

蓝宝石(0001)衬底上Ga浸润层对ZnO外延薄膜质量的影响*

曾兆权^{**} 王 勇 杜小龙 梅增霞 孔祥和
贾金锋 薛其坤 张 泽

(中国科学院物理研究所表面物理国家重点实验室, 北京 100080; 中国科学院物理研究所电子显微镜重点实验室, 北京 100080; 曲阜师范大学物理工程学院, 曲阜 273165; 北京工业大学, 北京 100022)

摘要 利用射频等离子体辅助分子束外延(RF-MBE), 通过在蓝宝石(0001)衬底上预先沉积金属 Ga 薄层的方法生长出了高质量的 ZnO 单晶薄膜. 这个 Ga 薄层的引入完全抑制了导致 ZnO 薄膜质量下降的旋转畴和倒反畴的形成. 反射式高能电子衍射(RHEED)原位观察以及高分辨 X 射线衍射(HR-XRD)、透射式电子显微(TEM)和会聚束电子衍射(CBED)测试表明, 该薄膜具有很高的晶体质量和单一 Zn 极性. 详细讨论了 Ga 浸润层在 ZnO 的极性选择以及缺陷密度的减少等方面所起的作用, 并通过一个双层 Ga 原子模型分析了单一极性生长的机理.

关键词 Ga 浸润层 蓝宝石 极性 缺陷密度 ZnO RF-MBE RHEED HR-XRD TEM CBED

ZnO是一种宽直接带隙纤锌矿结构 - 族半导体($a=3.249\text{\AA}$, $c=5.207\text{\AA}$). 它的禁带宽度较大, 为 3.37 eV. 与同类半导体GaN, ZnS相比, ZnO具有更高的自由激子结合能, 其值达 60 meV, 因此ZnO有望在室温或更高温度下实现激子增益, 从而在低阈值短波长激光器方面获得应用. 自从在高质量ZnO薄膜中实现光抽运室温紫外激射之后^[1], ZnO单晶薄膜的生长、p型掺杂等研究课题在世界范围内引起了许多研究组的关注. 蓝宝石由于其低成本和高的结晶完整性已被广泛地用作ZnO外延层的衬底. 然而, 在蓝宝石(0001)衬底上直接生长ZnO得到的外延层的质量往往很差. 主要原因是在蓝宝石(0001)衬底($a=4.754\text{\AA}$, $c=12.99\text{\AA}$)上外延生

2003-11-18 收稿, 2004-04-12 收修改稿

* 国家自然科学基金(批准号: 60376004, 10174089, 60021403)和国家重点基础研究发展规划(批准号: 2002CB613502)资助项目

** E-mail: zqeng@aphy.iphy.ac.cn

长ZnO存在很大的晶格失配和热失配^[2], 在外延层中容易形成旋转畴^[3]; 另一方面, ZnO在蓝宝石(0001)衬底上生长时的择优取向为c轴, 而纤锌矿结构的ZnO沿c轴不对称, 由此得到的ZnO薄膜是有极性的, 在外延层中容易出现倒反畴^[4]. 纤锌矿结构薄膜的极性对生长过程、材料性质、杂质的掺杂等都有重要的影响, 这一点与GaN材料十分相似^[5~8]. 这样发展能够消除旋转畴和倒反畴, 实现单一极性生长的工艺技术已成为提高ZnO单晶薄膜质量的一个关键问题.

