

氧化锌/硅纳米孔柱阵列的结构和光致发光特性研究^{*}

姚志涛 孙新瑞 许海军 姜卫粉 肖顺华 李新建[†]

(郑州大学物理系, 材料物理教育部重点实验室, 郑州 450052)

(2007 年 1 月 8 日收到, 2007 年 3 月 23 日收到修改稿)

以硅纳米孔柱阵列(Si-NPA)为衬底、用化学气相沉积法制备了具有规则阵列结构特征的 ZnO/Si-NPA 纳米复合体系, 并对其结构和光致发光性质进行了表征. 实验结果显示, 组成 ZnO/Si-NPA 表面阵列的每个柱子均呈现层壳结构. 不同于衬底 Si-NPA 的红光和蓝光发射, ZnO/Si-NPA 在紫外光区和蓝绿光区呈现出两个强的宽发光峰. 分析表明, 紫外光发射应归因于 ZnO 晶体的带边激子跃迁, 而蓝绿光发射则来自于 ZnO 晶体本征缺陷所形成的两类深能级复合中心上载流子的辐射跃迁.

关键词: 硅纳米孔柱阵列(Si-NPA), ZnO/Si-NPA, 光致发光

PACC: 7855E, 6146

1. 引 言

宽带隙化合物半导体 ZnO(室温, ~ 3.3 eV)具有电子漂移饱和速率高($\sim 3 \times 10^7$ cm/s)、激子束缚能大(~ 60 meV)和化学稳定性好等特点, 因此在发光二极管(LED)、蓝紫光激光器、声表面波器件(SAW)以及透明电极等方面都有很好的应用价值^[1-4]. Yang 等^[2]在蓝宝石衬底上生长出图案化的 ZnO 纳米线阵列并籍此实现了光抽运激光发射; Kawasaki 等^[5, 6]利用外延生长技术实现了 ZnO 的 p 型掺杂并制备出紫光发射和蓝光发射的 p-i-n 同质结发光二极管. 在上述应用中, 为获得较高的器件发光效率和输出功率, 通常要求 ZnO 与衬底材料之间具有较高的晶格匹配度. 从这个角度讲, 单晶 GaN, 6H-SiC, ScAlMgO₄ 都是比较理想的衬底材料, 它们与 ZnO 的晶格失配度都较小, 但缺点是难以实现大面积制备^[7]. 虽然以单晶硅为衬底生长 ZnO 在器件集成方面具有技术优势^[8, 9], 但是 ZnO 与单晶硅之间高达 40.1% 的晶格失配和较大的热膨胀系数差, 在 ZnO 的生长过程中会造成很大的界面应力, 从而很难制备出高质量的 ZnO 薄膜或具有良好取向的 ZnO 纳米线阵列^[10, 11]. 为解决上述问题, 目前主要采取两类方法. 一是在单晶硅表面预沉积一层缓冲材料,

如 SiC^[12], GaN^[13]等, 然后生长 ZnO 薄膜. 由于所选择的缓冲材料的晶格常数介于单晶硅和 ZnO 之间, 相邻材料间的晶格失配度都相对较小, 因此有利于制备高质量的 ZnO 薄膜. 但该方法存在一个问题, 即过渡层的引入往往会导致在界面处形成一定的杂质相并有可能影响器件性能. 二是对单晶硅表面进行预处理, 如通过电化学腐蚀获得硅多孔层等, 然后在多孔层上进行 ZnO 的沉积^[14]. 衬底表面的多孔层可有效释放晶格失配所带来的界面应力, 从而有助于改善薄膜的沉积质量并提高薄膜与衬底间的接触性能. 在此前的研究中^[15], 我们制备了一种新的硅微米/纳米结构复合体系——硅纳米孔柱阵列(Si-NPA), 并对其结构和光致发光特性进行了表征. 研究表明, Si-NPA 具有规则的阵列结构和表面活性, 因此在通过沉积技术或自组装技术制备复合纳米体系时有望成为理想的衬底或模板. 本文报道, 以 Si-NPA 为衬底采用化学气相沉积(CVD)技术, 制备了一种具有层壳结构的 ZnO/Si-NPA 柱状阵列并对其进行表面形貌、结构和光致发光特性进行了表征. 在此基础上, 讨论了 ZnO/Si-NPA 的光致发光机理.

