

Zn_{1-x}Mg_xO 薄膜的光致发光特性研究*

方庆清† 王伟娜 周 军 王胜男 闫方亮 刘艳美 李 雁 吕庆荣

(安徽大学物理与材料科学学院, 光电信息获取与控制教育部重点实验室, 合肥 230039)

(2008 年 12 月 8 日收到, 2009 年 1 月 14 日收到修改稿)

采用脉冲激光沉积方法在单晶 Si(100) 衬底上制备出 *c* 轴取向的 Zn_{1-x}Mg_xO 单晶薄膜, 通过荧光光谱仪研究了薄膜的光致发光特性. 实验结果表明, Mg 含量增加, Zn_{1-x}Mg_xO 单晶薄膜的紫外发光峰蓝移, 发光峰强度减弱, 缺陷发光强度增强. 同时发现, 由于 Mg 的掺杂, 引入了一些束缚能较大的局域束缚态. 对于氧气氛下制备的样品, 实验发现紫外峰和绿光带发光峰同时增强, 但是 *R* 值减小, 紫外峰红移. 对绿光发光机理研究发现, 绿光发光带主要与锌空位、氧间隙(O_i)或锌位氧(O_{zn})等缺陷有关, 它是由多个缺陷发光峰组成, 各缺陷发光峰强度相对变化导致了绿光发光带的整体移动.

关键词: Zn_{1-x}Mg_xO 薄膜, 光致发光, 脉冲激光沉积

PACC: 7855, 7850, 7360F

1. 引 言

目前, 宽禁带半导体材料在短波长光学器件中得到了广泛的关注. 由于 ZnO 具有较大的禁带宽度(室温下 3.37 eV)和激子结合能(60 meV)而使其成为备受关注的材料之一. 为了改进 ZnO 的电学和光学性质往往对其进行掺杂, 例如: 掺 Co 的 ZnO 薄膜具有铁磁特性^[1], 可以用作自旋阀、自旋二极管等; 掺 Al, In 的 ZnO 薄膜导电性能好, 透过率高, 可以用作平面显示器和太阳电池的透明电极^[2]; 掺 Li, Mg 的 ZnO 薄膜具有很好的光电特性^[3,4], 现已广泛应用于光电开关等光学器件. Zn_{1-x}Mg_xO 薄膜作为一种新型的光电材料已经得到了广泛的关注, 通过改变 Mg 含量可以使禁带宽度在 3.37—7.8 eV 连续可调, 从而可以用于生产覆盖从蓝光到紫外光谱区域的半导体激光器, 带隙连续可调还可以用于 ZnO/Zn_{1-x}Mg_xO 半导体量子阱^[5]及超晶格^[6]等结构的势垒层. 因此, 对 Zn_{1-x}Mg_xO 薄膜的研究具有重要的意义. 目前, 人们对室温下 ZnO 薄膜紫外发光机理主要有以下两种观点: 一是由自由激子以及单光学声子和双光学声子辅助自由激子跃迁的贡献;

二是束缚在杂质和缺陷产生的局域态上激子的贡献. 对于绿光带的发光机理却存在着较大的争议. 之前我们已经研究了生产工艺对薄膜的结构及其形貌的影响. 为了进一步研究生产工艺对薄膜的光学性质的影响, 在本文中, 我们采用激光脉冲沉积(PLD)方法制备了高 *c* 轴择优取向的 Zn_{1-x}Mg_xO 薄膜, 研究了 Mg 含量、厚度、退火温度及氧气氛对薄膜的光致发光(PL)特性的影响.

