

Mg_xZn_{1-x}O 薄膜的红外光谱及其表面浸润性

王存勇¹ 尚凤娇¹ 王峰¹ 周智涛¹ 刘昌龙¹ 龚万兵¹ 訾振发¹ 吕建国^{1,2*} 刘峰³ 黄凯⁴

(1. 合肥师范学院电子信息工程学院 合肥 230061; 2. 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; 3. 安徽工程大学数理学院 芜湖 241000; 4. 安徽建筑工业学院数理系 合肥 230601)

Surface Wettability and Infrared Spectrum of Mg-Doped ZnO Coatings

Wang Cunyong¹, Shang Fengjiao¹, Wang Feng¹, Zhou Zhitao¹, Liu Changlong¹, Gong Wanbing¹,
Zi Zhenfa¹, Lv Jianguo^{1,2*}, Liu Feng³, Huang Kai⁴

(1. School of Electronic and Information Engineering, Hefei Normal University, Hefei 230061, China;

2. National Laboratory for Infrared Physics, Shanghai Institute of Technical Physics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 200083, China;

3. School of Mathematics and Physics, Anhui Polytechnic University, Wuhu 241000, China;

4. Department of Mathematics & Physics, Anhui University of Architecture, Hefei 230601, China)

Abstract The Mg-doped ZnO (Mg_xZn_{1-x}O) coatings were synthesized on Si substrate in sol-gel method. The impacts of the Mg-content on the microstructures, optical properties and wettability of the ZnO coatings were investigated. The Mg-doped ZnO films were characterized with X-ray diffraction, atomic force microscopy, Fourier transformation infrared spectroscopy and fluorescence spectrophotometer. The results show that the Mg-content strongly affects the photo-mission characteristics and wettability of the hexagonal wurtzite-phased ZnO coatings. As the Mg-content (x) increased to 0.15, the RMS surface roughness gradually decreased, and when $x = 0.15$, surface segregation of MgO was observed; the emission peak near the band edge was found to blue shift from 410 to 370 nm. In addition, UV-irradiation converted wettability of the Mg_xZn_{1-x}O coatings from hydrophobicity to hydrophilicity. Possible mechanisms responsible for the dependence of wettability on Mg-content and photo-induced conversion of wettability were also tentatively discussed.

Keywords Mg_xZn_{1-x}O thin films, Surface topography, Infrared spectrum, Surface wettability

摘要 采用溶胶-凝胶法制备 Mg_xZn_{1-x}O 薄膜, 利用 X 射线衍射仪、原子力显微镜、傅里叶变换红外光谱仪和荧光光谱仪等测试分析薄膜的微结构、表面形貌、红外光谱和光致发光特性等。研究表明, 薄膜中的 ZnO 成分均呈六角纤锌矿结构, 当 $x = 0.15$ 时, 薄膜中有 MgO 成分析出; 随着 x 从 0 增大到 0.15, 均方根粗糙度不断减小; 1038 cm⁻¹ 附近的吸收峰对应于 Si-O-Si 的对称和反对称伸缩振动模, 408 cm⁻¹ 附近的吸收峰对应于六角结构 ZnO 的 Zn-O 振动模, 900 cm⁻¹ 附近的吸收峰则对应于 Si-O 键伸缩振动模。该吸收峰强度的减弱说明薄膜中 Si-O 键数目减少。近带边发射峰位由 410 nm 蓝移到 370 nm 与薄膜导带底或价带顶的局域能级、薄膜禁带宽度变化等因素有关。可见光发射带是单离子氧空位 (V_O⁺) 和氧填隙 (O_i) 等薄膜本征缺陷相互竞争的结果。用接触角测试仪测试薄膜的表面接触角, 研究 Mg 含量对薄膜的表面浸润性及其光诱导可逆转变的影响, 并探讨其形成机理。

关键词 Mg_xZn_{1-x}O 薄膜, 表面形貌, 红外光谱, 表面浸润性

中图分类号: O484

文献标识码: A

doi: 10.13922/j.cnki.cjovst.2014.10.19

ZnO 是一种重要的 n 型宽禁带半导体材料, 禁带宽度 3.37 eV, 室温激子结合能约为 60 meV, 远大于 GaN 的 25 meV。因其独特的光电特性, ZnO 基薄膜材料在太阳能电池、透明导电 ZnO 薄膜电极、表