2. 实 验

Si-NPA 衬底通过水热腐蚀(111)取向、电阻率为

^{*} 国家自然科学基金(批准号: 30574112)资助的课题.

[†] 通讯联系人. E-mail: lixj@zzu.edu.cn

0.015 $\Omega \cdot \text{cm}$ 的 p 型单晶硅片制备. 水热腐蚀液为 HF 酸和 $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3$ 的混合溶液, 二者的摩尔浓度分别为 11.4 mol/L 和 0.04 mol/L, 详细的制备过程见文献 [15]. ZnO 薄膜通过 CVD 方法制备, 蒸发源为经过充分研磨和均匀混合的分析纯级 ZnO 和石墨粉末. 首先, 将新鲜制备的 Si-NPA 衬底放在蒸发源下端, 其位置距离蒸发源 $\sim 4.5 \text{ cm}$; 同时, 在蒸发源的上端放置少量的水以提供生成 ZnO 所需的氧原子. 升温前, 先将高纯氮气通入炉子 30 min 以排除生长室内的空气, 然后将气体流量设置为 $25 \text{ cm}^3/\text{min}$, 炉温升高至 $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ 进行 ZnO 的 CVD 生长 10 min, 即可得到表面颜色呈灰白色的 $\text{ZnO}/\text{Si-NPA}$. 为研究 $\text{ZnO}/\text{Si-NPA}$ 的发光机理, 实验中还对如此制备的 $\text{ZnO}/\text{Si-NPA}$ 样品分别进行了不同温度下的 H_2 气氛和 O_2 气氛中退火处理, 气体流量分别设置为 $10 \text{ cm}^3/\text{min}$ 和 $80 \text{ cm}^3/\text{min}$. 每种气氛下的退火均选取 550, 650 和 $750 \text{ }^\circ\text{C}$ 三个温度, 退火时间 20 min. 为保证 H_2 气氛和 O_2 气氛退火处理样品之间的可比性, 在同一温度下退火的两个样品由同一个大小为 $2 \text{ cm} \times 1 \text{ cm}$ 的 $\text{ZnO}/\text{Si-NPA}$ 样品切割而成, 几何尺寸均为 $1 \text{ cm} \times 1 \text{ cm}$. 样品的结构和表面形貌通过 X 射线衍射仪 (XRD)、场发射扫描电子显微镜 (FESEM)、透射电子显微镜 (TEM) 和高分辨 TEM (HRTEM) 进行表征. 样品的光致发光谱 (PL) 和光致发光激发谱 (PLE) 用 SPEX F212 型紫外-可见荧光光谱仪测试.

3. 结果和讨论

图 1 是 Si-NPA 衬底和 $\text{ZnO}/\text{Si-NPA}$ 的 XRD 衍射谱. 对比 ZnO 的特征衍射谱, 可以确定 Si-NPA 经过 CVD 过程后, 在其表面沉积了具有纤锌矿结构的 ZnO 晶体. 需要注意的是, $\text{ZnO}/\text{Si-NPA}$ 的衍射谱中同时出现了对应于不同 ZnO 晶面的多个特征衍射峰, 说明 ZnO 在 Si-NPA 上的生长具有多种取向. 根据此前的研究 [15], Si-NPA 具有三重层次结构, 即微米尺度的硅柱组成的规则阵列结构、硅柱的纳米多孔结构以及组成孔壁的硅纳米晶粒. 这种表面形貌和几何结构特征, 有可能是造成 ZnO 多取向生长的主要原因. 通过 FESEM 得到的 $\text{ZnO}/\text{Si-NPA}$ 的表面形貌如图 2 所示. 可以看出, $\text{ZnO}/\text{Si-NPA}$ 保持了 Si-NPA 的基本表面形貌特征: 即大面积、均匀排布的柱状阵列 (图 2(a)). 这显示出 Si-NPA 衬底的表面阵列结构在 ZnO 的生长过程中起着模板作用. 简单统