2. 实 验

采用氧化物的制备方法, 将 ZnO, MgO 粉末(均为分析纯)按照一定的配比在 1050 °C 下烧结 12 h, 制备不同 Mg 含量的 Zn_{1-x}Mg_xO (*x* = 0.075, 0.15) 陶瓷靶. 采用 PLD 方法在 Si(100) 衬底上制备 Zn_{1-x}Mg_xO 薄膜, 衬底温度 *T_s* = 450 °C, 靶间距 *d* = 50 mm, 激光脉冲能量 *E_{pulse}* = 190 mJ, 激光频率 *f* = 4 Hz, 本底真空 *P* = 5 × 10⁻⁴ Pa, 沉积时间 *t* 为 30 和 40 min, 沉积氧压为 0 和 1.0 Pa. 为了研究退火对薄膜光学性质的影响, 将制备的薄膜在空气中退火, 退火温度为 600 °C. 采用荧光光谱仪对样品进行表征, 研

* 安徽省自然科学基金(批准号: 090414177)资助的课题.

† E-mail: physfangqq@126.com

究了制备工艺对薄膜光学性能的影响。

3. 结果及分析

3.1. Mg 含量对 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜荧光光谱的影响

图 1(a) 是不同 Mg 含量的 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜在室温下的 PL 谱。从图中可以看到 $ZnMg_{0.075}O$ 和 $ZnMg_{0.15}O$ 薄膜分别在 355.206 nm (3.49 eV) 和 338.693 nm (3.66 eV) 处出现强的紫外发光峰, 相对于纯氧化锌 (390 nm) 有明显的蓝移, 这说明随着薄膜中 Mg^{2+} 离子含量的增加, 合金的带隙逐渐展宽。大多数实验认为 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜的 PL 峰蓝移是因为 Mg 替代 Zn 进入 ZnO 晶格中, 引起了 ZnO 晶体的禁带宽度增大。理论计算表明^[7], Zn 4s 态决定导带底的位置, Mg 的替位掺杂造成 Zn 4s 态向高能端偏移, 从而导致 ZnO 晶体的禁带宽度增大。最近黄丹等^[8]采用第一性原理计算方法, 计算了 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 的电子结构, 计算结果也表明, Mg 的掺入使 ZnO 的电子结构发生较大的改变, 与 Mg 邻近的 O 原子得到电子的数目明显增大, 进而 O 原子返回部分电子给邻近 Zn 原子, Zn-O 间相互作用减弱, 禁带宽度变大。这也说明, 在我们所制备的样品中 Mg 有效地替代 Zn 进入 ZnO 晶格。

通常采用带边发射峰 (near band energy) 与深能级缺陷 (deep-level defect) 发光的强度之比 R 表征薄膜的结晶质量, R 值越大说明晶体缺陷越少, 结晶质量越好^[9]。从图 1(a) 中可以看出, 随着 Mg^{2+} 离子含量从 0.075 增加到 0.15, 紫外发光峰的强度减弱, 绿光带强度增强。这主要是由于 Mg 含量增加导致薄膜缺陷增多, 晶体质量变差所致。

对比图 1(a) 中的两个紫外发光峰可以看到, $ZnMg_{0.15}O$ 样品紫外峰明显是由几个峰叠加而成。我们利用洛伦兹拟合很好地将其分成 5 个紫外峰, 如图 1(b) 所示。我们认为 1 号峰是自由激子发射, 2 号和 3 号峰是束缚激子发射。但是 Hamby 等^[10]的实验结果表明 ZnO 晶体缺陷产生的局域态对激子的束缚能量在 10—20 meV 之间, 室温下很难观察到束缚激子发光。这可能是因为大量 Mg 的掺入导致更多不同种类缺陷的产生, 这些缺陷可能对激子具有更大的束缚能。根据公式^[11] $E_{Loc} = E_{FX} - E_{D^0X}$, 可以估算出 $ZnMg_{0.15}O$ 薄膜中激子的局域束缚能大约在 30—80 meV。3.66 eV 的 3 号紫外峰的低能端有两个

肩峰 4 和 5, 峰位分别是 3.60 和 3.54 eV, 3 个峰之间间距接近 60 meV, 与 LO 声子能相符合^[12,13]。据此, 我们认为 4 号、5 号紫外峰分别来源于单光学声子和双光学声子辅助束缚激子跃迁。

