

a-SiN:H 薄膜的对靶溅射沉积及微结构特性研究

于威, 孟令海, 耿春玲, 丁文革, 武树杰, 刘洪飞, 傅广生

河北大学物理科学与技术学院, 保定 071002

E-mail: yuwei@hbu.edu.cn

2009-12-27 收稿, 2010-02-23 接受

国家自然科学基金(60878040, 60940020)及河北省自然科学基金(E2009000208)资助项目

摘要 采用对靶磁控反应溅射技术以 N_2 和 H_2 为反应气体在硅(100)和石英衬底上制备了氢化非晶氮化硅(a-SiN:H)薄膜. 利用台阶仪、原子力显微镜、紫外-可见(UV-VIS)光吸收和傅里叶红外透射光谱(FTIR)对薄膜沉积速率、微观结构及键合特性进行了分析. 结果表明, 利用等离子反应溅射可在较低衬底温度条件下($T_s < 250^\circ C$)实现低表面粗糙度和高光学透过率的 a-SiN:H 薄膜制备. 增加衬底温度可使薄膜厚度减小, 薄膜光学带隙 E_g 提高, 薄膜无序度减小. FTIR 分析结果表明, 薄膜主要以 Si-N, Si-H 和 N-H 键合结构存在, 随衬底温度增加, 薄膜中的键合氢含量减小, 而整体键密度和 Si-N 键密度增加. 该微观结构和光学特性的调整可归因衬底温度升高所引起的衬底表面原子迁移率和反应速率的增加.

关键词

氢化非晶氮化硅
对靶磁控溅射
微观结构
键合特性

硅基太阳能电池因其材料丰富、工艺成熟和稳定性高等优势, 已经成为当前商业化光伏器件的主要形式. 为实现太阳光能的充分利用, 表面减反射薄膜制备已成为提高太阳能电池转换效率的关键技术^[1-5]. a-SiN:H 薄膜具有较好的光学和化学稳定性, 该材料已被广泛应用于硅基半导体器件及集成电路的防扩散、钝化和封装等工艺. 由于 a-SiN:H 折射率在可见波段与硅材料接近, 非常适合于硅基材料光伏器件的太阳光减反射应用; 同时, 由于薄膜制备过程中活性氢原子对硅基材料的缺陷具有钝化作用, 可显著降低器件表面的载流子复合速率. 采用该材料替换传统的 TiO_2 反射层能使多晶硅太阳能电池的光电转换效率提高 3%^[2]. 1996 年, IMEC 公司利用 a-SiN:H 薄膜作为减反射膜, 已经在标准的 $10\text{ cm} \times 10\text{ cm}$ 的多晶硅光伏组件上实现了 15.43% 的能量转换率^[3]. Hübner 等人^[4]利用 a-SiN:H 薄膜的两面钝化, 使多晶硅太阳能电池的光电转换效率提高到了 20%. 对于非晶硅和微晶硅薄膜电池, 采用减反层对太阳能电池器件内部吸收的光管理理论 (concepts of light

management) 研究已经受到关注, a-Si/a-SiN:H 叠层的合理设计可使 700~1300 nm 宽谱带入射光达到近 100% 的反射^[5].

a-SiN:H 薄膜微观结构及其对硅材料的钝化作用显著依赖于所采用的制备技术和制备条件. 近年来, 多种薄膜制备技术, 如低压化学气相沉积、热丝化学气相沉积和等离子体化学气相沉积 (PECVD) 等已经应用于该材料的制备. 广泛采用的磁控溅射技术具有设备简单、沉积速率高、沉积面积大、沉积过程不需引入有害气体等特性, 但是, 高能粒子如 γ -电子和高能 Ar 等的轰击及热效应将破坏所沉积薄膜的微观结构. 对靶磁控反应溅射由于将高能粒子束缚在了两靶中间, 沉积薄膜基片位于等离子体空间之外, 可以实现薄膜的无损伤沉积, 并且具有溅射靶材料利用率高、高密度等离子体区均匀、薄膜沉积所需衬底温度低和薄膜微观结构容易调整等独特优势, 已经应用于高质量 CN^[6], ITO^[7] 和 ZnO^[8] 等薄膜的制备研究, 适用于有机材料衬底 SiO_xN_y ^[9] 薄膜的制备也已有报道.