收稿日期: 2013-11-09

基金项目: 国家自然科学基金项目 (Nos. 51002156, 51102072); 中国博士后基金项目 (No. 2012M520944); 安徽省自然科学基金项目 (Nos. 1208085MF99, 1208085QA16); 上海市博士后基金项目 (No. 12R21416800); 安徽高校省级自然科学基金项目 (No. KJ2010B148)

联系人: E-mail: lvjg1@163.com

面声波器件、气敏传感器、光催化、紫外发光器件、可见光发射等领域具有广泛的应用前景,受到科研工作者的广泛关注^[1-7]。人们通过改变掺杂元素和掺杂量以提高 ZnO 薄膜的成膜质量和光电性能,对 Mg 掺杂 ZnO 薄膜开展研究工作的课题组较多,大部分的工作是研究 Mg 含量对 ZnO 薄膜禁带宽度和光致发光特性影响,而有关 Mg 掺杂 ZnO 薄膜红外特性的研究工作相对较少^[8-9]。考虑到红外光谱可以探测薄膜与基片的界面特性,而界面对薄膜的微结构、表面形貌及其表面浸润性影响较大,因此,研究红外光谱和表面浸润性及其二者之间的关系具有重要意义。人们采用多种方法,如脉冲激光沉积技术(PLD)、磁控溅射技术、化学气相沉积技术(CVD)、热蒸发、分子束外延和溶胶-凝胶技术等制备 ZnO 薄膜,溶胶-凝胶法因其设备简单、无需真空环境、制备成本低廉、易于原子水平掺杂、成膜均匀性好等优点成为一种重要的 ZnO 薄膜制备方法^[10-15]。本文采用溶胶-凝胶法制备了不同 Mg 含量 $Mg_xZn_{1-x}O$ 薄膜,研究了 Mg 含量对 $Mg_xZn_{1-x}O$ 薄膜微结构和表面形貌的影响,研究了 $Mg_xZn_{1-x}O$ 薄膜的傅里叶红外光谱和光致发光谱,并探讨其形成机理,研究了 $Mg_xZn_{1-x}O$ 薄膜的表面浸润性及其光诱导可逆转变。

1 实验方法

1.1 样品制备

采用溶胶-凝胶法在双抛 Si 片上制备 $Mg_xZn_{1-x}O$ ($x = 0, 0.05, 0.10, \text{and } 0.15$) 薄膜, Si 片依次在丙酮溶液中、去离子水中超声清洗 15 min,最后在 60°C 条件下烘干备用。实验所用化学试剂均为分析纯,将摩尔比为 $(1-x):x$ 的二水合醋酸锌 ($Zn(CH_3COO)_2 \cdot 2H_2O$) 与四水合乙酸镁 ($C_4H_6O_4Mg \cdot 4H_2O$) 溶于 80 mL 乙二醇甲醚中,形成金属离子总浓度为 0.5 mol/L 溶液,然后向溶液中加入与金属离子等质量的乙醇胺作为稳定剂。该溶液在 60°C 水浴条件下磁力搅拌 2 h,形成均一透明溶胶,溶胶用于镀膜之前陈化 24 h。镀膜过程如下:首先在低速条件下滴加溶胶,随后在高速条件下形成旋转 30 s,形成的湿膜在 150°C 条件下热处理 10 min 后自然冷却,上述过程重复 10 次,获得所需厚度的薄膜,最后将薄膜放入管式炉中,在 700°C 的大气氛围中进行退火处理,时间为 60 min。