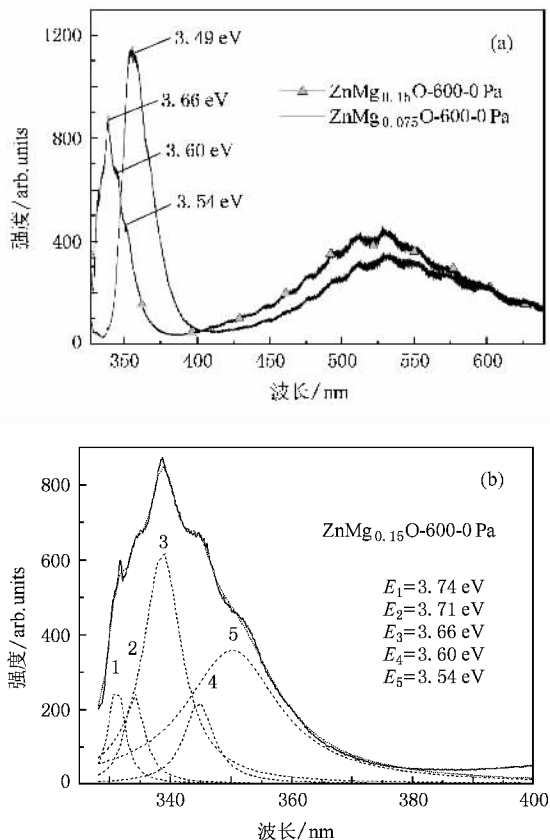


图 1 $ZnMg_xO$ 薄膜的室温 PL 谱和 $x = 0.15$ 时的 PL 谱洛伦兹拟合曲线 (a) 室温下 $ZnMg_xO$ 薄膜的 PL 谱 (b) $ZnMg_{0.15}O$ 薄膜 PL 谱洛伦兹拟合曲线

Chen 等^[14]根据他们的实验和理论计算得出, 六方相 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜带隙 E_g 同 Mg 含量 x 的关系如下:

$$E_g(Zn_{1-x}Mg_xO) = 3.32 + 2.00x \quad (0 \leq x \leq 0.33). \quad (1)$$

自由激子发光峰能量随温度的变化关系满足 Varshni 方程^[15]

$$E_g(T) = E_g(0) - \alpha T^2 / (T + \beta), \quad (2)$$

其中 $E_g(0)$ 是 0 K 时的跃迁能, T 是温度, α 和 β 是温度系数。由此可知, 激子发光峰的位置随着温度增加发生红移。由于温度相关的束缚能和其他一些因素的影响, ZnO 薄膜光学带隙 E_g 与室温下紫外 PL 峰能量 $E_g(PL)$ 近似满足下列关系:

$$E_g = E_g(PL) + 0.7 \text{ eV}. \quad (3)$$

由(1)和(3)式可以计算得到,对于 Mg 含量为 0.075 的靶材制备出的薄膜中 Mg 含量约为 12%, Mg 含量为 0.15 的靶材制备出的薄膜中 Mg 含量约为 24.5%。薄膜中 Mg 含量分别是靶材中 Mg 含量的 1.60 和 1.63 倍。这是因为在衬底温度为 450 °C 时, Zn 的饱和蒸气压比 Mg 大,更容易从衬底表面脱附。Ohtomo 等^[6]利用 PLD 方法制备 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜,衬底温度为 600 °C 时,薄膜中 Mg 含量约是靶材中 Mg 含量的 2.5 倍。这说明衬底温度越高,膜中 Mg 含量与靶中 Mg 含量偏离越大,这意味着可以通过改变衬底温度来调节薄膜中的 Mg 含量。

