

绒面 ZnO 薄膜的生长及其在太阳能电池前电极的应用*

陈新亮[†] 薛俊明 孙 建 赵 颖 耿新华

(南开大学光电子薄膜器件与技术研究所, 南开大学光电子薄膜器件与技术天津市重点实验室,
南开大学光电信息技术科学教育部重点实验室, 天津 300071)

摘要: 研究了 MOCVD 技术制备的不同 B_2H_6 掺杂流量下 ZnO 薄膜的微观结构和光电性能变化. XRD 和 SEM 的研究结果表明, ZnO 薄膜具有(110)峰择优取向的绒面结构特征. 当 B_2H_6 流量为 10sccm 时, 在 $6\text{cm} \times 6\text{cm}$ 面积玻璃衬底上生长出厚度为 1000nm, 方块电阻为 $\sim 12\Omega/\square$, 平均透过率大于 80%, 迁移率为 $30.5\text{cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ 的绒面结构 ZnO 薄膜. PL 谱测试表明 B 掺杂提高了 ZnO 薄膜的晶体质量, 有力地说明了 B 掺杂 ZnO 薄膜具有更好的电学稳定性; 低压 H_2 氛围中退火可以有效提高 ZnO 薄膜的电子迁移率. 将其用作 Si 薄膜太阳能电池的前电极, 电池性能与日本 Asahi-U type SnO_2 作前电极的电池具有同等效果.

关键词: MOCVD; 绒面 ZnO 薄膜; B 掺杂; 前电极; 太阳能电池

PACC: 6855; 7280E; 8115H

中图分类号: TN304.054

文献标识码: A

文章编号: 0253-4177(2007)07-1072-06

1 前言

对于 Si 薄膜太阳能电池(主要包括非晶硅(a-Si:H)电池、微晶硅($\mu\text{c-Si:H}$)电池以及非晶/微晶叠层“micromorph”电池)来说, 陷光(light trapping)作用对器件性能尤为重要^[1~3]. a-Si:H 的光学带宽为 1.7eV 左右, 其吸收系数在短波方向较高, 而 $\mu\text{c-Si:H}$ 的光学带宽约为 1.1eV, 其吸收系数在长波方向较高, 并能吸收到红外长波区域, 这就使太阳光谱能得到更好利用. 然而, 微晶 Si 是间接带隙半导体材料, 这限制了其光学吸收系数. 如果在单一光程通过的情况下, 没有几个微米厚度的薄膜, 入射光不会被完全吸收; 为了缩短薄膜生产时间降低成本, 必须加入陷光结构. 另外, 对于 a-Si:H 太阳能电池加入陷光结构, 可以进一步减薄吸收层厚度, 减少 SW-光致衰减效应^[4](即光照情况下, 非晶 Si 材料的缺陷态密度增加, 当这种材料用于太阳能电池时, 太阳能电池性能发生衰退), 有利于提高光稳定性, 并且吸收层材料(Si 本征层)的光学吸收可以通过增加太阳辐射的光程得以提高^[1]. 近年来, 绒面结构特征(“陨石坑”状或者“类金字塔”状表面)的 ZnO 透明导电氧化物(transparent conductive oxide, TCO)薄膜的

应用可以有效增强光散射, 改善陷光效果, 它对提高 a-Si, $\mu\text{c-Si}$ 和“micromorph”叠层薄膜太阳能电池的效率起到了决定性的作用.