1.2 薄膜结构和性能表征

用 MACM18XHF 型 X 射线衍射仪(XRD, Cu

$K\alpha$, 波长 $\lambda = 0.15405 \text{ nm}$) 测试薄膜的 XRD 图谱,管流为 100 mA,管压为 40 kV,掠射角为 2° ,扫描速度为 $8^\circ/\text{min}$,扫描角度范围为 $30^\circ \sim 80^\circ$;利用 CSPM-4000 型原子力显微镜(AFM)测试薄膜的表面形貌,扫描方式为接触式,扫描范围 $3000 \text{ nm} \times 3000 \text{ nm}$;用 VERTEX 80 傅里叶红外显微联机系统测试薄膜的红外光谱,扫描范围为 $4000 \sim 400 \text{ cm}^{-1}$;用 HITACHI F-4500 型荧光光谱仪测试薄膜的室温光致发光谱,氙灯的激发波长选择 325 nm,光谱范围选择 350 ~ 600 nm。用自制接触角测试仪测试光照前和光照 2 h 后薄膜的表面接触角,光照用低压汞灯的波长为 254 nm,功率为 36 W,灯样距为 10 cm。然后,将薄膜样品放置在黑暗环境中放置一段时间,再用接触角测试仪测试薄膜的表面接触角,研究薄膜表面浸润性及其光诱导可逆转变。

2 结果和讨论

$Mg_xZn_{1-x}O$ ($x = 0, 0.05, 0.10$ 和 0.15) 薄膜的 XRD 图谱如图 1 所示,当 $x = 0$ 时,所有衍射峰均对应于六角纤锌矿结构 ZnO (JCPDS 36-1451),且未出现明显的择优生长方向。当 $x = 0.05$ 时,所有衍射峰仍对应于六角纤锌矿结构 ZnO,图谱中(002)衍射峰最强,出现了明显的 c 轴择优取向;当 $x = 0.10$ 时,图谱中也仅出现对应于纤锌矿结构 ZnO 的衍射峰,具有一定的 c 轴择优取向,但(002)衍射峰的相对强度减弱;当 $x = 0.15$ 时,除了纤锌矿结构 ZnO 的衍射峰以外, XRD 图谱中还出现一个对应于 MgO (JCPDS 65-0476) (200) 晶面的衍射峰,且(002)衍射峰的相对强度进一步减弱,该结果表明,当 Mg 含量增加到 0.15 时,薄膜中有 MgO 成分析出。为了定量表征不同 Mg 含量 ZnO 薄膜的择优取向,采用以下公式^[16]

$$TC_{(hkl)} = \frac{I_{(hkl)}/I_{0(hkl)}}{\frac{1}{N} \sum_N I_{(hkl)}/I_{0(hkl)}} \quad (1)$$

计算不同晶面对应衍射峰的织构常数 $TC_{(hkl)}$,其中 $I_{(hkl)}$ 代表实验测得 XRD 图谱中(hkl)衍射峰的相对强度, $I_{0(hkl)}$ 代表 ZnO 标准图谱中(hkl)衍射峰的相对强度, N 为选取的衍射峰的个数 ($N = 8$)。如果 $TC_{(hkl)}$ 大于 1 则表示沿该方向具有择优取向。三个主要衍射峰(100)、(002)和(101)的 TC 值列于表 1,可以看出,所有薄膜(002)衍射峰对应的织构系数 TC 均大于 1,且当 $x = 0.05$ 时,出现极大值 $TC = 1.92$ 。该结果表明所有薄膜均具有一定的 c 轴择优

取向,当 $x=0.05$ 时,择优取向最为明显。为了定量表征 Mg 含量对 ZnO 薄膜晶粒尺寸的影响,根据 XRD 图谱,利用 Scherrer 公式^[17]

$$D = \frac{0.9\lambda}{\beta \cos\theta} \quad (2)$$

计算 $Mg_xZn_{1-x}O$ 薄膜平均晶粒尺寸,其中 D 表示平均晶粒尺寸, $\lambda=0.15406$ nm 为 X 射线的波长, β 是衍射峰的半高宽, θ 是衍射角,薄膜的平均晶粒尺寸列于表 1,可以看出,当 $x=0.05$ 时,平均晶粒尺寸出现最大值,当 $x=0.10$ 时,平均晶粒尺寸出现最小值。