3.2. 厚度对 $Zn_{0.925}Mg_{0.075}O$ 薄膜荧光光谱的影响

图 2 是沉积时间分别为 30, 40 min 的 $ZnMg_{0.075}O$ 薄膜的室温 PL 谱,从图中可以看到两个样品均有较强的紫外发射峰,在 520 nm 附近有一个非常微弱的绿光发光带。 $ZnMg_{0.075}O$ -40 样品的紫外发光峰明显高于 $ZnMg_{0.075}O$ -30 样品的紫外发光峰,从右上角的内插图中可以看出, $ZnMg_{0.075}O$ -40 样品的绿光发光带峰强略低于 $ZnMg_{0.075}O$ -30 样品。 $ZnMg_{0.075}O$ -40 样品带边发射与深能级发射强度之比 $R = 27 : 1$, $ZnMg_{0.075}O$ -30 样品的 R 值为 $14 : 1$ 。这说明沉积时间为 40 min 样品的发光性能明显优于 30 min 的样品,这与我们之前的 X 射线衍射测试结果^[17]较为一致。另外,从图 3 可以看出, $ZnMg_{0.075}O$ -30 样品相对于 $ZnMg_{0.075}O$ -40 样品紫外发光峰蓝移 2.5 nm。我们认为,较薄的薄膜受衬底影响较大,故 $ZnMg_{0.075}O$ -30 样品由衬底不匹配带来的张应力较大^[17],较大的张应力引起晶格常数增加,从而导致禁带宽度增大,紫外发光峰蓝移。

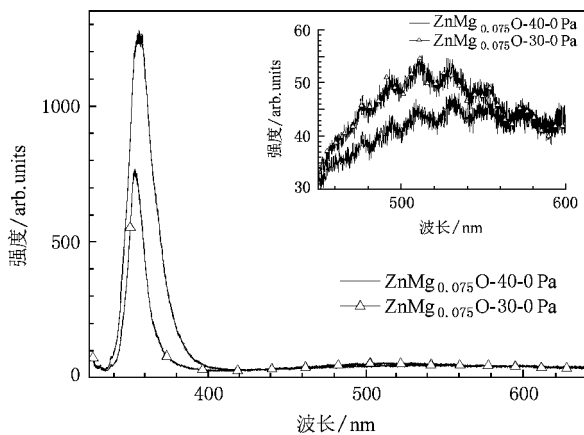


图 2 不同厚度 $ZnMg_{0.075}O$ 薄膜的室温 PL 谱

3.3. 退火和氧气氛对 $Zn_{0.925}Mg_{0.075}O$ 薄膜荧光光谱的影响

为了进一步研究退火和氧气氛对 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜光学性质的影响,我们对 $ZnMg_{0.075}O$ 薄膜在不同退火条件下的三个样品进行了 PL 分析,样品 A、样品 B 和样品 C 分别为高真空生长的后退火样品、高真空生长的未退火样品和 1 Pa 氧压下生长未退火样品,如图 3 所示。从图 3 可以看出,样品 A 相对于样品 B 紫外峰强度减小,绿光发光带强度增强。这是因为退火导致薄膜表面 Zn 挥发, O 元素吸附,晶体缺陷浓度增加,增强了由缺陷引起的绿光带发射强度。仔细观察样品 A 和样品 B 的紫外发光峰峰位,可以发现退火之后紫外发光峰蓝移。我们认为,这是由于薄膜表面 Zn 挥发导致 Mg 在薄膜中相对含量增加所致。样品 C 相对于样品 B,紫外发光峰的半高宽减小,紫外发光峰和绿光带发射强度都有所增加,但是 R 值减小。大多数研究认为近紫外发光来源于近带边激子跃迁,对绿光带的发光机理则有不同的观点,分歧主要集中在氧缺陷上。其中一部分研究人员认为是由氧空位(V_O)缺陷引起的^[18,19]。从我们的实验结果可以发现,样品 A 和样品 C 绿光带发射强度比高真空下制备的样品 B 要强很多。600 °C 退火可以导致 Zn 挥发, O 吸附,富氧条件下生长的样品也应比高真空下生长的样品的氧空位缺陷少。结合我们的 PL 谱结果,我们认为绿光发光带与氧空位缺陷关系不大,主要与锌空位、锌位氧(O_{Zn})或氧间隙(O_i)等缺陷有关,下面将进行详细的讨论。