在沉积ZnO薄膜之前的蓝宝石(0001)表面原子结构对于薄膜的外延取向以及旋转畴和倒反畴的形成具有决定性的影响^[9,10]. 块状 α - Al_2O_3 的晶体结构是刚玉结构, 具有斜方六面体对称性^[11]. α - Al_2O_3 的复杂原子排列显示O原子遵循六角密排型堆积(ABAB.....), Al原子遵循面心立方型堆积(abcabc.....)^[12], 其中O原子的亚晶格六角结构相对Al原子构成的六角结构沿c轴旋转了 30° . α - Al_2O_3 的c面有三种可能的终止面^[13]: 单层Al终止面、双层Al终止面以及O终止面. 其中单层Al终止面是最稳定的终止面, 这一点已被低能电子衍射研究^[14]和X射线散射研究所证实^[15]. 在这三种终止面上直接外延生长ZnO薄膜已有文章报道过^[3,9,10], 一个共同问题就是容易出现倒反畴和旋转畴, 特别是公认的 30° 旋转畴. 它是指在ZnO外延层中除了形成外延取向关系为 $\langle 11\bar{2}0 \rangle \text{ZnO} // \langle 10\bar{1}0 \rangle \text{Al}_2\text{O}_3$ 的主畴以外, 还会形成外延取向关系为 $\langle 11\bar{2}0 \rangle \text{ZnO} // \langle 11\bar{2}0 \rangle \text{Al}_2\text{O}_3$ 的 30° 旋转畴. 在主畴中ZnO按照蓝宝石中O原子的亚晶格结构外延, 晶格失配是 18.4%, 而在旋转畴中ZnO按照Al原子构成的六角结构外延, 晶格失配为 31.8%. 这两种外延取向分别导致ZnO薄膜的O极性和Zn极性的形成, 从而导致倒反畴^[4]. 关于旋转畴的起源, 杜小龙等人^[9,10]已做过系统研究, 他们第一次观测到了 21.8° 旋转畴并首次提出用Ga浸润层对蓝宝石(0001)衬底进行表面修正的方案, 得到了很高质量的ZnO薄膜, 但文中对Ga浸润层在ZnO外延膜生长中的具体作用及其机理尚未进行研究. 针对这一问题, 我们利用RF-MBE系统中的RHEED原位观测手段以及ZnO薄膜的HRXRD, TEM和CBED等手段, 深入研究了ZnO薄膜生长工艺中Ga浸润层在消除旋转畴、降低位错密度以及控制极性中所起的作用.

1 实验

我们采用的RF-MBE系统是在中国科学院沈阳科学仪器研制中心生产的一台型MBE系统的基础上改造而成的. 主要是增加了一个射频等离子体源(HD25R, Oxford Applied Research), 它将高纯 O_2 离解成生长ZnO所需的活性O自由基(O^*). 所用 O_2 的纯度为 99.999%. Zn和Ga的束流是利用两个扩散炉分别蒸发纯度为 99.9999%的金属Zn和Ga获得的. 超高真空系统由一个抽速为 1500 L/min的涡轮分子泵、两个维持真空的离子泵和一个升华泵组成. 生长室的本底气压为

1.2×10^{-7} Pa. 另外, 我们的系统还配有RHEED(Staib, RH20), 可对ZnO薄膜的生长过程进行实时原位监控.

在用三氯乙烯和丙酮对蓝宝石进行去脂之后, 用 3 : 1 的 H_2SO_4 和 H_3PO_4 的混合热溶液对其进行 30 min 的化学腐蚀, 溶液温度为 140°C , 以便去除表面的污染物和由机械抛光造成的表面损伤层. 经过化学抛光处理的蓝宝石衬底被导入MBE生长室进行热清洁处理, 衬底的温度为 750°C , 时间为 30 min. 接下来在衬底温度为 400°C 的条件下进行 O^* 处理, O 的气压为 1.0×10^{-2} Pa, 射频等离子体源的功率为 300 W, 时间也为 30 min. O^* 处理结束后, 关掉 O 源, 打开离子泵, 使室的气压迅速达到 3×10^{-6} Pa 以下, 然后打开Ga源快门, 进行Ga预沉积处理. Ga源温度为 820°C , 沉积速率为 $0.2 \text{ \AA/s}$, 沉积时间为 22 s. Ga预沉积处理结束后, 采用两步生长法生长ZnO薄膜, 即分别在 400°C 和 650°C 的衬底温度进行低温缓冲层生长和高温外延层生长. ZnO外延层的面内取向和结晶性由HRXRD(Philips)来表征, 异质结构、缺陷以及极性则由TEM(Philips CM)来表征.

