寸约为 25 nm,而 Er/Yb 共掺后 ZnO 薄膜的晶粒尺寸约 5 nm,说明 Er/Yb 共掺导致 ZnO 薄膜的晶粒细化。

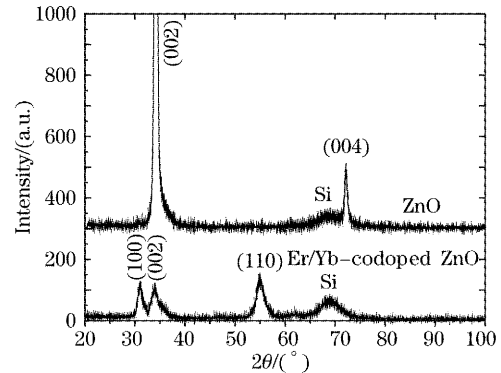


图 1 未掺杂 ZnO 薄膜与未退火 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜的 X 射线衍射谱

Fig. 1 X-ray diffraction patterns of undoped ZnO film and unannealed Er/Yb co-doped ZnO film

我们认为:Er/Yb 离子与 Zn 离子化合价不同和二者的离子半径不同是导致掺杂 ZnO 薄膜晶粒细化的主要原因。

图 2 是 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜在不同退火温度下的 X 射线衍射谱。通过标定 X 射线衍射结果,我们发现:在低于 800 °C 退火时,只有 ZnO 的衍射峰,并且各个晶面的衍射峰变窄,说明退火导致了 ZnO 晶粒尺寸的明显增加;当退火温度达到 900 °C,ZnO 的衍射峰进一步变窄,同时,出现了稀土氧化物 Er₂O₃ 和 Yb₂O₃ 晶体的衍射峰,说明 Er、Yb 离子开始析出;当退火温度为 1000 °C 时,谱中出现了 Zn₂SiO₄ 和 Er_{2-x}Yb_xSi₂O₇ 晶体的衍射峰,说明此时薄膜与基体 Si 开始发生了界面反应;当退火温度达到 1200 °C 时,

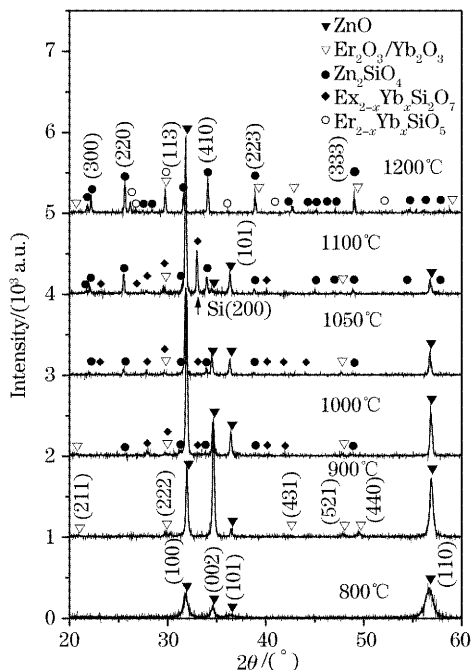


图 2 不同退火温度下 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜的 X 射线衍射谱

Fig. 2 XRD patterns of Er/Yb co-doped ZnO films annealed at various temperatures

表 1 ZnO 薄膜及 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜退火后的 X 射线衍射分析结果

Table 1 XRD analysis results of ZnO and Er/Yb co-doped ZnO films annealed at various temperatures

Annealing temperature	FWHM ₍₀₀₂₎ / (°)	2θ ₍₀₀₂₎ / (°)	d ₍₀₀₂₎ / nm	Grain size* / nm	Stress / GPa
As-deposited ZnO	0.31	34.18	0.2623	25	-1.79
As-deposited	1.56	33.96	0.2640	5	-3.31
800 °C	0.39	34.56	0.2596	19	1.07
900 °C	0.21	34.64	0.2589	36	1.25
1000 °C	—	34.60	0.2592	39	0.98
1050 °C	—	34.50	0.2600	45	0.27
1100 °C	—	34.52	0.2598	82	0.45