研究样品 B 和样品 C 的紫外峰峰位移动情况,可以发现样品 B 相对样品 C 紫外发光峰蓝移 5.6

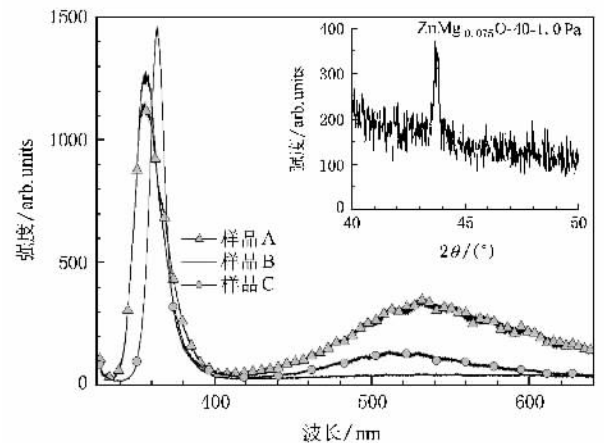


图 3 不同制备条件下 $ZnMg_{0.075}O$ 薄膜室温 PL 谱

nm. 样品 C 是在富氧下制备的, 沉积到薄膜中的 Mg 元素容易与 O 结合形成 MgO. 图 3 中的内插图为 $ZnMg_{0.075}O-1$ Pa 样品的 XRD 图, 可以明显地看到 MgO 的 (200) 峰. 由于 Mg 元素形成 MgO 必然导致进入 ZnO 六方晶格中的 Mg 含量降低, 因此样品 B 中进入六方晶格中的 Mg 相对含量高于样品 C, 从而导致紫外发光峰蓝移.

3.4. 绿光带峰位研究

关于绿光带的发光机制, 目前还存在不少争议. 大多数认为绿光峰是由氧缺陷引起的. 孙成伟等^[12]观察到 470 和 510 nm 蓝绿光发射和李晖等^[20]观察到 550 nm 黄绿光发射, 认为是由氧缺陷引起的; Cheng 等^[21]研究了 486 nm 蓝光峰和 Lin 等^[18]观察到的 2.38 eV 绿光发射, 认为由氧空位引起; 徐自强等^[22]观察到 500 nm 的绿光峰, 认为由氧空位缺陷和 Zn 填隙缺陷引起; 林红等^[23]观察到 570 nm 的发光峰, 认为该发光峰来自晶粒间界的缺陷能级; 520 nm 的绿光峰来自氧空位到 Zn 空位之间的跃迁; 边继明等^[24]观察到 470, 486, 544, 613 nm 的发光峰, 认为蓝绿光带是多峰叠加的结果.