2 结果和讨论

2.1 Ga 浸润层对 ZnO 薄膜生长过程的影响

图 1 显示了整个生长过程中蓝宝石(0001)衬底和ZnO薄膜的RHEED图案的演化情况. 图 1(a)表示在Ga预沉积处理之前蓝宝石(0001)衬底的RHEED图案, 即经过去脂、化学腐蚀、超高真空生长室热清洁处理和 O^* 预处理后的RHEED图案. 其锐利的条状结构表明这时的蓝宝石衬底表面是清洁平坦的. Ga预沉积处理 22 s 之后, 蓝宝石(0001)衬底的RHEED图案没有发生明显变化, 这说明在 O 终止面上沉积的两层Ga原子并没有形成新的结构, 这一点也可以从后面的高分辨TEM图像看出. 图 1(b)表示的是ZnO缓冲层的沉积时间为 2 min 和 7 min 时的RHEED图案. 可以看出, ZnO缓冲层在刚开始沉积时, RHEED呈现条状图案, 但与蓝宝石的RHEED图案有一个 30° 的旋转. 随着沉积时间的增加, RHEED图案渐渐发生变化, 在原来的条纹上开始出现衍射点, 而到 7 min 时条纹完全消失, 变成衍射点. 这些观察表明, ZnO薄膜在初始生长阶段是典型的S-K^[2]模式. 这是由于第一层ZnO分子中的O原子首先与衬底上的Ga原子相结合, 并按照蓝宝石的O亚晶格排列, 形成光滑的ZnO面, 且与蓝宝石晶格有一个 30° 的旋转. 但由于ZnO与蓝宝石有着很大的晶格失配, 因此ZnO中存在着很大的应变, 这一应变会随着生长的进行, 通过形成ZnO三维岛而部分地弛豫, RHEED图案就会从条状变成点状. 图 1(c)表示ZnO外延层生长 3 h 后的情况, 表明薄膜的表面比较平整, 同时, 也没有观察到旋转畴的存在, 也就是形成了具有单一畴的ZnO薄膜. 另外, 与图 1(a)对比可得出外延取向关系为 $\langle 11\bar{2}0 \rangle_{\text{ZnO}} // \langle 10\bar{1}0 \rangle_{\text{Al}_2\text{O}_3}$, 即ZnO六角密排晶格相对于蓝宝石

的六角晶格旋转了 30° 。为了进一步确定薄膜的面内取向, 我们还对 ZnO 薄膜的非对称面 $\{10\bar{1}2\}$ 做了 HRXRD 的 ϕ 扫描测试, 结果如图 2 所示。在 ϕ 角 0° 到 360° 范围内, 只存在 6 个衍射峰, 表明没有旋转畴的存在。将这 6 个峰的位置与蓝宝石 $\{11\bar{2}3\}$ 面的情况相比较, 可进一步证实从 RHEED 图案得出的 ZnO 外延取向。这样我们通过 Ga 原子修正蓝宝石(0001)衬底表面的工艺完全抑制了 ZnO 薄膜中旋转畴的产生。