目前生长 ZnO 薄膜的方法很多, 包括脉冲激光沉积(PLD), 金属有机物化学气相沉积(MOCVD), 射频/直流溅射(RF/DC sputtering), 电子束反应蒸发(EBRE), 喷雾热分解(spray pyrolysis)和溶胶-凝胶法(sol-gel)等^[5~13]. 应用于 Si 薄膜太阳能电池及其组件的 ZnO 薄膜, 国际上主要是磁控溅射和 MOCVD 技术. 利用磁控溅射法制备薄膜太阳能电池用 ZnO 薄膜, 通常采用 Al 掺杂得到较低电阻率($\sim 10^{-4}\Omega \cdot \text{cm}$)的镜面结构; 为应用于太阳能电池前电极, 溅射后的 ZnO 薄膜须采取湿法刻蚀才能形成绒面结构^[14~16], 以期获得良好光散射能力. 调制绒面结构时, 湿法腐蚀起关键作用, 因此, 在大面积腐蚀 ZnO 薄膜形成绒面结构时具有高的风险性和造成材料浪费(腐蚀后薄膜厚度减少). 然而, MOCVD 技术可直接生长出绒面结构的 ZnO 薄膜^[17~19], 薄膜生长过程为无粒子轰击的热分解过程, 沉积温度低, 并且借助紫外光照, 可有效降低电阻率至 $\sim 10^{-4}\Omega \cdot \text{cm}$ 数量级^[20]. 另外, MOCVD 技术可以实现高速度、大面积电学特性和厚度均匀的 ZnO 薄膜生长, 符合产业化发展要求.

* 天津市自然科学基金(批准号:043604911)和国家重点基础研究发展规划(批准号:2006CB202602, 2006CB202603)资助项目

[†] 通信作者. Email: cxlrzhou@163.com

2006-12-23 收到, 2007-02-23 定稿

本文研究了 B 掺杂对 ZnO 薄膜微观结构和光电特性的影响,在 $6\text{cm} \times 6\text{cm}$ 面积玻璃衬底上制备出了光电性能优良的绒面结构 ZnO 薄膜,并且作为 Si 薄膜太阳能电池前电极应用效果良好.

2 实验

ZnO 薄膜利用 MOCVD 技术制备^[8]. 实验中,二乙基锌和水的流量分别设定为 202 和 $447\mu\text{mol}/\text{min}$,真空室反应气压为 200Pa,衬底温度为 423K,沉积薄膜时间为 30min,膜厚 $d = 1000\text{nm}$,其中采用氢稀释浓度为 1% 的硼烷(B_2H_6)做掺杂气体; H_2 气氛低压退火实验中,退火温度分别设定为 473 和 673K.

利用 X 射线衍射仪(XRD-Rigaku D/max2500)表征 ZnO 薄膜的晶体结构取向,扫描电镜(SEM-JSM 6700F)和透射电镜(TEM-JEOL 2010)观测薄膜的表面形貌和断面结构;载流子浓度、迁移率和电阻率利用 Van der Pauw 法进行霍尔测量(Accent HL5500);X 射线光电子谱表征薄膜的组分(XPS-Kratos Axis Ultra DLD);利用 325nm 波长的 He-Cd 激光器作为激发源,测试薄膜的光致发光谱(PL-Spex F212);借助 UV-Vis-NIR 分光光度计测试薄膜的透过率(Backman-Du 8B Spectrophotometer),波长范围为 300~900nm. 所有样品测试均在室温下进行.

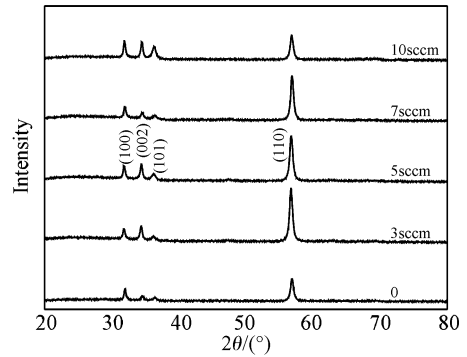


图1 不同 B_2H_6 流量下 ZnO 薄膜的 XRD 衍射谱
Fig. 1 XRD spectra of the boron-doped ZnO at various B_2H_6 flow rates

3 结果与讨论

3.1 B 掺杂 ZnO 薄膜的结构特性

对应用于 pin 型 Si 基薄膜太阳能电池前电极的 ZnO 薄膜而言,需要其具有较低的电阻率($\leq 10^{-3}\Omega \cdot \text{cm}$),较高的透过率($T \geq 80\%$),同时电学性能要求稳定.直接生长的未掺杂 ZnO 薄膜尽管为 n 型,但其电阻率较高,因而需要适当的施主掺杂. MOCVD 技术中通常选取 B_2H_6 气体作为掺杂剂.另外,为了获取具有良好光散射特征的陷光结构,ZnO 薄膜通常应具有“类金字塔”状的表面形貌(textured surface).研究表明,具有均匀“类金字塔”状的绒面 ZnO 薄膜为(110)峰择优取向^[19]. 图1