* 1000 °C 以上的晶粒度因(002)衍射峰太弱,其 FWHM 测量不准确,由(100)衍射峰估计。

ZnO 和 Er_{2-x}Yb_xSi₂O₇ 的衍射峰消失,同时出现了 Er_{2-x}Yb_xSiO₅ 的衍射峰。获得的有关 ZnO 与基体 Si 发生界面反应方面的信息与通过透射光谱所获得的结果是一致的。通过 X 射线衍射的相结构分析,推测 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜的退火行为是:900 °C 时,部分 Er、Yb 离子开始析出;1000 °C 时,基体中的 Si 开始向薄膜扩散,形成 Zn₂SiO₄ 和 Er_{2-x}Yb_xSi₂O₇;1200 °C 时,Er_{2-x}Yb_xSi₂O₇ 进一步分解为 Er_{2-x}Yb_xSiO₅ 和 SiO₂ 或 Er_{2-x}Yb_xO₃ 和 SiO₂,从而导致 Er、Yb 离子的进一步析出,同时 ZnO 与 Si 完全反应,形成 Zn₂SiO₄。

通过 X 射线衍射峰的峰位位移,发现退火导致薄膜应力状态和薄膜晶粒尺度的变化。表 1 给出了各种处理条件下的 ZnO 薄膜的晶粒尺度及薄膜应力状态。其中,薄膜应力根据下面的薄膜应力公式估算^[13]:

$$\sigma = \frac{2c_{13}^2 - c_{33}(c_{11} + c_{12})}{2c_{13}} \frac{c - c_0}{c_0} = -233 \frac{c - c_0}{c_0} \text{ (GPa)}, \quad (1)$$

式中 c_{11} 、 c_{12} 、 c_{13} 、 c_{33} 为 ZnO 晶体的弹性常数,其中: $c_{11}=208.8$ GPa、 $c_{33}=213.8$ GPa、 $c_{12}=119.7$ GPa、 $c_{13}=104.2$ GPa; c 和 c_0 分别是 ZnO 薄膜和完整晶体 c 轴的点阵常数。从表 1 中可以看出:ZnO 薄膜的晶粒尺寸随退火温度的增加而增加显著。我们注意到未退火的 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜的应力状态与未掺杂的 ZnO 薄膜是一致的,为压应力,但其数值约为未掺杂薄膜的 2 倍,说明 Er/Yb 共掺导致了薄膜内应力的增加;而薄膜在退火后,薄膜应力明显减小,并且从压应力状态变为张应力状态,说明退火改变了薄膜的应力状态。我们利用电子探针针对薄膜成分进行的半定量分析结果显示:退火温度高于 800 °C 时,薄膜中 O/Zn 比例大约在 1.3 左右,在退火温度达到 1200 °C 时,O/Zn 比例高达 2.75,说明高温退火处理确实导致了薄膜中氧含量的增加。

我们认为薄膜应力和相结构随退火温度的演化与薄膜中 Er、Yb 离子的占据位置、Er、Yb 离子析出、残余 Ar 原子和氧含量变化及薄膜和基体的反应过程有关。ZnO 属于铅锌矿结构, Zn 占据着 O 四面体间隙位置。由于 Er 和 Yb 离子半径($r_{\text{Er}^{3+}} = 0.088 \text{ nm}$ 、 $r_{\text{Yb}^{3+}} = 0.086 \text{ nm}$)比 Zn 离子半径(0.074 nm)大得多。因此, 以替位形式占据未退火薄膜中 ZnO 晶格中 Zn 位置的 Er、Yb 离子将导致薄膜压应力的出现。这一结论与 Wahl 等^[14] 利用发射沟道 (emission channeling) 技术测到的 Er 等稀土元素注入 ZnO 单晶的结果是一致的。晶格畸变所产生的晶格应力也可能是晶粒细化和 c 轴择优取向生长消失的主要原因。薄膜经过退火处理后, 薄膜中残余 Ar 原子 (一般为 1%~3%) 和 Er、Yb 离子的析出导致薄膜从压应力转变为张应力。当退火温度高于 1000 °C 后, 大量氧原子的渗入有利于缓解薄膜的张应力状态。实际上, 电子探针分析结果显示, 1050 °C 时, 薄膜中氧含量是比较高的。当退火温度高于 1100 °C 后, 薄膜与基体发生了比较严重的界面反应是导致薄膜应力变化的主要原因。