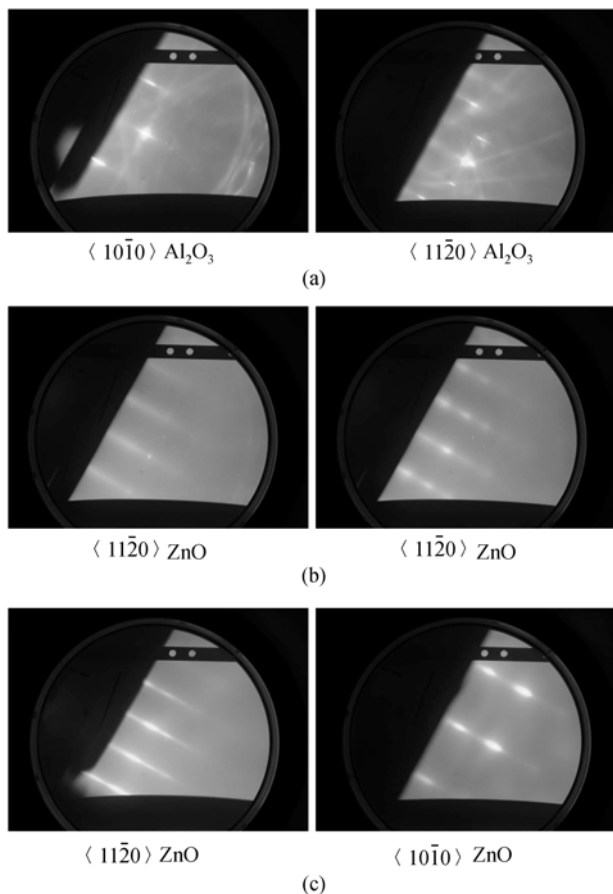


图 1 反射式高能电子衍射图案的演化

(a) Ga 预沉积处理之前的蓝宝石衬底; (b) ZnO 缓冲层生长 2 min 和 7 min 时; (c) ZnO 外延层生长 3 h(生长结束)

2.2 Ga 浸润层在消除 ZnO 薄膜倒反畴中的作用

为了确定 ZnO 薄膜的极性, 我们首先利用 Philips CM 12 TEM 得到了 ZnO 薄膜的暗场截面像。其中工作电压为 100 kV, 衍射条件为 $g=[0002]$, 结果如图 3(a)所示。ZnO 薄膜的缺陷结构在生长方向上有明显的变化, 可分为三个区域, 稍后

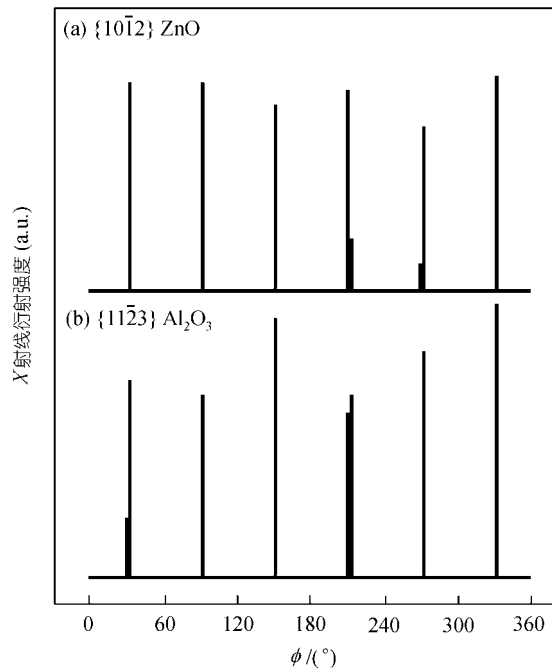


图 2 ZnO 薄膜及衬底高分辨 X 射线衍射 ϕ 扫描曲线

(a) $\{10\bar{1}2\}$ ZnO, (b) $\{11\bar{2}3\}$ Al_2O_3 ; ZnO 薄膜在 0° 到 360° 范围内只有 6 个衍射峰, 表明没有旋转畴的存在

我们将作具体的分析. 通过多次实验我们确定没有倒反畴的存在, 薄膜为单一极性. 为了确定 ZnO 薄膜的具体极性, 我们接下来选择该样品无位错区域进行 CBED 实验. 工作电压为 200 kV, 聚光镜光阑大小为 $50\text{ }\mu\text{m}$, 相机常数为 960 mm, CBED 图案是在 $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ ZnO 带轴附近, 离 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ ZnO 方向有一小角度偏离的位置得到的. 在这种条件下, 从 $(0002)_{\text{Zn}}$ 和 $(000\bar{2})_{\text{O}}$ 面衍射的电子可以根据 CBED 衍射圆盘的条纹区分开, 如图 3(b) 所示. 这里的 CBED 图案与 GaN 的结果非常类似^[16]. 由于 $(0002)_{\text{Zn}}$ 面对电子的反射要比 $(000\bar{2})_{\text{O}}$ 面强很多, 所以在 CBED 衍射图案中 (0002) 圆盘和 $(000\bar{2})$ 圆盘的中心条纹应该分别是亮的和暗的. 这样, 我们就可以从 CBED 图案确定出 ZnO 薄膜的极性方向为 $[0001]$, 即 Zn 极性. 在蓝宝石 (0001) 面上直接生长 ZnO 薄膜往往导致倒反畴的形成^[4], 在 ZnO 样品的 TEM 截面图上可观察到许多倒反畴界. 这是因为经过 O^* 处理后而获得的 O 终止面不稳定, O 原子会脱附, 从而形成小部分的 Al 终止区域. 在这种情况下, 第一层 ZnO 分子有两种方式与衬底原子结合, 即在 O 终止区域, 按 O(衬底)-Zn-O-堆积, 而在 Al 终止区域则按 Al(衬底)-O-Zn-堆积, 分别形成 O 极性与 Zn 极性的畴. 在生长 ZnO 薄膜之前, 预