计表明, 柱子的面密度 $\sim 2 \times 10^7 \text{ cm}^{-2}$. 图 2(b) 给出了 $\text{ZnO}/\text{Si-NPA}$ 的剖面结构. 测量表明, 组成阵列的柱子高度为 $\sim 3.5 \mu\text{m}$, 呈钝圆锥状. 从图 2(b) 插图所给出的高倍数电镜照片发现, 柱子具有明显的层壳结构: 外层为 ZnO 壳层, 内芯为硅柱. ZnO 对硅柱的包裹层厚度从上到下逐渐减小. 柱顶 $\sim 1 \mu\text{m}$, 而在柱子的根部仅 $\sim 65 \text{ nm}$. 将 $\text{ZnO}/\text{Si-NPA}$ 样品的表层小心解理下来, 利用 TEM 可以对沉积 ZnO 的微结构做进一步的表征. 图 3(a) 中的插图是解理下来的、形貌保持比较完整的 $\text{ZnO}/\text{Si-NPA}$ 柱子的 TEM 照片. 将柱子的顶端在更高的放大倍数进行观察 (图 3(a) 中箭头所示位置), 可以清晰看到壳层中的 ZnO 纳米颗粒. 通过对多个类似于图 3(a) 所示区域电镜照片的统计分析, ZnO 颗粒的平均粒径 $\sim 55 \text{ nm}$, 最小粒径 $\sim 10 \text{ nm}$. 结合 Si-NPA 中硅柱表面的多孔性 [15] 和 ZnO 的气相沉积过程, 有理由认为, 至少在硅柱表层的纳米孔 (平均孔径 $\sim 40 \text{ nm}$) 内应该同样沉积有 ZnO 纳米颗粒, 这将有助于提高 Si-NPA 与 ZnO 的接触性能. 图 3(b) 给出了针对图 3(a) 中单个 ZnO 颗粒所得到的 HRTEM 照片, 证明图 3(a) 中观察到的 ZnO 颗粒为 ZnO 纳米晶. 因此, 通过 CVD 技术沉积在 Si-NPA 衬底上的 ZnO 层壳是一种由 ZnO 纳米晶组成的纳米结构薄膜.

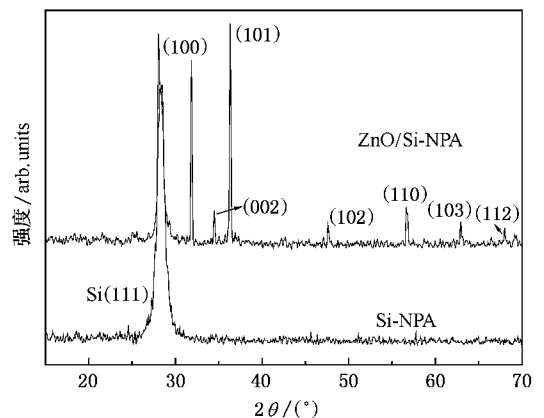


图 1 Si-NPA 衬底和 $\text{ZnO}/\text{Si-NPA}$ 样品的 XRD 衍射谱

图 4 给出了室温下 $\text{ZnO}/\text{Si-NPA}$ 的 PL 谱和 PLE 谱的测试结果. 在波长为 340 nm 的紫外光激发下, 衬底 Si-NPA 和 $\text{ZnO}/\text{Si-NPA}$ 的 PL 谱如图 4(a) 所示. 可以看出, 在 ZnO 沉积前衬底 Si-NPA 具有红光、蓝光两个发光峰, 其峰位分别位于 $\sim 630 \text{ nm}$ 和 $\sim 425 \text{ nm}$. 而在 ZnO 沉积后 $\text{ZnO}/\text{Si-NPA}$ 的 PL 谱中, 衬底的红光、蓝光两个发光峰均已不能被观察到, 取而代之的是在紫外光区和蓝绿光区出现了两个很强的新发光