3.2 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜的光致发光特征

未退火和 800 °C 以下退火的 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜在室温下没有观测到 Er^{3+} 离子的近红外光致发光。当退火温度高于 900 °C 后, Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜均显示出典型的 Er^{3+} 离子发光光谱。当退火温度为 1050 °C 时, 发光强度达到最大。图 3 为 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜在不同退火温度时的归一化光致发光光谱。从图中可以看出, Er^{3+} 离子的发光光谱中出现了两个分立的发光带, 发光带的中心分别位于 1480 nm 和 1538 nm 附近。对于人们普遍关心的 1538 nm 附近的发光带, 我们所观察到的结果与以前人们在 Er 掺杂 ZnO 薄膜中所观察到的连续 Er^{3+} 离子发光光谱明显不同^[7~11], 呈现出明锐的多峰结构, 其最强峰在 1538 nm 处, 同时在波长为 1529 nm、1546 nm、1551 nm、1565 nm 处出现了一系列子峰。这种明锐的多峰结构属于典型的晶体基质中 Er^{3+} 离子的发光光谱特征, 反映了 Er^{3+} 离子能级在 ZnO 结构中的斯塔克 (Stark) 分裂状态, 说明 Er^{3+} 在 ZnO 中的非均匀能级展宽在室温下也是比较小的, 意味着 Er^{3+} 离子在 ZnO 中具有比较明确的位置, 如 Zn 的替位位置。以前有关 Er 掺杂 ZnO 薄膜的光致发光的报道中缺少薄膜结构的信息, 因此我们无法对所出现的 Er^{3+} 离子发光光谱的这种差异进行准确的判断。我们推测产生这种差异的可

能原因是: 1) 薄膜的微观状态不同; Komuro 等^[9] 是利用脉冲激光沉积方法制备的掺 Er-ZnO 薄膜, 退火温度为 700 °C。由于制备方法不同, 而且退火温度也不一样, 所以薄膜的微观状态存在比较大的差异, 从而可能导致 Er^{3+} 离子能级在 ZnO 薄膜中的斯塔克分裂不同; 2) 光谱测量的分辨力不同; 低分辨力光谱有可能导致精细结构的消失。

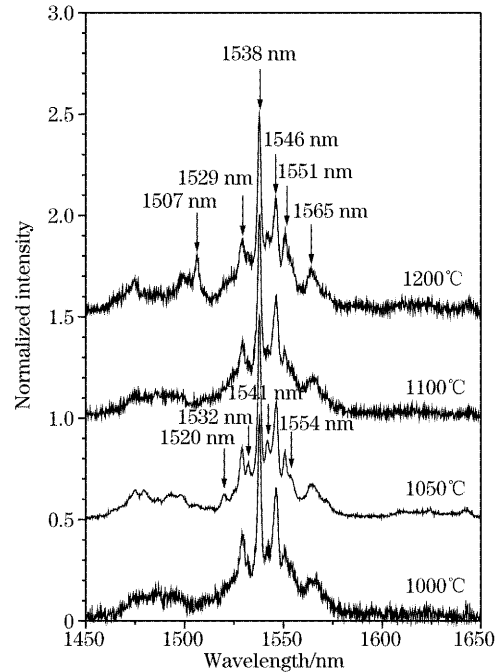


图 3 1050 °C 退火 2 h 的 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜的光致发光光谱

Fig. 3 Photoluminescence spectrum of Er/Yb co-doped ZnO film annealed at 1050 °C for 2 h

从图中可以看出, 退火温度对发射光谱的影响比较小, 不同温度的退火处理并没有导致发光光谱的明显变化, 主要发光峰的峰位也没有发生显著位移。这一结果说明, 在不同的退火条件下, 光学激活的 Er^{3+} 离子的局域环境没有发生根本的改变。同时, 我们注意到, 1050 °C 退火时的发射光谱在 1520 nm、1532 nm、1541 nm、1554 nm 处有比较明显的子峰, 这可能与此时光学激活的 Er^{3+} 离子比例增加有关。另外, 比较 1200 °C 和 1100 °C 以下的发光光谱可以看到, 尽管其主发光带的形状没有发生变化, 但在 1507 nm 处出现了一个新的发光峰。我们认为 1200 °C 时发光光谱出现的这一变化可能与此时薄膜的相结构有关。

图 4 中给出了 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜的光致发光强度 (积分范围为 1450~1650 nm) 随退火温度的变化。从图中可以看出: 光致发光强度在退火温度