先沉积两层Ga原子, 则第一层ZnO分子只有一种方式与衬底原子结合, 即Ga(Al)-O-Zn-, 形成单一Zn极性的ZnO薄膜, 从而完全抑制了倒反畴的形成。

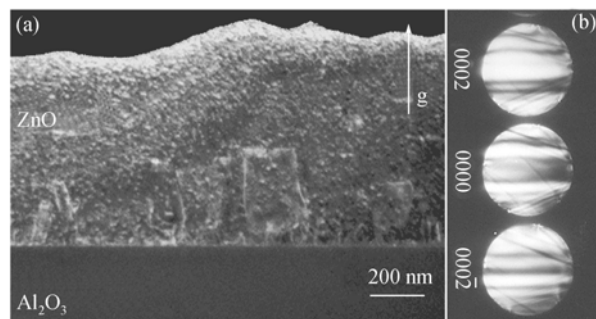


图3 $g=[0002]$ 衍射条件下, ZnO 薄膜的暗场透射电子显微截面像(a)及其会聚束电子衍射图案(b)

2.3 Ga 浸润层在大幅度减少 ZnO 薄膜缺陷密度中的作用

在图 3(a)所示的ZnO薄膜的TEM截面像中, 按缺陷结构在生长方向上的变化, 我们可以把它分为界面层、中间层及顶层三个区域, 其中界面层有很高的缺陷密度. 在中间层, 大量的线位错相互作用, 形成了一个位错环, 这与直接在蓝宝石衬底上沉积得到的ZnO薄膜的位错明显的不同. 在那种情况下, 从界面形成的位错一般都穿透整个薄膜直到自由表面. 由于在中间层位错强烈的作用导致顶层总的位错密度已大幅度降到 $8.0 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$. 这说明ZnO薄膜的顶层具有良好的结晶性, 沿 c 轴有很高的取向性. ZnO薄膜的这二位错结构从ZnO薄膜(0002)面HRXRD测试的 ω 扫描结果得到了证实, 结果如图 4 所示, 其衍射峰的半峰高宽仅为 115 s. 不过这个锐利的峰伴有一个长的尾巴, 这与在界面层有很高的缺陷密度有关^[2].

为了进一步研究界面层的结构缺陷及异质结构, 我们进行了界面层区域的高分辨TEM分析. 实验时的工作电压为 200 kV, 空间分辨率为 0.25 nm, 电子束的入射方向为 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ ZnO. 结果如图 5 所示, 其中上面是ZnO, 下面是蓝宝石衬底. 从图 5(a)可以清楚地看出, 在ZnO与蓝宝石衬底之间的界面层区域具有原子级的平整度, 这说明Ga层在ZnO薄膜的生长过程中没有被氧化, 形成Ga₂O₃(属单斜晶系)界面层^[17], 这和前面所述的RHEED图案在Ga预沉积处理 22 s之后没有发生明显变化的结果相一致. 此外, 还可以看到ZnO的点阵像更清楚些, 而蓝宝石的却有点模糊, 这和前面从RHEED得出的 30°的旋转是一致的. 因为对于ZnO来说是沿 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ ZnO晶带轴方向观测, 而蓝宝石衬底晶格由于和ZnO相比