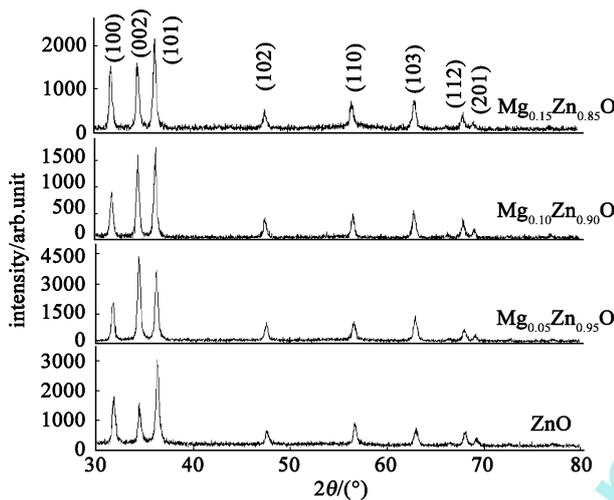


图1 $Mg_xZn_{1-x}O$ 薄膜的 XRD 图谱

Fig. 1 XRD patterns of the $Mg_xZn_{1-x}O$ thin films

表1 $Mg_xZn_{1-x}O$ 薄膜的平均晶粒尺寸 (D) 和 RMS 粗糙度

Tab. 1 Average grain size (D) and RMS surface roughness of the $Mg_xZn_{1-x}O$ coatings

x	$TC_{(100)}$	$TC_{(002)}$	$TC_{(101)}$	D/nm	RMS/nm	r
0	1.09	1.20	1.04	24.4	14.7	1.024
0.05	1.25	1.92	0.70	26.9	12.1	1.022
0.10	0.80	1.83	0.88	22.8	9.4	1.015
0.15	1.05	1.42	0.84	24.0	9.1	1.016

图 2 给出 $Mg_xZn_{1-x}O$ 薄膜的 AFM 图像,并利用该图计算薄膜的表面均方根 (RMS) 粗糙度值,计算结果列于表 1。可以看出,当 $x=0$ 时,薄膜表面起伏不平,部分区域出现高峰和深谷,颗粒尺寸分布不均, RMS 粗糙度值为 14.7 nm;随着 x 值不断增大,表面高低起伏程度下降,颗粒分布均匀, RMS 粗糙度值逐渐减小。该结果表明 Mg 的掺入有助于改善薄膜的表面平整度和提高颗粒尺寸分布的均匀程度。

沉积在双抛 Si 片表面 $Mg_xZn_{1-x}O$ 薄膜的傅里叶变换红外光谱 (FTIR) 如图 3 所示,可以看出,未掺杂 ZnO 薄膜的 FTIR 曲线在 1038 cm^{-1} 附近出现一个很强的吸收峰,随着 Mg 掺杂量的增加,该吸收峰先红移后蓝移,该吸收峰对应于 Si-O-Si 的对称和反对称伸缩振动模;另外,所有 FTIR 曲线均在 408 cm^{-1} 和 900 cm^{-1} 附近出现两个明显的吸收峰, 408 cm^{-1} 附近的吸收峰对应于六角结构 ZnO 的 Zn-O 振动模^[18],说明所有样品中均存在六角结构 ZnO; 900 cm^{-1} 附近的吸收峰则对应于 Si-O 键伸缩振动模,该吸收峰的强度随 Mg 掺杂量的增加而减弱,可能是 Mg 与 O 结合导致 Si-O 键数目减少的结果。

图 4 给出 $Mg_xZn_{1-x}O$ 薄膜的光致发光谱,可以看出,未掺杂 ZnO 薄膜出现一个紫色发光带和一个黄绿发光带,紫色发光带由峰位分别位于 410 和 425 nm 两个子发光带构成,黄绿发光带峰位位于 571 nm 附近;当 $x=0.05$ 时,薄膜在 398 nm 附近出现一个紫色发光带,在 515 nm 附近出现一个黄绿发光带,峰宽明显变宽;当 $x=0.10$ 时,薄膜在 380 和 534 nm 附近分别出现一个紫外发光带和一个黄绿发光带;当 $x=0.15$ 时,薄膜在 370 和 560 nm 附近出现一个紫外发光带和一个黄绿发光带。可以看出,除了未掺杂 ZnO 以外,其它薄膜均未观察到 425 nm 附近的紫光发射,随着 Mg 含量的增加,与带隙密切相关的近带边发射由 410 蓝移至 370 nm,深能级可见光发射带的峰位先蓝移后红移,峰宽先增大后减小。