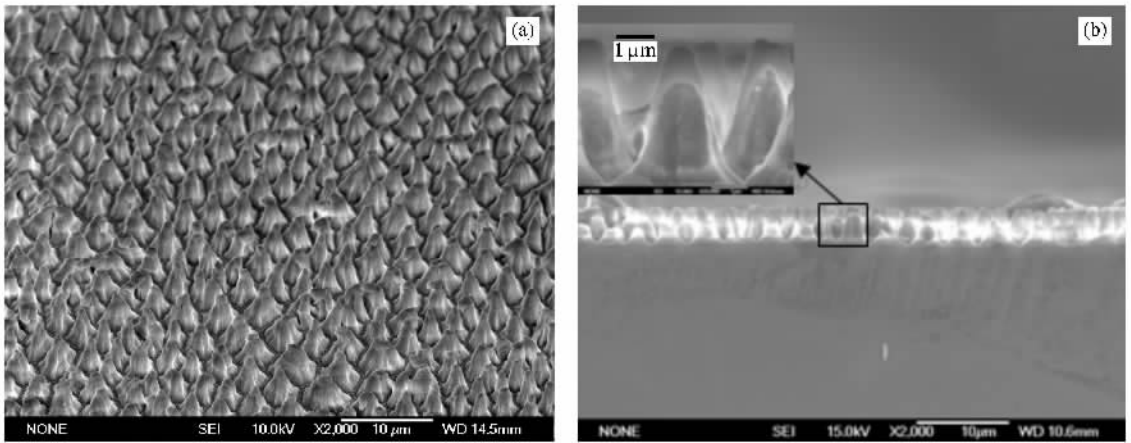


图2 通过 FESEM 得到的 ZnO/Si-NPA 样品的表面形貌 (a) 样品倾斜 40° (b) 剖面图, 其中插图为组成阵列的单个柱子的剖面结构

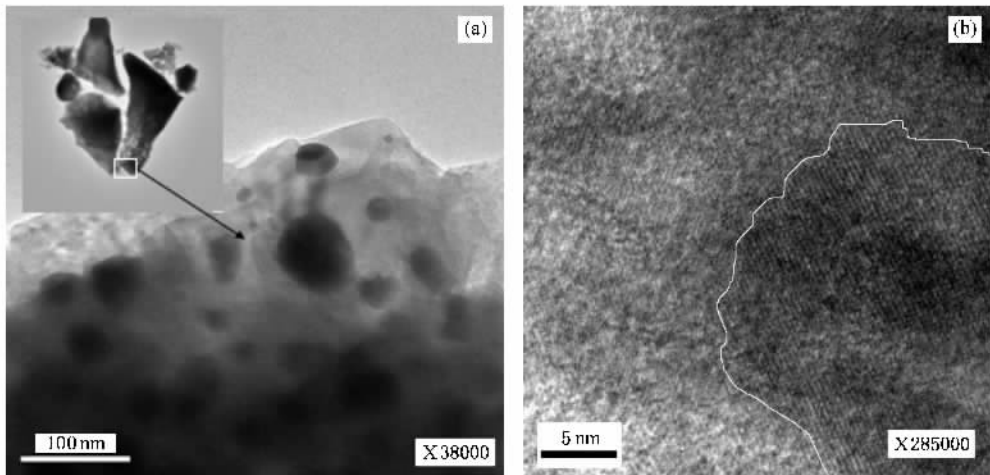


图3 ZnO/Si-NPA 样品表面解理下来柱子的 TEM 形貌 (a) 插图) 柱子顶端的 TEM 形貌 (a) ZnO 颗粒的 HRTEM 图像 (b)