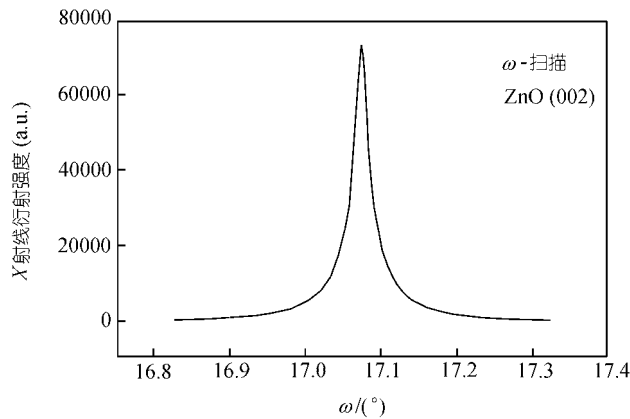


图 4 ZnO 薄膜(0002)面高分辨 X 射线衍射 ω 扫描曲线
其半高宽为 115 s

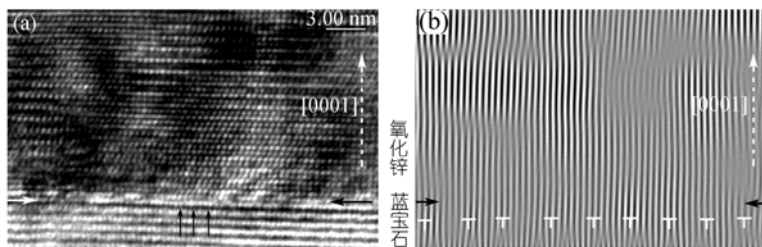


图 5 (a) ZnO/Ga/Al₂O₃ 界面层区域(如白色箭头所示)截面高分辨透射电子显微图像
3 个黑色箭头所指的终止面与位错相对应; (b) 为图(a)经过 Fourier 变换所得的图像(取平面内点成像), 已标出
界面区域的部分失配位错, 每融 5 或 6 个 ZnO {1 $\bar{1}$ 00} 原子面就多出一个 Al₂O₃ {1 $\bar{2}$ 10} 原子面

有 30° 的旋转, 相当于从 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ Al₂O₃ 方向观测的. 为了比较直观的了解界面层的位错情况, 我们利用软件处理高分辨像, 得到了它的 Fourier 变换图像(如图 5(b) 所示), 可以清晰地看到蓝宝石的 $\{1\bar{2}10\}$ 面和 ZnO 的 $\{1\bar{1}00\}$ 面. 界面区域有很高的位错密度, 每隔 5 或 6 个 ZnO $\{1\bar{1}00\}$ 原子面就出现一个多余的蓝宝石 $\{1\bar{2}10\}$ 原子面, 多余的原子面对应着失配位错, 这和前面提到 30° 旋转的外延取向导致的 18.4% 的晶格失配关系非常接近. 这说明 Ga 浸润层的引入并没有降低晶格失配. 其作用是, 一方面通过修正蓝宝石(0001)表面结构克服了容易出现旋转畴和倒反畴从而起到降低缺陷密度的作用, 另一方面是通过某种机制增大了界面层混合位错的成分, 从而加强了中间层位错之间的相互作用, 最终导致 ZnO 薄膜在顶层的位错密度的大大降低.