一般认为, ZnO 的紫外发光来自于近带边发射的自由激子复合,对于未掺杂 ZnO 薄膜发射峰红移至 410 nm 主要是由于薄膜中的缺陷在导带底或价带顶形成局域能级所引起的,随着 Mg 含量的增加,薄膜的禁带宽度增大,从而导致薄膜的近带边发射发生蓝移^[19-20]。对于深能级可见光发射带,绿光发射源于单离子氧空位 (V_{O+}) 而黄光发射源于氧填隙 (O_i)。随着 x 从 0 增大到 0.15,薄膜深能级可见光发射带先蓝移后红移,该结果归因于单离子氧空位和氧填隙之间比值的变化,即与薄膜的本征缺陷竞争密切相关^[21-22]。

图 5 给出不同 Mg 掺杂 ZnO 薄膜光照前后的表面接触角,光照前 ZnO, $Mg_{0.05}Zn_{0.95}O$, $Mg_{0.1}Zn_{0.9}O$ 和 $Mg_{0.15}Zn_{0.85}O$ 薄膜的表面接触角分别为 99° , 100° , 98° 和 103° 。Cassie-Baxter 模型认为液滴悬浮于薄膜表面,表面接触角计算公式如下^[23]

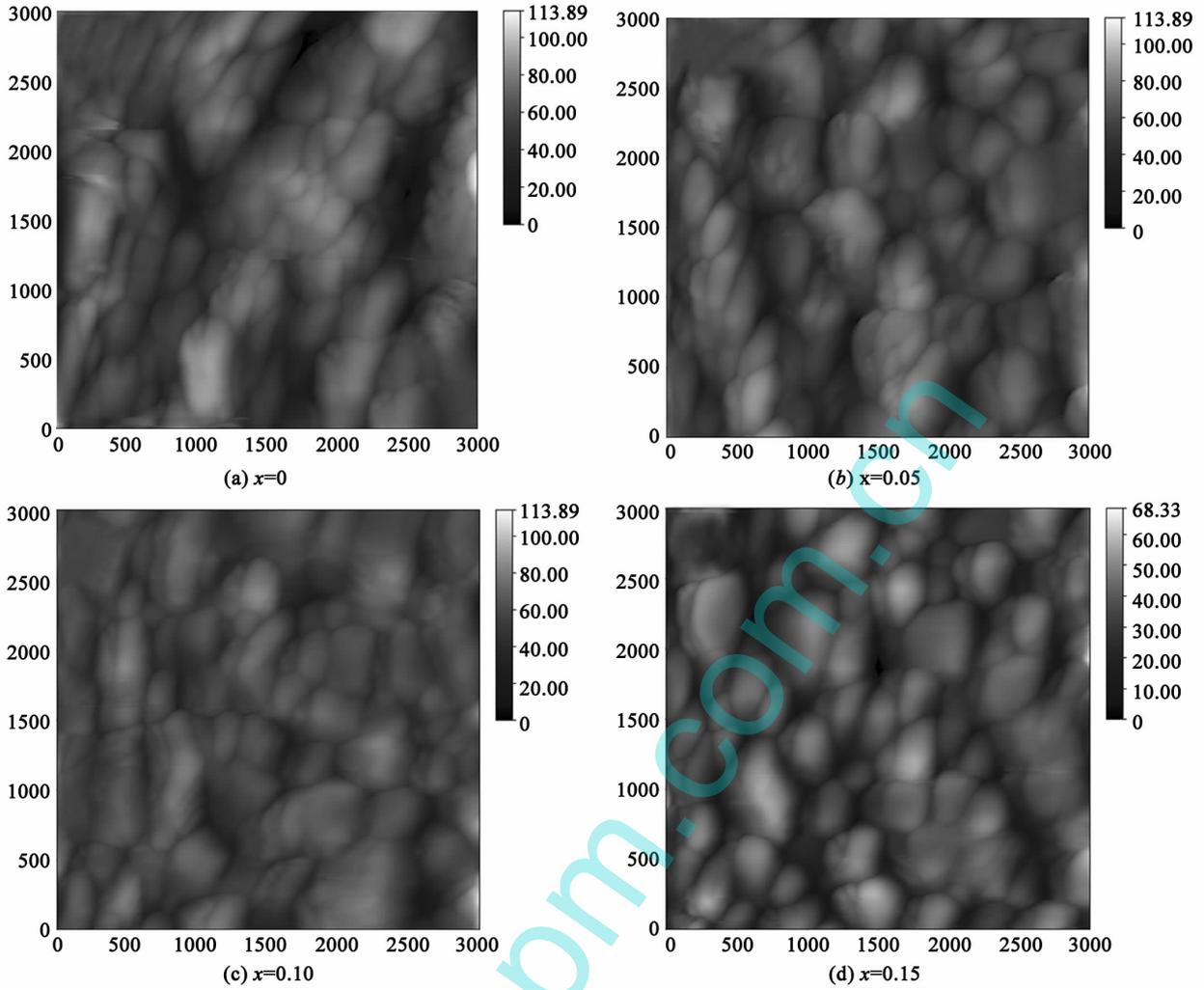


图2 $Mg_xZn_{1-x}O$ 薄膜的 AFM 图像

Fig. 2 AFM images of the $Mg_xZn_{1-x}O$ films

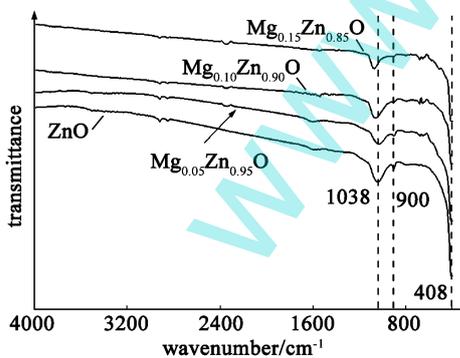