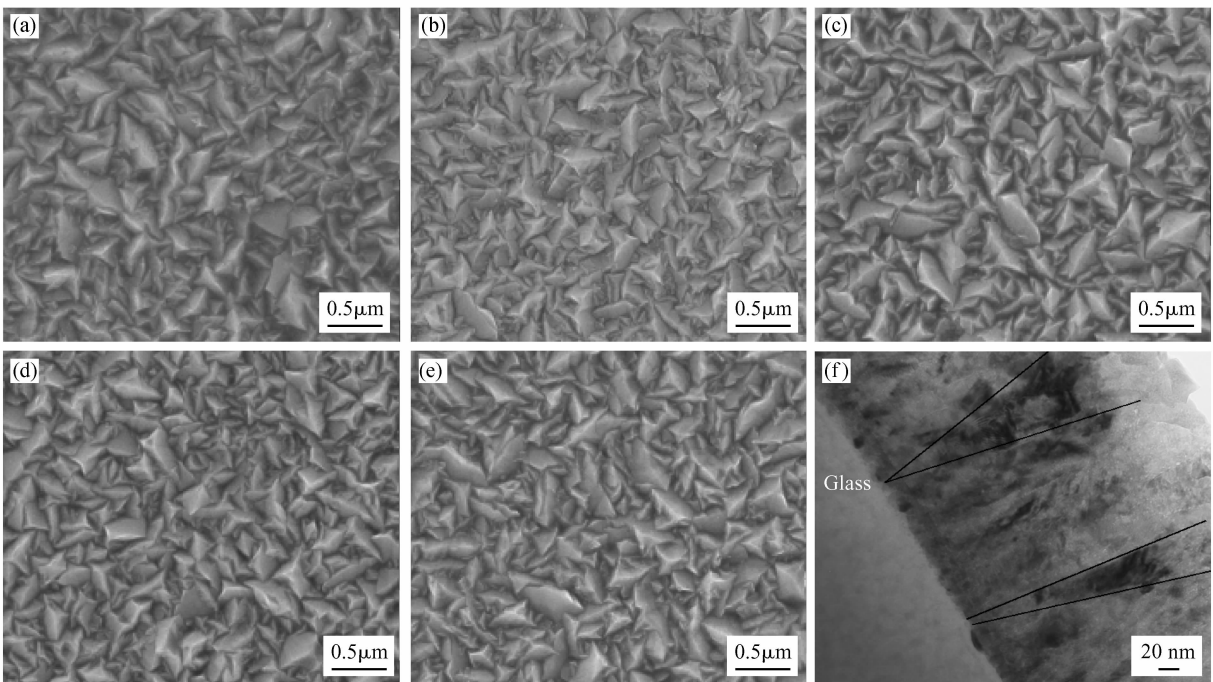


图2 不同 B_2H_6 流量下 ZnO 薄膜的 SEM 和断面 TEM 照片 (a)0sccm; (b)3sccm; (c)5sccm; (d)7sccm; (e)10sccm; (f)0sccm TEM 断面形貌

Fig. 2 SEM and TEM images of boron-doped ZnO thin films at different B_2H_6 flow rates (a)0sccm; (b)3sccm; (c)5sccm; (d)7sccm; (e)10sccm; (f)Cross-section TEM image at 0sccm

给出了不同 B_2H_6 流量下 ZnO 薄膜的 X 射线衍射谱,可以看出,未掺杂和 B 掺杂的 ZnO 薄膜均具有 (110) 峰择优取向. 在 B_2H_6 流量为 3~7sccm 时, (110) 特征峰较强,过多的掺杂却使其相对强度有所减弱.