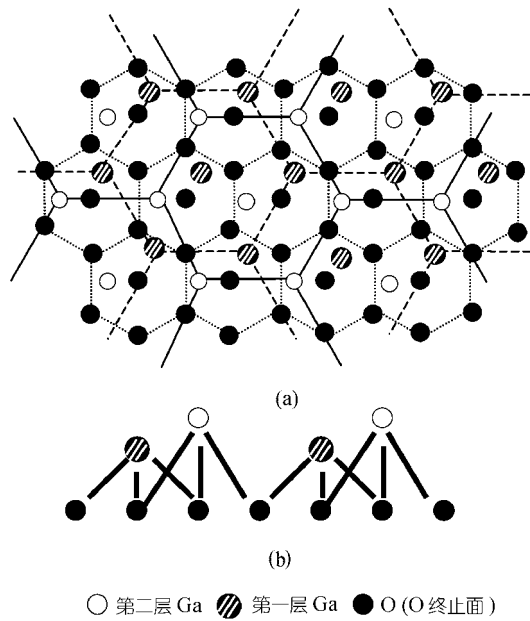


图 6 界面区域双层 Ga 的原子模型
(a) 俯视图, (b) 侧视图

2.4 Ga 浸润层的作用机制

从上面的结果和讨论可以看到, Ga浸润层的引入大大提高了ZnO薄膜的质量. 下面具体讨论一下Ga浸润层提高ZnO薄膜质量的机制. 我们通过反复实验, 发现 ZnO薄膜的质量跟Ga沉积量有很大的关系, 在Ga源温度为 820 , 即沉积速率为 0.2Å/s的条件下, 沉积时间为 22 s时得到的薄膜质量最好, 且为单一Zn极性. 沉积时间过短或过长都会导致晶体质量的下降, 并且沉积时间过短还会出现混合极性生长. 结合前面的实验结果, 考虑到Ga元素和Al元素化学性质的相似性, 再加上Ga原子的原子及离子半径分别为 1.81 Å和 0.62 Å, 也与Al的原子及离子半径 1.82Å和 0.53Å相接近, 我们认为在Ga源温度为 820 , 即沉积速率为 0.2Å/s的条件下, 沉积 22 s时得到的Ga浸润层有两个原子层的厚度, 如图 6 所示. 对界面区域的结构, 我们提出了一个双层Ga原子的模型. 沉积到蓝宝石(0001)O终止面的双层Ga原子与O原子结合成键, 并保持蓝宝石的刚玉结构, 相当于替换了衬底的双层Al终止面^[13], 形成了一个理想的双层Ga浸润层. 按照这个模型, ZnO中的第一层O原子会继续保持蓝宝石中O原子的六角密排型堆积, 形成了 -O-Ga-Ga-O-Zn-的界面堆积顺序. 这导致了ZnO薄膜的Zn极性形成, 与前面从RHEED和高分辨TEM得出的ZnO薄膜相对于蓝宝石衬底的外延取向和单一Zn极性的结论相一致. 当沉积时间过短时, 双层Ga就不能均匀地覆盖整个衬底表面,

导致部分区域形成单原子层的Ga终止面. 由图 6 中可以看出, 在单原子层Ga终止面上生长, ZnO薄膜会按照Al原子的晶格外延, 导致 31.8%的大失配, 且与在双层Ga终止面上生长的ZnO形成 30° 旋转畴; 另一方面, 当沉积时间过长时, 双层Ga上的Ga原子结合很弱, 无法被束缚在界面上, 生长时会扩散到ZnO薄膜中或从表面脱附. 由于Ga原子对于ZnO来说是施主, 因此Ga原子的扩散将影响薄膜的电学性能. 我们的实验结果也证明, 当Ga的沉积量超过 22 s时, ZnO薄膜的背景电子浓度会迅速增加. 同时, 由于薄膜中杂质的引入, 结晶质量也大幅度下降. 进一步验证这一模型的扫描隧道显微镜研究正在进行, 结果将在以后报道.

3 结论

利用射频等离子体辅助分子束外延(RF-MBE), 采用预沉积金属 Ga 浸润层修正蓝宝石(0001)衬底的工艺进行了 ZnO 单晶薄膜的生长, 系统研究了 Ga 沉积量与 ZnO 单晶薄膜的结晶质量以及极性的关系. 在 Ga 的覆盖度为双原子层时得到的 ZnO 薄膜的结晶质量最好, 且为单一 Zn 极性, 完全克服了传统技术在蓝宝石(0001)衬底上生长 ZnO 单晶薄膜所面临的容易出现旋转畴和倒反畴的问题. 我们还初步提出了一个双层 Ga 原子模型, 解释了我们的实验结果.

致谢 感谢周均铭老师提供了本研究所用的分子束外延系统.