图3 $Mg_xZn_{1-x}O$ 薄膜的 FTIR 谱

Fig. 3 FTIR spectra of the $Mg_xZn_{1-x}O$ coatings

$$\cos\theta_w = (1 - f_v) (1 + \cos\theta) - 1 \quad (3)$$

式中 θ_w 为薄膜表面接触角, f_v 液气界面所占的比例, θ 为光滑表面的接触角, 液滴之下的液气界面所

占的比例 f_v 越大, 则薄膜表面接触角越大。由图 5 可以看出, 不同 Mg 掺杂 ZnO 薄膜表面接触角均大于 90° , 表现为疏水特性, 可以用 Cassie-Baxter 模型进行解释, 对于低表面能材料, 表现为疏水性, 粗糙度增大 f_v 增大, 则疏水性增强。因此, 不同 Mg 掺杂 ZnO 薄膜表面接触角存在的差异是其表面自由能和表面粗糙度共同作用的结果。

经过 2 h 紫外照射, 薄膜由疏水性转变为亲水性, 光照后 ZnO, $Mg_{0.05}Zn_{0.95}O$, $Mg_{0.1}Zn_{0.9}O$ 和 $Mg_{0.15}Zn_{0.85}O$ 薄膜的表面接触角分别为 15° , 11° , 26° 和 21° 。研究表明, 当以能量大于或等于 ZnO 薄膜禁带宽度的紫外光照射到 ZnO 薄膜表面, 薄膜中的价带电子被激发到导带, 电子和空穴复合或发生分离并形成电子-空穴对, 一些空穴可以与表面的晶格氧反应在表面形成氧空位并释放出氧气, 具体过程如