为进一步观测 ZnO 薄膜的表面形貌,我们给出了 ZnO 薄膜的 SEM 表面和 TEM 断面形貌照片,如图 2 所示. B_2H_6 流量为 3~7sccm 时, ZnO 薄膜“类金字塔”状结构特征更为显著,晶体尺寸为 300~500nm,较多的掺杂流量下(10sccm),存在少许“岩石片”状晶粒(如箭头指示);TEM 断面照片表明 (110) 峰择优的绒面结构 ZnO 薄膜呈锥状晶粒生长模式.

3.2 B 掺杂 ZnO 薄膜的电学和光学特性

图 3 为未掺杂和 B 掺杂 ZnO 薄膜的电阻率、迁移率和电子载流子浓度与硼烷流量的关系. 由图可知,随着硼烷流量的增大,电阻率逐渐下降,载流子浓度则呈现逐渐上升趋势,并且在 10sccm 处载流子浓度达到最大值 $-1.5 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$,电阻率则达到最小值 $-1.2 \times 10^{-3} \Omega \cdot \text{cm}$;迁移率是先增大后减小,3sccm 硼烷流量时达到最大值 $-33.5 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$. 其中载流子浓度增大的原因是 B 替代 Zn 的位置,即替位 B 原子的增加或 B 在 ZnO 晶格中间隙掺杂的增加所引起的;迁移率的增大可归因于晶体质量的提高,表现为 (110) 峰的增强,达到极值后继而减小可能是 B 杂质介入 ZnO 薄膜中相应的杂质散射增强导致. 可以看出,硼烷流量在 0~10sccm 区间,迁移率的变化范围不大 ($30.5 \sim 33.5 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$),因此 ZnO 薄膜电阻率的减小主要是载流子浓度的增加导致的. 结合形貌结果可知, B 掺杂在 ZnO 薄膜中的作用是双重的:一方面它增加了载流子浓度,有效提高了薄膜的电导;另一方面, B 掺杂(如 7sccm 流量)增强了 (110) 峰的相对强度,改善了 ZnO 薄膜结构特征. 此外,据文献报道^[2],重掺杂 ZnO 薄膜的晶粒较未掺杂的晶粒尺寸小. 可见, B 掺杂对 ZnO 薄膜的结构和电学性能调制须选择合适的有效掺杂,以便减小其负面影响.

表 1 给出了空气中放置 60 天后, H_2 氛围中退火前后 ZnO 薄膜的电学特性. 由此可见, ZnO 薄膜在氢气氛围下 473K 低压退火 40min 后,电学特性得到明显提高,即其电阻率降低、载流子浓度和迁移率分别增大,特别是未掺杂 ZnO 薄膜的电子迁移率从 $10.8 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ 提高到 $49.8 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$. 这可归因于 H_2 退火使 ZnO 薄膜表面物理吸附的氧获得解吸附(XPS 测试证明,文中未给出),并且 H_2 氛围进一步促使薄膜晶界处化学吸附的 O 解吸附; H_2 对 ZnO 薄膜中的小晶粒可能也具有刻蚀作用,减少