峰. 新发光峰的峰位分别位于 383 和 500 nm, 半高宽 (FWHM) 分别 ~ 21.4 nm (~ 176.8 meV) 和 ~ 87.5 nm (400 meV) (经高斯拟合后的数据), 两个发光峰峰位的相对强度比 ~ 2.5 , 蓝绿光峰更强. 该结果表明, 经过 ZnO 的 CVD 沉积过程后, Si-NPA 衬底原有的发光已经消失或者其强度大大降低. 其可能的原因有两个: 一是在进行 ZnO 沉积时, 高温过程所造成的衬底发光衰减; 二是 ZnO 薄膜对紫外光的强烈吸收特性导致了衬底激发强度大为减弱. 根据已有的对 ZnO 的研究结果分析^[16,17], 在 ZnO/Si-NPA 的两个发光峰中, 位于 383 nm 的紫外光发射应归因于 ZnO 晶体的带边激子跃迁, 即导带上自由电子和价带上自由空穴发生辐射复合的过程. 而峰位位于 500 nm 的强发光峰, 跨越了蓝、绿、黄三个可见

光波段, 展现出很好的荧光性能. 为分析其发光机理, 我们测量了发光波长为 500 nm 时样品的 PLE 谱, 结果如图 4 (b) 中插图所示. 分析表明, 对于 500 nm 的发射波长, 其激发峰的峰位位于 374 nm, 而起始激发波长 ~ 390 nm, 接近于块体 ZnO 晶体的带边. 由此可以推断, ZnO/Si-NPA 可见光发射的最佳激发来自于 ZnO 晶体的本征光吸收. 可以推断, 在此过程中, 光子激发使得价带电子跃迁到导带并形成电子-空穴对, 而样品的可见光发射则开始于价带电子的带边跃迁. 为进一步澄清 ZnO/Si-NPA 的光致发光过程, 我们选择处于 374—390 nm 之间的 380 nm 的紫外光为激发光, 测量了 ZnO/Si-NPA 的 PL 谱, 结果在图 4 (b) 中给出. 对比激发波长为 340 nm (图 4 (a)), 以 380 nm 作为激发波长测得 PL 谱的峰形状

出现了变化,即在峰的长波方向出现带尾,从而导致 PL 峰具有明显的不对称性. 高斯拟合表明,实验所测得的 PL 峰可以很好地通过两个发光峰的叠加得到,即峰位位于 494 nm,FWHM 为 62.2 nm 的蓝绿光发光峰和峰位位于 536.2 nm,FWHM 为 108 nm 的绿光发光峰. 而拟合得到的两个发光峰,则可能源于两种不同的受激辐射过程.

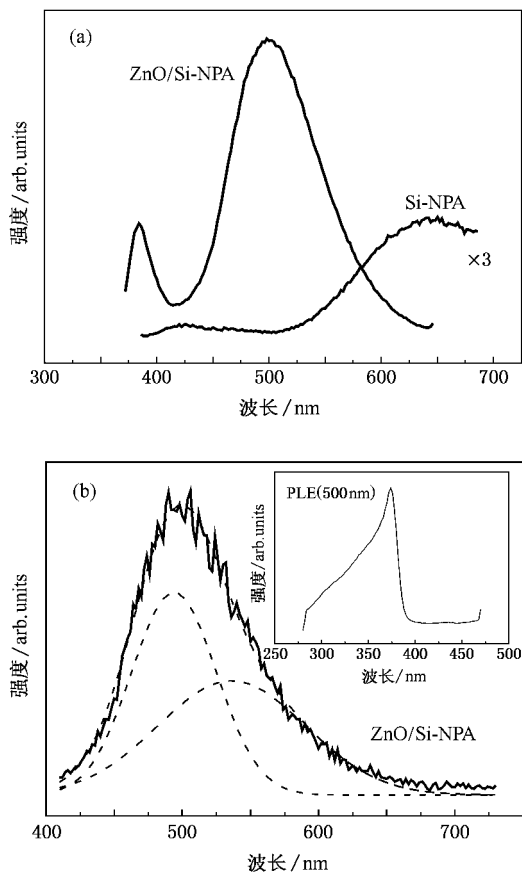


图4 (a)在 340 nm 紫外光激发下 Si-NPA 和 ZnO/Si-NPA 的 PL 谱 (b)在 380 nm 紫外光激发下 ZnO/Si-NPA 的 PL 谱以及其高斯解谱结果(插图为发光波长 500 nm 时样品的 PLE 谱)