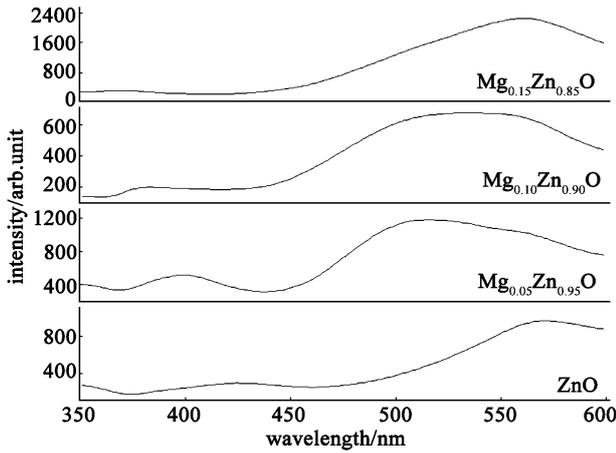


图4 Mg_xZn_{1-x}O 薄膜的光致发光谱

Fig. 4 PL spectra of the Mg_xZn_{1-x}O thin films

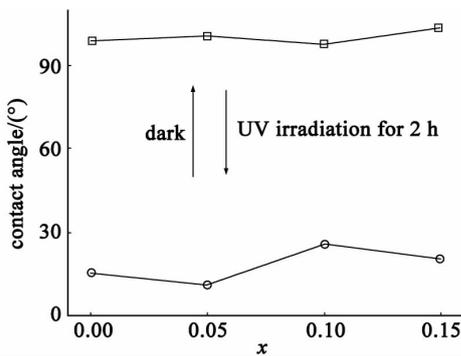
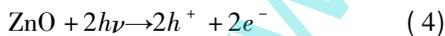


图5 光照前后 Mg_xZn_{1-x}O 薄膜的接触角

Fig. 5 Contactangle of the Mg_xZn_{1-x}O coatings before and after a UV irradiation for 2 h

下^[24]



从动力学的角度来看,与游离态氧相比,羟基的吸附更容易吸附于缺陷处,因此,当薄膜暴露在大气环境下,大气中的水会逐渐水解并吸附于薄膜表面,即化学吸附水;化学吸附水又进一步吸收大气中的水分,形成物理吸附层,薄膜表现出亲水性。然而,具有化学吸附羟基的固体表面不稳定,缺陷与氧的键合作用强于羟基,停止光照并暴露在空气中,化学吸附的羟基将逐渐被大气中的氧所替代,薄膜又恢复为初始的疏水性。当薄膜表面浸润性转变为亲水时,其表面浸润性应用 Wenzel 模型进行解释,具体表述如下^[25]

$$\cos\theta_w = r\cos\theta \quad (7)$$

式中 r 为粗糙表面的实际面积和投影面积之比, θ_w 和 θ 是粗糙表面和光滑表面的接触角,由于 r 值均大于 1,对于亲水性材料 r 值越大,接触角 θ_w 越小。不同 Mg 掺杂 ZnO 薄膜的 r 值列于表 1, r 值随着 Mg 含量的增加先减小后略有增加,在 $x = 0.1$ 时出现极小值,该结果与光照后薄膜表面接触角在 $x = 0.1$ 时出现极大值是一致的。Miyachi 等^[26]认为 ZnO 薄膜非极性面的光诱导衰减率大于其极性面的光诱导衰减率。由 XRD 研究结果可以看出,随着 x 的增大,织构系数先增大后减小,在 $x = 0.05$ 时出现极大值 ($TC_{(002)} = 1.92$) 与其它样品相比,该薄膜具有最好的 c 轴择优取向,非极性面与极性面的比值也为最大,该结果与薄膜光照后的接触角在 $x = 0.05$ 时出现极小值是一致的。

3 结论

采用溶胶-凝胶法在双抛 Si 片上制备出 Mg_xZn_{1-x}O ($x = 0, 0.05, 0.10$ 和 0.15) 薄膜,研究了 Mg_xZn_{1-x}O 薄膜的微结构、表面形貌、傅里叶红外光谱和光致发光特性,结果显示,除了 Mg_{0.15}Zn_{0.85}O 薄膜以外,其它薄膜中只观察到六角纤锌矿结构 ZnO 的衍射峰,当 $x = 0.05$ 时,薄膜的 c 轴择优取向最为明显。随着 x 不断增大,颗粒分布均匀,粗糙度下降,近带边发射峰位由 410 nm 蓝移至 370 nm,可见光发射带的峰位先蓝移后红移。408 cm⁻¹附近的红外吸收峰说明薄膜中存在六角结构 ZnO, 900 cm⁻¹吸收峰的强度随 Mg 掺杂量的增加而减弱,说明薄膜中 Si-O 键数目减少。光照前薄膜表面接触角是其表面自由能和表面粗糙度共同作用的结果,光照后薄膜的接触角则与其 r 值和非极性面与极性面的比值密切相关。