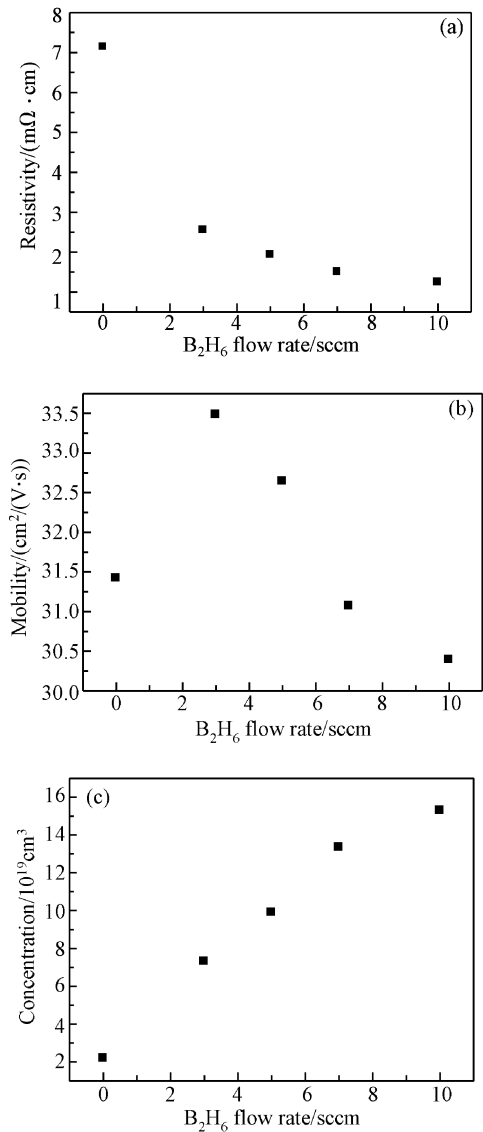


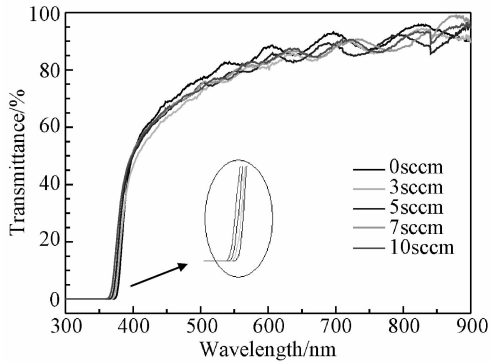
图 3 B_2H_6 流量对 ZnO 薄膜电学特性的影响

Fig. 3 Electrical properties of boron-doped ZnO films as a function of B_2H_6 flow rate

表 1 空气中放置 60 天后, H_2 氛围中退火前后 ZnO 薄膜的电学特性比较

Table 1 Changes of electrical properties of un-doped and boron-doped ZnO films without and with H_2 annealing after 60-day exposure

	Un-doped ZnO film	ZnO:B films (at 10sccm)	
Without H_2 annealing	$\rho/(\Omega \cdot \text{cm})$ 2.77×10^{-2}	1.81×10^{-3}	
	$\mu/(\text{cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s}))$ 10.8	23.0	
	n/cm^{-3} 2.09×10^{19}	1.5×10^{20}	
	d/nm 950	1000	
With H_2 annealing	$\rho/(\Omega \cdot \text{cm})$ 4.11×10^{-3}	1.07×10^{-3}	6.19×10^{-3}
	$\mu/(\text{cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s}))$ 49.8	33.5	28.8
	n/cm^{-3} 3.06×10^{19}	1.70×10^{20}	3.51×10^{19}
	$T_{\text{annealing}}/\text{K}$ 473	473	673

图4 不同 B_2H_6 流量下 ZnO 薄膜的透过率曲线Fig. 4 Transmittance of ZnO films at various B_2H_6 flow rates

了晶界的散射,从而提高了电学特性^[21].另外,由于部分 H 扩散进入 ZnO 薄膜,位于 Zn—O 键中间,从而 H 在 ZnO 中起一定的浅施主作用^[22,23].然而,ZnO 薄膜在氢气氛围下 673K 低压退火 40min 后电学特性恶化,其归因于 ZnO 薄膜的微观结构发生改变,(110)峰相对强度有所减弱,而(100)和(101)峰有所增强(XRD 测试证明),此外,温度越高,更多的 Na 受主杂质扩散进入薄膜中,起一定的电学补偿作用^[8].

图 4 给出了 ZnO 薄膜的透过率曲线.从图中可以看出,400~900nm 范围的平均透过率超过 80%;由于薄膜晶粒尺寸为 300~500nm,并且薄膜表面粗糙,对短波长光的散射作用明显增强,垂直透过率明显下降.在短波吸收区,随着 B_2H_6 流量增加(掺杂量增加),光学截止波长发生蓝移,即光学带隙展宽.这是由于 B 掺杂有效地提高薄膜的电子浓度,费米能级进入导带,高浓度的电子将占据导带底端,此时若激发一电子,必须提高激发能量才足以使电子激发,从而产生 B-M 偏移,使光学带隙变宽,发生蓝移现象^[24,25].