达到 1050 °C 时出现了一个极大值。结合 X 射线衍射分析,我们发现:尽管在退火温度为 900 °C 时就已经出现了 Er、Yb 氧化物的析出相,但光致发光强度仍然随退火温度的增加而逐渐增强。考虑到 800 °C 以下退火的样品没有出现 Er、Yb 氧化物的析出相,也没有观测到 Er^{3+} 离子的发光光谱这一事实,同时 900 °C 以上的 Er、Yb 氧化物析出相比例并没有随退火温度的增加而显著增加,所以我们认为:低于 800 °C 的 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜没有观测到光致发光光谱可能与薄膜中 Er 离子的光学活化比例低和 Er/Yb 掺杂浓度过高有关。一方面,ZnO 薄膜中以替位形式存在的 Er 处于氧四面体配位的中心,Er 离子呈二价化合状态,比较低的退火温度不能改变 Er 离子的局域环境,使得 Er 离子不能被有效激活;另一方面,过高的 Er/Yb 掺杂浓度将导致 Er^{3+} 离子之间的相互作用增强^[6],从而产生发光猝灭。随着退火温度的增加,薄膜中 O 含量的增加将可能导致 $\text{Er}-\text{O}_6$ 八面体团簇的形成,使得光学活性的 Er^{3+} 离子的大量形成。另外,晶格完整性的增加将导致非辐射跃迁中心的减少也有利于发光强度的增加。1100 °C 退火所导致的发光强度下降,可能与 Zn_2SiO_4 相的大量形成有关。 Zn_2SiO_4 相的大量形成将降低 Er/Yb 掺杂 ZnO 相的比例,而过高的退火温度也可能导致 ZnO 相中 $\text{Er}-\text{O}_6$ 八面体团簇的破坏,使得 Er、Yb 氧化物进一步析出,光学活性的 Er^{3+} 离子浓度下降。

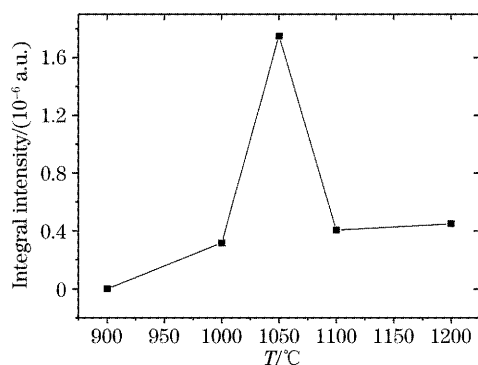


图 4 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜的光致发光强度随温度的变化
Fig. 4 Dependence of photoluminescence intensity of Er/Yb co-doped ZnO films on the annealing temperature

Komuro 等^[9]利用 X 射线吸收精细结构分析方法发现:在未退火 Er 掺杂 ZnO 薄膜中,Er 周围存在两种键长的 O 原子,即:5 个最近邻 O 原子($r_{\text{Er}-\text{O}} = 0.2217 \text{ nm}$)和 8 个次近邻原子($r_{\text{Er}-\text{O}} = 0.3457 \text{ nm}$)。在退火 Er 掺杂 ZnO 薄膜中,Er 周围的 O 原子呈八

面体结构分布。他们认为:未退火 Er 掺杂 ZnO 薄膜中的次近邻立方结构的 O 原子抑制 4f 层电子的跃迁,不能产生光致发光;而退火导致的 O 八面体结构(C_{4v} 对称性)是 Er 激活的主要原因。根据 X 射线衍射分析结果和发光光谱特征,我们认为:射频磁控溅射沉积的 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜中 Er、Yb 主要以二价离子形式存在,由于 Er、Yb 离子未被有效激活,从而不能获得 1540 nm 的光致发光。在高温退火($\geq 900 \text{ °C}$)后,由于薄膜中氧含量的增加以及 Zn—O 键弱于 Er—O 键^[15],使得 O 可以通过扩散使替位形式存在的二价 Er、Yb 离子有机会形成 $\text{Er}-\text{O}_6$ 八面体,从而被有效激活。由于 ZnO 属于简单晶格,所有 Zn 的位置空间对称性相同,属于同一等效点系。当 Er 占据 ZnO 晶体中 Zn 的替位位置时,溶解在薄膜中的所有 Er^{3+} 离子在晶格中处于具有相同对称性的等效位置。由于 Er 离子局域环境的一致性,致使光学激活后斯塔克能级分裂的相对位移较小,会导致各个发光峰变窄^[16],表现为明锐的多峰结构。

4 结 论

1) 高浓度 Er/Yb 共掺导致 ZnO 薄膜的晶粒细化及择优取向性消失。ZnO 晶粒随退火温度的增加而逐渐长大;退火温度达到 900 °C 时,Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜出现 Er^{3+} 、 Yb^{3+} 偏析;1000 °C 时,薄膜与基体发生界面反应;1200 °C 时,ZnO 完全转变为 Zn_2SiO_4 相。

2) 退火处理改变了 Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜的应力状态和薄膜中的 O/Zn 比例。未退火时,薄膜呈压应力状态;高温退火($\geq 800 \text{ °C}$)后,薄膜中氧含量明显增加,同时薄膜应力呈张应力状态。