参 考 文 献

- 1 Bagnall D M, Chen Y F, Zhu Z, et al. Optically pumped lasing of ZnO at room temperature. *Appl Phys Lett*, 1997, 70(17): 2230~2232 [\[DOI\]](#)
- 2 Chen Y F, Bagnall D M, Ko H J, et al. Plasma assisted molecular beam epitaxy of ZnO on c-plane sapphire: Growth and characterization. *J Appl Phys*, 1998, 84(7): 3912~3918 [\[DOI\]](#)
- 3 Ohkubo I, Matsumoto Y, Ohtomo A, et al. Investigation of ZnO/sapphire interface and formation of ZnO nanocrystalline by laser MBE. *Appl Surf Sci*, 2000, 159-160: 514~519 [\[DOI\]](#)
- 4 Ohkubo I, Ohtomo A, Ohnishi T, et al. In-plane and polar orientations of ZnO thin films grown on atomically flat sapphire. *Surf Sci*, 1999, 443(1~2): L1043~L1047 [\[DOI\]](#)
- 5 Kirilyuk V, Zauner A, Christianen P, et al. Exciton-related photoluminescence in homoepitaxial GaN of Ga and N polarities. *Appl Phys Lett*, 2000, 76(17): 2355~2357 [\[DOI\]](#)
- 6 Dimitrov R, Murphy M, Smart J, et al. Two-dimensional electron gases in Ga-face and N-face AlGaIn/GaN heterostructures grown by plasma-induced molecular beam epitaxy and metalorganic chemical vapor deposition on sapphire. *J Appl Phys*, 2000, 87 (7): 3375~3380 [\[DOI\]](#)
- 7 Li L K, Jurkovic M J, Wang W I, et al. Surface polarity dependence of Mg doping in GaN grown by molecular-beam epitaxy. *Appl Phys Lett*, 2000, 76(13): 1740~1742 [\[DOI\]](#)
- 8 Sumiya M, Yoshimura K, Ohtsuka K, et al. Dependence of impurity incorporation on the polar direction of GaN film growth. *Appl Phys Lett*, 2000, 76(15): 2098~2100 [\[DOI\]](#)
- 9 Du X L, Murakami M, Iwaki H, et al. Complete elimination of multi-angle rotation domains in ZnO epilayers grown on (0001) sapphire substrate. *Phys Stat Sol A*, 2002, 192: 183~188 [\[DOI\]](#)
- 10 Du X L, Murakami M, Iwaki H, et al. Effects of sapphire (0001) surface modification by gallium

- pre-exposure on the growth of high-quality epitaxial ZnO film. *Jpn J Appl Phys*, 2002, 41(10A): L1043~L1045 [\[DOI\]](#)
- 11 Suzuki T, Hishita S, Oyoshi K, et al. Structure of a-Al₂O₃(0001) surface and ti deposited on a-Al₂O₃(0001) substrate: CAICISS and RHEED study. *Surf Sci*, 1999, 437(3): 289~298 [\[DOI\]](#)
 - 12 Walters C F, McCarty K F, Soares E A, et al. The surface structure of a-Al₂O₃ determined by low-energy electron diffraction: aluminum termination and evidence for anomalously large thermal vibrations. *Surf Sci*, 2000, 464(2~3): L732~L738 [\[DOI\]](#)
 - 13 Godin T J, John P L. Atomic and electronic structure of the corundum (a-alumina)(0001)surface. *Phys Rev B*, 1994, 49(11): 7691~7696 [\[DOI\]](#)
 - 14 Toofan J, Watson P R. The termination of the a-Al₂O₃ (0001) surface: a LEED crystallography determination. *Surf Sci*, 1998, 401(2): 162~172 [\[DOI\]](#)
 - 15 Guenard P, Renaud G, Barbier A, et al. Determination of the α -Al₂O₃ (0001) surface relaxation and termination by measurements of crystal truncation rods. *Surf Rev Lett*, 1998, 5: 321~324 [\[DOI\]](#)
 - 16 Han P, Wang Z, Duan X F, et al. Polarity dependence of hexagonal GaN films on two opposite c faces of Al₂O₃ substrate. *Appl Phys Lett*, 2001, 78(25): 3974~3976 [\[DOI\]](#)
 - 17 Hong S K, Hanada T S, Ko H J, et al. Control of polarity of ZnO films grown by plasma-assisted molecular-beam epitaxy: Zn- and O-polar ZnO films on Ga-polar GaN templates. *Appl Phys Lett*, 2000, 77(22): 3571~3573 [\[DOI\]](#)