众所周知,原生的 ZnO 薄膜呈 n 型,主要依靠本征缺陷-Zn 间隙或 O 空位导电.图 5 给出了 ZnO 薄膜光致发光谱.从图中可以看出, B_2H_6 流量从 0 到 10sccm,ZnO 薄膜的近紫外发光峰(~379nm)逐渐增强,与 O 空位相关缺陷有关的发光峰(466 和 545nm 附近)减弱,B 掺杂提高了 ZnO 薄膜的晶体质量.因此,我们认为在 ZnO 薄膜生长过程中,B 掺杂有效地消除了部分 O 缺陷和悬挂键, B^{3+} 有效替代 Zn^{2+} 位置提供电子导电,此时主要体现为杂质导电机制.这也有力地说明了为什么空气中放置的 B 掺杂 ZnO 薄膜较未掺杂 ZnO 薄膜的电学性能稳定.

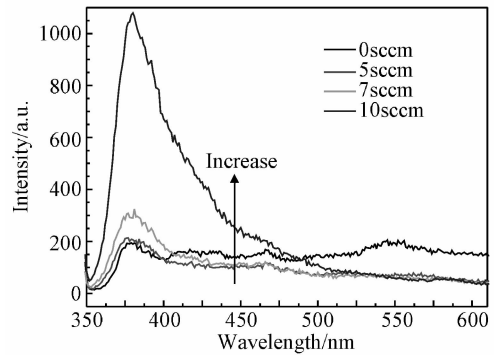
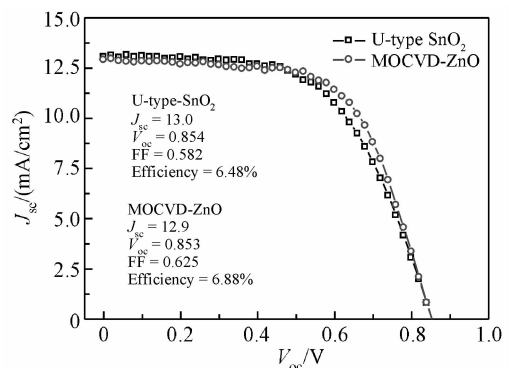


图5 未掺杂和 B 掺杂 ZnO 薄膜的 PL 谱

Fig. 5 PL spectra of un-doped and boron-doped ZnO films

3.3 ZnO 薄膜在 a-Si 薄膜太阳电池前电极的应用

通过以上实验,在 B 掺杂为 10sccm 时获得了低电阻率、高透过率、均匀性良好的绒面 ZnO 薄膜,继而开始应用于 a-Si 薄膜太阳电池前电极.为说明 ZnO 薄膜前电极的作用,我们在 PECVD 设备中将电池同时沉积在日本 Asahi-U type SnO_2 和 ZnO 薄膜上,其中,电池结构分别为 glass/ SnO_2 /pin/Al 和 glass/ZnO/pin/Al,ZnO 薄膜厚度约为 1500nm.图 6 给出了两种太阳电池的 $I-V$ 测试曲线, SnO_2 薄膜作为前电极的电池参数为: $J_{sc} = 13.0 \text{ mA/cm}^2$, $V_{oc} = 0.854 \text{ V}$, $FF = 0.582$, $Efficiency = 6.48\%$, ZnO 薄膜作为前电极的电池参数为: $J_{sc} = 12.9 \text{ mA/cm}^2$, $V_{oc} = 0.853 \text{ V}$, $FF = 0.625$, $Efficiency = 6.88\%$.可以看出,两者显示出相当的短路电流密度 J_{sc} ,说明它们具有同样的光散射效果;使用 ZnO 电极的电池具有较好的填充因子 FF,可能是 ZnO 薄膜较厚、串联电阻较小所致.另外,多次的太阳电池应用实验表明,MOCVD-ZnO 薄膜可成功地应用于 Si 基薄膜太阳电池,这为以后大面积 Si 薄膜太阳电池前电极的应用打下基础.