参 考 文 献

- [1] Sharma P, Mansingh A, Sreenivas K. Applied Physics Letters [J] 2002, 80(4): 553-555
- [2] Agashe C, Kluth O, Schöpe G, et al. Thin Solid Films [J], 2002, 442(1-2): 167-172
- [3] Pearton S J, Norton D P, Ip K, et al. Journal of Vacuum Science and Technology [J] 2004, B22(3): 932-948
- [4] Zhang J, Wang S R, Xu M J, et al. Crystal Growth and Design [J] 2009, 9(8): 3532-3537
- [5] Jang E S, Won J H, Hwang S J, et al. Advanced Materials [J] 2006, 18(24): 3309-3312
- [6] Look D C, Reynolds D C, Litton C W, et al. Applied Phys-

- ics Letters [J] 2002 81(10): 1830 – 1832
- [7] Lv J, Liu C, Gong W, et al. Semiconductor Science and Technology [J] 2012 27(11): 115021 – 5
- [8] Sonal S, Japinder K, Tsering N, et al. Physica [J] 2012, B407(8): 1223 – 1226
- [9] Liu C, Meng D, Pang H, et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials [J] 2012 324(20): 3356 – 3360
- [10] Van L H, Hong M H, Ding J. Journal of Alloys and Compounds [J] 2008 449(1–2): 207 – 209
- [11] 周爱萍, 刘汉法, 袁玉珍, 真空科学与技术学报 [J], 2012 32(11): 974 – 977
- [12] Ma Y, Gao Q, Wu G G, et al. Materials Research Bulletin [J] 2013 48: 1239 – 1243
- [13] Hejazi S R, Madaah H H R, Ghamsari M S. Journal of Alloys and Compounds [J] 2008: 455(1–2) 353 – 357
- [14] Chen Y F, Tuan N T, Segawa Y, et al. Applied Physics Letters [J] 2001 78(11): 1469 – 1471
- [15] 陈新华, 胡跃辉, 张效华, 等. 真空科学与技术学报 [J] 2013 33(5): 397 – 401
- [16] Lemlikchi S, Abdelli-Messaci S, Lafane S, et al. Applied Surface Science [J] 2010 256(18): 5650 – 5655
- [17] Chen J G, Guo C X, Zhang L L, et al. Chinese Physics Letters [J] 2004 21(7): 1366 – 1369
- [18] Bachari E M, Baud G, Ben A. S, et al. Thin Solid Films [J] 1999 348(1–2): 165 – 172
- [19] Kong Y C, Yu D P, Zhang B, et al. Applied Physics Letters [J] 2001 78(4): 407 – 409
- [20] Jin B J, Im S, Lee S Y. Thin Solid Films [J] 2000 366(1–2): 107 – 110
- [21] Vanheusden K, Warren W L, Seager C H, et al. Journal of Applied Physics [J] 1996 79(16): 7983 – 7990
- [22] Wu X L, Siu G G, Fu C L, et al. Applied Physics Letters [J] 2001 78(16): 2285 – 2287
- [23] Cassie A B D, Baxter S. Transactions Faraday Society [J] 1944 40: 546 – 551
- [24] Kenanakis G, Stratakis E, Vlachou K, et al. Applied Surface Science [J] 2008 254: 5695 – 5699
- [25] Wenzel R N. Industrial & Engineering Chemistry [J], 1936 28: 988 – 994
- [26] Miyauchi M, Shimai A, Tsuru Y. Journal of Physical Chemistry [J] 2005 B109: 13307 – 11

www.spm.com.cn