根据 Kasai 等人的研究结果^[18,49],ZnO 在可见区的发光主要来自于禁带中的深能级辐射复合中心,而这些深能级辐射复合中心则与 ZnO 晶体中的本征缺陷密切相关. 对比研究 ZnO/Si-NPA 在不同气氛下进行退火处理后其 PL 谱的变化规律,将有助于澄清其光致发光的机理. 为此,我们在 H_2 , O_2 两种气氛下分别对样品进行了退火处理,退火温度均设置为 550, 650 和 750 $^{\circ}C$. 图 5 给出了在 380 nm 的紫外光激发下,退火样品的 PL 谱以及其相应的高斯拟合解谱结果. 样品经过不同气氛、不同温度退火后,其 PL 谱的变化规律可以总结如下: 1) H_2 气氛

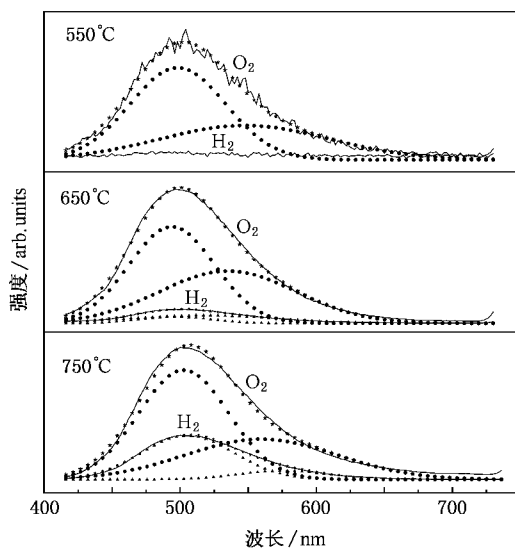


图5 在波长为 380 nm 的紫外光激发下,不同气氛、不同温度退火的 ZnO/Si-NPA 样品的 PL 谱以及其相应的高斯解谱曲线

退火均导致发光强度的明显降低,即蓝绿光和绿光发射同时受到一定程度的抑制,而 O_2 气氛退火则导致发光强度增加; 2) 相同气氛下,样品的发光强度随退火温度的升高而增加; 3) 经过 550 和 650 $^{\circ}C$ 退火处理的样品,其发光峰位未见明显的移动,但经过 750 $^{\circ}C$ 退火处理的样品,高斯解谱结果表明其蓝绿光和绿光发光峰的峰位均出现明显的红移. 上述结果表明,样品蓝绿光、绿光两种发光的辐射机理与退火气氛、退火温度存在相同的依赖关系,这预示着两种发光可能来自于同一个深能级复合中心或者二者的复合中心密度随退火气氛、温度能够表现出相同的变化趋势. Vanheusden 等^[20]研究了经过不同退火条件处理后 ZnO 晶体的光致发光特征,发现晶体中单价氧离子空位(V_O)浓度与绿光发射强度直接相关,并证明了 V_O 正是 ZnO 晶体绿光发射复合中心. ZnO/Si-NPA 退火处理对绿光发射的影响可以在这个框架下得到很好的解释. 假设 ZnO 晶格中氧缺陷主要表现为 V_O 和氧的点阵空位,则在 H_2 气氛退火时,部分 V_O 将被还原成点阵空位而引起晶格中 V_O 也就是绿光辐射复合中心密度降低,最终导致绿光发射强度减弱;而在 O_2 气氛退火时,晶体对氧原子吸附的增加会引起晶格中部分二价的氧原子转变为 V_O ,从而导致晶格中 V_O 密度升高,绿光发射强度得到增强. 退火处理对蓝绿光发光峰的影响,从能级角度考虑无法用 V_O 辐射复合中心得到合理解释. 如上所述,ZnO/Si-NPA 的制备包括原料 ZnO 的