图6 ZnO 和 SnO_2 薄膜作为 a-Si 薄膜太阳电池前电极的 $I-V$ 曲线Fig. 6 $I-V$ curves of a-Si thin film solar cells with ZnO or SnO_2 films used as front electrodes

4 结 论

利用 MOCVD 技术, B_2H_6 气体作为 n 型掺杂剂制备出了结构和光电性能优良的“类金字塔”绒面 ZnO 透明导电薄膜. 在 B_2H_6 流量为 10sccm 掺杂条件下, 制备出的“类金字塔”状绒面结构 ZnO 薄膜具有低电阻率($1.2 \times 10^{-3} \Omega \cdot \text{cm}$)、较高透过率($> 80\%$)和高迁移率($30.5 \text{cm}^2 / (\text{V} \cdot \text{s})$). 473K 温度下低压 H_2 氛围退火可有效提高 ZnO 薄膜的电子迁移率. MOCVD 生长的 ZnO 薄膜成功地应用于 Si 薄膜太阳能电池前电极, 其电池性能与日本 Asahi-U type SnO_2 薄膜作前电极的电池具有同等效果.

参 考 文 献

- [1] Müller J, Rech B, Springer J, et al. TCO and light trapping in silicon thin film solar cells. *Solar Energy*, 2004, 77: 917
- [2] Fay S, Feitknecht L, Schlachter R, et al. Rough ZnO layers by LP-CVD process and their effect in improving performances of amorphous and microcrystalline silicon solar cells. *Solar Energy Mater Solar Cells*, 2006, 90: 2960
- [3] Anna Selvan J A, Delahoy A E, Guo S Y, et al. A new light trapping TCO for nc-Si: H solar cells. *Solar Energy Mater Solar Cells*, 2006, 90: 3371
- [4] Staebler D L, Wronski C R. Reversible conductivity changes in discharge-produced amorphous Si. *Appl Phys Lett*, 1977, 31: 292
- [5] Nunes P, Fortunato E, Tonello P, et al. Effect of different dopant elements on the properties of ZnO thin films. *Vacuum*, 2002, 64: 281
- [6] Wenas W W, Yamada A, Takahashi K. Electrical and optical properties of boron-doped ZnO thin films for solar cells grown by metalorganic chemical vapor deposition. *J Appl Phys*, 1991, 70: 7119
- [7] Liu Cihui, Yao Ran, Su Jianfeng, et al. Luminescence and recombination centers in ZnO/Si films. *Chinese Journal of Semiconductors*, 2007, 28(2): 196 (in Chinese) [刘磁辉, 姚然, 苏剑锋, 等. 硅基氧化锌薄膜中的发光和复合中心. *半导体学报*, 2007, 28(2): 196]
- [8] Chen X L, Geng X H, Xue J M, et al. Temperature-dependent growth of zinc oxide films grown by metal organic chemical vapor deposition. *J Cryst Growth*, 2006, 296: 43
- [9] Yu X H, Ma J, Ji F, et al. Preparation and properties of ZnO:Ga films prepared by r. f. magnetron sputtering at low temperature. *Appl Surf Sci*, 2005, 239: 222
- [10] Al Asmar R, Juillaguet S, Ramonda M, et al. Fabrication and characterization of high quality undoped and Ga_2O_3 -doped ZnO thin films by reactive electron beam co-evaporation technique. *J Cryst Growth*, 2005, 275: 512
- [11] Xu H Y, Liu Y C, Mu R, et al. F-doping effects on electrical and optical properties of ZnO nanocrystalline films. *Appl Phys Lett*, 2005, 86: 123107
- [12] Van Heerden J L, Swanepoel R. XRD analysis of ZnO thin films prepared by spray pyrolysis. *Thin Solid Films*, 1997, 299: 72
- [13] Ohyama M, Kouzuka H, Yoko T. Sol-gel preparation of ZnO films with extremely preferred orientation along (002) plane zinc acetate solution. *Thin Solid Films*, 1997, 306: 78
- [14] Kluth O, Rech B, Houben L, et al. Texture et alhed ZnO:Al coated glass substrates for silicon based thin film solar cells. *Thin Solid Films*, 1999, 351: 247
- [15] Müller J, Kluth O, Wieder S, et al. Development of highly efficient thin film silicon solar cells on texture-et alhed zinc oxide-coated glass substrates. *Solar Energy Mater Solar Cells*, 2001, 66: 275
- [16] Yoo J, Lee J, Kim S, et al. High transmittance and low resistive ZnO:Al films for thin film solar cells. *Thin Solid Films*, 2005, 480/481: 213
- [17] Sang B S, Nagoya Y, Kushiya K, et al. MOCVD-ZnO windows for 30cm \times 30cm CIGS-based modules. *Solar Energy Mater Solar Cells*, 2003, 75: 179
- [18] Myong S Y, Lim K S. Highly stable and textured hydrogenated ZnO thin films. *Appl Phys Lett*, 2003, 82: 3026
- [19] Yamada A, Wenas W W, Yoshino M, et al. Low-resistive textured ZnO films grown by MOCVD and photo-MOCVD. Conference Record of the 22nd IEEE Photovoltaic Specialists Conference Las Vegas, Nevada, 1991: 1236
- [20] Sang B S, Yamada A, Konagai M. Growth of Boron doped ZnO thin films by atomic layer deposition. *Solar Energy Mater Solar Cells*, 1997, 49: 19
- [21] Baik S J, Jang J H, Lee C H, et al. Highly textured and conductive undoped ZnO film using hydrogen post-treatment. *Appl Phys Lett*, 1997, 70: 3516
- [22] Van de Walle C G. Hydrogen as a cause of doping in zinc oxide. *Phys Rev Lett*, 2000, 85: 1012
- [23] Hofmann D M, Hofstaetter A, Leiter F, et al. Hydrogen: a relevant shallow donor in zinc oxide. *Phys Rev Lett*, 2002, 88: 045504
- [24] Burstein E. Anomalous optical absorption limit in InSb. *Phys Rev*, 1954, 93: 632
- [25] Moss T. Optical properties of semiconductors. New York: Academic Press, 1961