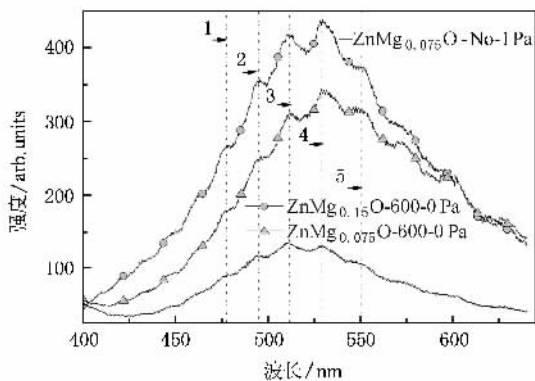


图 4 室温下 $ZnMg_xO$ 的绿光发光带

Shi 等^[25]在不同温度下测量了 ZnO 绿光发光谱, 发现在 100 K 温度以下, 绿光发光带是由能量相差 30 meV 的两套等间距的发光峰组成, 每套内两个相邻发光峰间距为 71 meV. 我们在室温下观察到类似的结果, 图 4 是室温下 $ZnMg_xO$ 薄膜的绿光发光谱. 我们发现每个绿光发光带都是由多个缺陷发光峰组成. 比较图 4 中三个不同样品的光谱曲线, 发现组成其绿光带的子峰的峰位基本相同. 我们知道, ZnO 薄膜中的缺陷主要有锌间隙 (Zn_i)、锌空位、氧间隙 (O_i)、氧空位以及锌位氧 (O_{Zn}) 等类型. 根据 Xu

等^[26]计算, Zn_i 大约在导带底 0.46 eV 处产生一个浅施主能级, 锌空位在价带顶 0.3 eV 处产生一个浅受主能级, O_{Zn} 在导带底 2.38 eV 处产生一受主能级, O_i 在导带底 2.28 eV 处产生一个受主能级. 477.612 nm (2.60 eV) 的 1 号发光峰与电子从锌间隙能级到锌空位能级之间跃迁 (对应能量为 2.60 eV) 较为符合; 529.351 nm (2.34 eV) 的 4 号发光峰与导带底到 O_{Zn} 的能级之间的跃迁 (2.38 eV) 较为接近, 而 550.549 nm (2.25 eV) 的 5 号发光峰与导带底到 O_i 能级之间的跃迁 (2.28 eV) 较为接近. 我们根据上面的计算结果并结合图 3 和图 4, 重点研究了制备工艺对 4 号发光峰强度的影响, 发现样品 $ZnMg_{0.075}O-No-1$ Pa 和 $ZnMg_{0.075}O-600-0$ Pa 相对于图 3 的样品 B, 4 号发光峰强度明显增加. 我们认为, 氧气氛有利于增加 O_{Zn} 缺陷. 同时, 600 °C 高温退火可以导致 Zn 挥发, O 吸附, 也有利于增加 O_{Zn} 缺陷, 从而引起电子从导带底到 O_{Zn} 的能级之间的跃迁增强, 使得 4 号发光峰强度明显增加. 同时, 我们发现随着 Mg 含量增加 4 号发光峰强度也增加. 根据上面的分析, 我们认为 Mg 含量的增加, 增强了 O_{Zn} 缺陷. 赵子文等^[27]利用 PLD 方法制备 ZnO 薄膜, 发现衬底温度低于 550 °C, 随着衬底温度的升高, 深能级发射峰 (即绿光带峰位) 从 2.38 eV 蓝移至 2.5 eV, 至于峰位移动的原因还不清楚. 在我们的实验中, 发现样品 $ZnMg_{0.075}O-No-1$ Pa 的 3 号峰比 4 号峰强, 样品 $ZnMg_{0.075}O-600-0$ Pa 的 3 号峰比 4 号峰弱, 从而表现为深能级发射峰整体蓝移, 实际上是各缺陷发光峰之间相对强度变化的结果. 这可能是由导致这些缺陷发光的各缺陷之间相对浓度发生改变引起的. 因此, 根据实验结果, 我们认为各缺陷发光峰的峰位由两个能级之间的能级差决定, 每种缺陷都有其对应的缺陷能级, 缺陷种类决定了子发光峰的位置和个数, 缺陷浓度决定了子发光峰的强度.