还原和沉积于 Si-NPA 的锌原子重新被氧化为 ZnO 的过程. 通过碳还原所得到的锌沉积于 Si-NPA 的各个位置. 在锌的重新氧化过程中, Si-NPA 表面复杂的阵列结构和纳米多孔结构将很可能导致因氧化不充分而造成大量锌的点缺陷产生, 如单价锌离子空位 V_{Zn}^+ 等. 根据 Mahan 的理论分析^[19], 激发至导带的自由电子与深受主能级 V_{Zn}^+ 上的空穴发生辐射复合, 就会产生蓝绿光发射 (~ 2.5 eV). 据此可以解释 ZnO/Si-NPA 在不同退火环境和条件下其蓝绿光发射的演化行为. 在 H_2 气氛退火时, 样品中存在的 V_{Zn}^+ 被还原并通过热扩散成为晶格间隙原子, 从而引起 V_{Zn}^+ 数密度相对减少, 最终导致蓝绿光发光强度降低. 而在 O_2 气氛退火时, 相反的作用过程将增加晶体中 V_{Zn}^+ 的数密度, 从而导致蓝绿光发光强度的增强. 正是由于 V_0 和 V_{Zn}^+ 两种发光中心数密度随退火气氛相同的变化趋势导致了绿光、蓝绿光发光强度在 H_2 气氛退火中降低而在 O_2 气氛退火中增强的现象. 此外, 样品的发光强度随退火温度的升高而增强的现象, 可能归因于高温退火所导致的各种非辐射性复合中心的减少^[21], 而 750 °C 退火后样品蓝

绿光、绿光发射峰位的红移, 则可能来自于样品高温退火所引起的 ZnO 晶粒平均尺寸的增大.

4. 结 论

以 Si-NPA 为衬底、用 CVD 技术制备了具有规则阵列形貌特征的 ZnO/Si-NPA 纳米复合体系并对其结构和光致发光特性进行了表征. 实验结果显示, 通过 CVD 沉积的 ZnO 以纳米晶粒的形式存在, ZnO 薄膜覆盖于 Si-NPA 的硅柱之上形成典型的层壳结构. 相对于 Si-NPA 衬底较弱的红光和蓝光发射, ZnO/Si-NPA 在紫外光区和蓝绿光区展现出两个新的、强度更高的宽带发光峰. 分析表明, 峰位位于 383 nm 的紫外光发射应归因于 ZnO 晶体的带边激子跃迁, 而高斯拟合解谱则揭示峰位位于 500 nm 的发光峰来自于绿光、蓝绿光两个独立发光峰的线性叠加. 通过对样品在 H_2 、 O_2 两种气氛、不同温度退火后 PL 谱的对比分析, 上述发光被分别归因于 ZnO 晶体本征缺陷 V_0 、 V_{Zn}^+ 形成的深能级复合中心上的载流子辐射跃迁.