3) 高于 900 °C 退火处理后,Er/Yb 共掺 ZnO 薄膜在 1540 nm 附近具有明显的光致发光,在退火温度为 1050 °C 时达到最大值;光致发光光谱呈现典型的晶体基质中 Er^{3+} 离子发光光谱所具有的明锐多峰结构特征。

致谢: 作者真诚感谢复旦大学光科学系徐雷教授及李毅刚博士在发光光谱测量方面提供的大力帮助。

参 考 文 献

- 1 G. N. van dan Hoven, R. J. I. M. Koper, A. Polman *et al.*. Net optical gain at 1.53 μm in Er-doped Al_2O_3 waveguides on silicon[J]. *Appl. Phys. Lett.*, 1996, **68**(14): 1886~1888

- 2 Jung H. Shin, G. N. van dan Hoven, A. Polman. Direct experimental evidence for trap-state mediated excitation of Er^{3+} in silicon[J]. *Appl. Phys. Lett.*, 1995, **67**(3): 377~379
- 3 Minoru Fujii, Masato Yoshida, Yoshihiko Kanazawa *et al.*. 1.54 μm photoluminescence of Er^{3+} doped into SiO_2 films containing Si nanocrystals; Evidence for energy transfer from Si nanocrystal [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 1997, **71**(9): 1198~1200
- 4 S. Lanzerstorfer, L. Palmeshofer, W. Jantsch *et al.*. On the environment of optically active Er in Si-electroluminescence devices[J]. *Appl. Phys. Lett.*, 1998, **72**(7): 809~811
- 5 Shuji Komuro, Tooru Katsumata, Takitaro Morikawa *et al.*. Time response of 1.54 μm emission from highly Er-doped nanocrystalline Si thin films prepared by laser ablation[J]. *Appl. Phys. Lett.*, 1999, **74**(3): 377~379
- 6 A. Polman. Erbium implanted thin film photonic material[J]. *J. Appl. Phys.*, 1997, **82**(1): 1~39
- 7 Shuji Komuro, Tooru Katsumata, Takitaro Morikawa *et al.*. 1.54 μm emission dynamics of erbium-doped zinc-oxide thin films [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2000, **76**(26): 3935~3937
- 8 Shuji Komuro, Tooru Katsumata, Takitaro Morikawa *et al.*. Highly erbium-doped zinc-oxide thin films prepared by laser ablation and its 1.54 μm emission dynamics [J]. *J. Appl. Phys.*, 2000, **88**(12): 7129~7136
- 9 Masashi Ishii, Shuji Komuro, Takitaro Morikawa *et al.*. Local structure analysis of an optically active center in Er-doped ZnO thin film[J]. *J. Appl. Phys.*, 2001, **89**(7): 3679~3684
- 10 T. Fukudome, A. Kaminaka, H. Isshiki *et al.*. Optical characterization of Er-implanted ZnO films formed by sol-gel method[J]. *Nucl. Instr. Methods B*, 2003, **206**: 287~290
- 11 X. T. Zhang, Y. C. Liu, J. G. Ma *et al.*. Room-temperature blue luminescence from ZnO:Er thin films[J]. *Thin Solid Films*, 2002, **413**: 257~261
- 12 Tan Na, Zhang Qingyu. Photoluminescence performance as a function of ytterbium doping concentration from Er/Yb co-doped Al_2O_3 films[J]. *Acta Optica Sinica*, 2005, **25**(2): 284~288 (in Chinese)
谭娜,张庆瑜. Yb掺杂对Er/Yb共掺 Al_2O_3 薄膜光致荧光性能的影响[J]. *光学学报*, 2005, **25**(2): 284~288
- 13 Y. G. Wang, S. P. Lau, H. W. Lee *et al.*. Comprehensive study of ZnO films prepared by filtered cathodic vacuum arc at room temperature[J]. *J. Appl. Phys.*, 2003, **94**(3): 1597~1604
- 14 U. Wahl, E. Rita, J. G. Correia *et al.*. Implantation site of rare earths in single-crystalline ZnO[J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2003, **82**(8): 1173~1175
- 15 Y. S. Tang, K. C. Heasman, W. P. Gillin *et al.*. Characteristics of rare-earth element erbium implanted in silicon [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 1989, **55**(5): 432~434
- 16 A. Jha, S. Shen, M. Naftaly. Structural origin of spectral broadening of 1.5- μm emission in Er^{3+} -doped tellurite glasses [J]. *Phys. Rev. (B)*, 2000, **62**(10): 6215~6227