4. 结 论

我们采用 PLD 方法制备了 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜并采用荧光光谱仪研究了薄膜的发光特性. 研究表明, Mg 含量增加, 紫外发光峰蓝移, 发光峰强度减弱, 缺陷发光强度增强. 同时发现, 由于 Mg 的掺杂引入了一些束缚能较大的局域束缚态. 沉积时间为 30 min 的薄膜紫外发光峰强度比沉积时间为 40 min 的薄

膜发光峰强度小得多,而且紫外峰蓝移 2.5 nm. 通过退火发现,退火之后样品的紫外峰强度减弱,绿光带增强,紫外峰略有蓝移. 氧气氛下制备的样品的紫外峰和绿光带发光峰同时增强,但是 R 值减小,紫外峰红移. 我们认为这是由于富氧条件下 Mg 容易与氧气结合形成 MgO , 造成 Mg 掺入量下降. 深入分析薄膜的 PL 谱,我们认为紫外发射峰的不对称展

宽是自由激子和束缚激子发射叠加的结果;绿光发光带主要与锌空位、氧间隙(O_i)或锌位氧(O_{zn})等缺陷有关,而与氧空位缺陷关系不大. 同时发现,绿光发光带是由多个特定的缺陷发光峰组成,对于不同样品各缺陷发光峰的峰位相同,只是强度有所改变. 绿光发光带宏观上表现出的整体移动,实际上是各缺陷发光峰之间相对强度变化的结果.

- [1] Xu Q Y ,Hartmann L ,Zhou S Q ,Mcklich A ,Helm M ,Biehne G ,Hochmuth H ,Lorenz M ,Grundmann M ,Schmidt H 2008 *Phys. Rev. Lett.* **101** 076601
- [2] Kamalasanan M N ,Chandra S 1996 *Thin Solid Films* **288** 112
- [3] Wang X S ,Wu Z C ,Webb J F ,Liu Z G 2003 *Appl. Phys. A* **77** 561
- [4] Zhuang L ,Wong K H 2008 *Thin Solid Films* **516** 5607
- [5] Ohtomo A ,Kawasaki M 1999 *Appl. Phys. Lett.* **75** 980
- [6] Makino T ,Chia C H ,Tuan N T ,Sun H D ,Segawa Y 2000 *Appl. Phys. Lett.* **77** 975
- [7] Jin X L ,Lou S X ,Kong D G ,Li Y C ,Du Z L 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 4809 (in Chinese) [靳锡联、娄世云、孔德国、李蕴才、杜祖亮 2006 物理学报 **55** 4809]
- [8] Huang D ,Shao Y Z ,Chen D H ,Guo J ,Li G X 2008 *Acta Phys. Sin.* **57** 1078 (in Chinese) [黄 丹、邵元智、陈弟虎、郭 进、黎光旭 2008 物理学报 **57** 1078]
- [9] Li Z J ,Shen W Z ,Xue S W ,Zu X T 2008 *Colloids Surface A* **320** 156
- [10] Hamby D W ,Lucca D A ,Klopfstein M J 2003 *J. Appl. Phys.* **93** 3214
- [11] Liu Y M ,Fang Q Q ,Wu M Z ,Li Y ,Lü Q R ,Zhou J ,Wang B M 2007 *J. Phys. D* **40** 4592
- [12] Sun C W ,Liu Z W ,Zhang Q Y 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 430 (in Chinese) [孙成伟、刘志文、张庆瑜 2006 物理学报 **55** 430]
- [13] Bethke S ,Pan H ,Wessels B W 1988 *Appl. Phys. Lett.* **52** 138
- [14] Chen J ,Shen W Z ,Chen N B ,Qiu D J ,Wu H Z 2003 *J. Phys. Condens. Matter* **15** L475
- [15] Özgür Ü ,Alivov Y I ,Liu C ,Teke A ,Reshchikov M A ,Doğan S ,Avrutin V ,Cho S J ,Morkoç H 2005 *J. Appl. Phys.* **98** 041301
- [16] Ohtomo A ,Kawasaki M ,Koida T ,Masubuchi K ,Koinuma H 1998 *Appl. Phys. Lett.* **72** 2466
- [17] Wang W N ,Fang Q Q ,Zhou J ,Wang S N ,Yan F L ,Liu Y M ,Li Y ,Lü Q R 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 3460 (in Chinese) [王伟娜、方庆清、周 军、王胜男、闫方亮、刘艳美、李 雁、吕庆荣 2009 物理学报 **58** 3460]
- [18] Lin B X ,Fu Z X 2001 *Appl. Phys. Lett.* **79** 943
- [19] Vanheusden K ,Seager C H ,Warren W L ,Tallant D R ,Voigt J A 1996 *Appl. Phys. Lett.* **68** 403
- [20] Li H ,Xie E Q ,Zhang H L ,Pan X J ,Zhang Y Z 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 3584 (in Chinese) [李 晖、谢二庆、张洪亮、潘孝军、张永哲 2007 物理学报 **56** 3584]
- [21] Cheng W D ,Wu P ,Zou X Q ,Xiao T 2006 *J. Appl. Phys.* **100** 054311
- [22] Xu Z Q ,Deng H ,Xie J ,Li Y ,Chen H ,Zu X T ,Xue S W 2006 *High Power Laser Part. Beams* **18** 169 (in Chinese) [徐自强、邓 宏、谢 娟、李 燕、陈 航、祖小涛、薛书文 2006 强激光与粒子束 **18** 169]
- [23] Lin H ,Dong M Y 2006 *Chin. J. Spectrosc. Lab.* **23** 349 (in Chinese) [林 红、董名友 2006 光谱实验室 **23** 349]
- [24] Bian J M ,Du G T ,Hu L Z ,Li X M ,Zhao J L 2006 *Chin. J. Lumin.* **27** 958 (in Chinese) [边继明、杜国同、胡礼中、李效民、赵俊亮 2006 发光学报 **27** 958]
- [25] Shi S L ,Li G Q ,Xu S J ,Zhao Y ,Chen G H 2006 *J. Phys. Chem. B* **110** 10457
- [26] Xu P S ,Sun Y M ,Shi C S ,Xu F Q 2001 *Sci. China A* **44** 1174
- [27] Zhao Z W ,Hu L Z ,Zhang H Q ,Sun J C ,Liu W F ,Luo Y M ,Huo B Z 2007 *J. Synth. Cryst.* **36** 129 (in Chinese) [赵子文、胡礼中、张贺秋、孙景昌、刘维峰、骆英民、霍炳至 2007 人工晶体学报 **36** 129]