- [1] Lee J Y, Choi Y S, Kim J H, Park M O, Im S 2002 *Thin Solid Films* **403** - **404** 553
- [2] Huang M H, Mao S, Feick H, Yan H, Wu Y, Kind H, Weber E, Russo R, Yang P 2001 *Science* **292** 1897
- [3] Mitsuyu T, Ono S, Wasa K 1980 *J. Appl. Phys.* **51** 2464
- [4] Kobayashi H, Mori H, Ishida T, Nakato Y 1995 *J. Appl. Phys.* **77** 1301
- [5] Tsukazaki A, Ohtomo A, Onuma T, Ohtani M, Makino T, Sumiya M, Ohtani K, Chichibu S F, Fuke S, Segawa Y, Ohno H, Koinuma H, Kawasaki M 2005 *Nature Mater.* **4** 42
- [6] Tsukazaki A, Kubota M, Ohtomo A, Onuma T, Ohtani K, Ohno H, Chichibu S F, Kawasaki M 2005 *Jpn. J. Appl. Phys.* **44** L643
- [7] Özgür Ü, Alivov Y I, Liu C, Teke A, Reshchikov M A, Dogan S, Avrutin V, Cho S -J, Morkoç H 2005 *J. Appl. Phys.* **98** 041301
- [8] Ogata K, Kim S -W, Fujita S, Fujita S 2002 *J. Cryst. Growth* **240** 112
- [9] Zou L, Wang L, Huang J Y, Zhao B H, Ye Z Z 2003 *Acta Phys. Sin.* **52** 935 (in Chinese) [邹 璐、汪 雷、黄靖云、赵炳辉、叶志镇 2003 物理学报 **52** 935]
- [10] Iwata K, Fons P, Niki S, Yamada A, Matsubara K, Nakahara K, Tanabe T, Takasu H 2000 *J. Cryst. Growth* **214**—**215** 50
- [11] Li Y, Feneberg M, Reiser A, Schirra M, Enchelmaier R, Ladenburger A, Langlois A, Sauer R, Thonke K, Cai J, Rauscher H 2006 *J. Appl. Phys.* **99** 054307
- [12] Zhu J, Lin B, Sun X, Yao R, Shi C, Fu Z 2005 *Thin Solid Films* **478** 218
- [13] Nahhas A, Kim H K, Blachere J 2001 *Appl. Phys. Lett.* **78** 1511
- [14] Chen S, Zhang J, Feng X, Wang X, Luo L, Shi Y, Xue Q, Wang C, Zhu J, Zhu Z 2005 *Appl. Surf. Sci.* **241** 384
- [15] Xu H J, Fu X N, Sun X R, Li X J 2005 *Acta Phys. Sin.* **54** 2352 (in Chinese) [许海军、富笑男、孙新瑞、李新建 2005 物理学报 **54** 2352]
- [16] Kong Y C, Yu D P, Zhang B, Fang W, Feng S Q 2001 *Appl. Phys. Lett.* **78** 407
- [17] 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]
- [18] Kasai P H 1963 *Phys. Rev.* **130** 809
- [19] Mahan G D 1983 *J. Appl. Phys.* **54** 3825
- [20] Vanheusden K, Warren W L, Seager C H, Tallant D R, Voigt J A, Gnade B E 1996 *J. Appl. Phys.* **79** 7983
- [21] Wang D, Seo H W, Tin C -C, Bozack M J, Williams J R, Park M, Sathitsuksanoh N, Cheng A, Tzeng Y H 2006 *J. Appl. Phys.* **99** 113509

The structure and photoluminescence properties of ZnO/silicon nanoporous pillar array^{*}

Yao Zhi-Tao Sun Xin-Rui Xu Hai-Jun Jiang Wei-Fen Xiao Shun-Hua Li Xin-Jian[†]

(Department of Physics and Key Laboratory of Material Physics of Education Ministry , Zhengzhou University , Zhengzhou 450052 , China)

(Received 8 January 2007 ; revised manuscript received 23 March 2007)

Abstract

Regularly arrayed nanocomposite system of zinc oxide/silicon nanoporous pillar array (ZnO/Si-NPA) was prepared by chemical vapor deposition utilizing Si-NPA as substrate , and the corresponding structure and photoluminescence properties were characterized. Our experimental results disclosed that all the pillars of ZnO/Si-NPA have a core-shell structure. Different from the red and blue emission from Si-NPA , two strong and wide emission bands were observed in the ultraviolet and blue-green ranges. These emission bands are attributed to the band-edge exciton transition of ZnO crystallites and two kinds of deep-level transitions originating from its intrinsic defects.

Keywords : silicon nanoporous pillar array (Si-NPA) , ZnO/Si-NPA , photoluminescence

PACC : 7855E , 6146

^{*} Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 10574112).

[†] Corresponding author. E-mail: lixj@zzu.edu.cn