Growth of Textured ZnO Thin Films and Their Front Electrodes for Application in Solar Cells*

Chen Xinliang[†], Xue Junming, Sun Jian, Zhao Ying, and Geng Xinhua

(*Tianjin Key Laboratory of Photo-Electronic Thin Film Devices and Technology, Key Laboratory of Opto-Electronic Information Science and Technology of the Ministry of Education, Institute of Photo-Electronic Thin Film Devices and Technology, Nankai University, Tianjin 300071, China*)

Abstract: The structural, optical, and electrical properties of ZnO thin films grown by metal organic chemical vapor deposition at different B_2H_6 flow rates were investigated. XRD spectra and SEM images indicate that all the ZnO films have the preferential orientation of (110) peak, showing textured surfaces. When the B_2H_6 flow rate was set at 10 sccm, a low sheet resistance ($12\Omega/\square$) and high average transparency ($>80\%$) in the range of visible light and infrared and $30.5\text{cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ mobility were obtained for 1000nm thick ZnO film deposited on $6\text{cm}\times 6\text{cm}$ glass substrate at a low temperature of 423K. PL spectra indicate that boron-doping improves the crystal quality, which explains why the ZnO:B films show a better electrical stability than the un-doped samples. Low-pressure annealing in H_2 atmosphere at 473K of ZnO films effectively enhances the electron mobility. When applied in a-Si thin film solar cells as front electrodes, ZnO films present equivalent performance to Asahi-U type SnO_2 films.

Key words: MOCVD; textured ZnO film; B-doping; front electrodes; solar cells

PACC: 6855; 7280E; 8115H

Article ID: 0253-4177(2007)07-1072-06

* Project supported by the Natural Science Foundation of Tianjin (No. 043604911) and the State Key Development Program for Basic Research of China (Nos. 2006CB202602, 2006CB202603)

[†] Corresponding author. Email: cxlrzhou@163.com

Received 23 December 2006, revised manuscript received 23 February 2007

©2007 Chinese Institute of Electronics