Photoluminescence characteristics of $Zn_{1-x}Mg_xO$ films^{*}

Fang Qing-Qing[†] Wang Wei-Na Zhou Jun Wang Sheng-Nan Yan Fang-Liang Liu Yan-Mei Li Yan Lü Qing-Rong

(Key Laboratory of Opto-electronic Information Acquisition of Ministry of Education , School of Physics and Material Science ,

Anhui University ,Hefei 230039 ,China)

(Received 8 December 2008 ; revised manuscript received 14 January 2009)

Abstract

Single-crystalline $Zn_{1-x}Mg_xO$ thin films with c -axis orientation have been deposited on $Sr(100)$ substrates by pulsed laser deposition. The photoluminescence characteristics of the films are studied by fluorescence spectrometer. The results show that the ultraviolet emission peak has a blue shift and the intensity weakens with the increasing content of Mg. At the same time, the intensity of defect emission increases with increasing content of Mg. Some local bound states were introduced by Mg-doping. For the samples grown in oxygen atmosphere, the results show that both the ultraviolet emission peak and green emission peak are enhanced, but the value of R reduced and the ultraviolet emission peak has a red shift. The study of green-emitting mechanism indicated that the green emission band mainly depends on zinc vacancy, substitutional O on the zinc site (O_{Zn}) and interstitial oxygen vacancies (O_i). Green emission band is composed of many defect-peaks and its movement as a whole mobile is due to the change of relative intensities of individual defect-peaks.

Keywords : $Zn_{1-x}Mg_xO$ films , photoluminescence , pulsed laser deposition

PACC : 7855 , 7850 , 7360F

^{*} Project supported by the Natural Science Foundation of Anhui Province , China (Grant No. 090414177).

[†] E-mail : physfangqq@126.com