英文引用格式: Yu W, Meng L H, Geng C L, et al. Structural properties of hydrogenated amorphous silicon nitride films deposited by facing targets sputtering (in Chinese). Chinese Sci Bull (Chinese Ver), 2010, 55: 1799—1804, doi: 10.1360/972009-2243

本工作采用对靶磁控反应溅射技术研究了 a-SiN:H 薄膜的低温沉积, 分析了不同衬底温度条件下 a-SiN:H 薄膜的表面形貌和光学特性, 并对改变衬底温度导致的薄膜键合特性变化进行了讨论, 探索采用该技术制备薄膜适用于硅基光伏器件减反层的可能性.

1 实验

本工作利用对靶磁控反应溅射技术制备了 a-SiN:H 薄膜. 溅射采用 2 英寸的对靶设备, 样品位于溅射靶底 2 cm 位置, 以 p 型单晶双抛 Si(100)和石英玻璃作为衬底. 每次溅射前在 Ar 环境中放电半小时, 以除去 Si 靶表面的氧化层及其他杂质. 采用 N₂ 和 H₂ 作为反应气体源, 沉积气压控制在 4.0×10⁻¹ Pa, 流量分别为 1.68 sccm 和 30 sccm, 溅射功率 80 W, 沉积时间 3 h. 实验中, 为实现不同微观结构的薄膜沉积, 在保证以上实验条件不变的情况下, 以 50℃ 为间隔, 制备从 T_s=100℃ 到 T_s=250℃ 的系列 a-SiN:H 薄膜样品. 采用 Dektak 3ST 型台阶仪测量薄膜的厚度, SPM-6800 型原子力显微镜(AFM)表征薄膜表面形貌; 采用 ZolixSBP300 型紫外-可见透射(UV-VIS)光谱仪(扫描范围为 200~800 nm)对薄膜能带结构进行分析; 采用 Bio-Rad 60V 型傅里叶变换红外透射光谱仪(波数范围为 400~4000 cm⁻¹)测量 Si 衬底上所沉积薄膜的 FTIR 光谱, 通过对特征红外吸收谱的拟合分析薄膜的组成和键合结构特征.

2 结果与讨论

2.1 薄膜厚度及薄膜表面形貌分析

由于高能粒子被有效地限制在对靶空间区, 从等离子体区扩散到反应表面的粒子仅携带较低能量, 此时, 衬底温度对表面反应的激活效应将显著影响薄膜的表面沉积. 图 1 为薄膜厚度随衬底温度的变化曲线. 可以看出, 随着衬底温度的升高, 薄膜厚度显著减小. 该结果反映了增加衬底温度对粒子的表面成核和生长过程的综合作用效果. 首先, 根据薄膜的自发形核理论, 薄膜的临界核心半径 r^* 和临界形核自由能变化 ΔG^* 均将随反应温度的增高而增加, 因而, 随着衬底温度的增加, 薄膜成核几率降低. 另一方面, 提高衬底温度有利于解吸附反应速率增加, 反应粒子所携带的动能也对其具有辅助效应, 两者作用将导

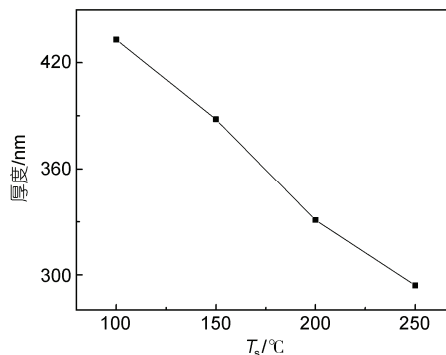


图 1 不同衬底温度下的薄膜厚度

致薄膜沉积的速率降低^[10,11]. 同时, 衬底温度的升高将会导致所沉积原子在生长表面迁移速率增大, 所引起的薄膜致密性增加也将贡献于薄膜厚度的减小.

图 2 给出了不同温度下 p 型硅衬底薄膜表面的二维 AFM 图像. 从图中可以清楚地看到, 薄膜成颗粒状分布, 随着衬底温度的升高, 薄膜表面粗糙度 (RMS) 逐渐降低. 当 T_s=250℃ 时, 薄膜呈现较好的粒子互相融合的表面结构, 薄膜致密平整, RMS=0.2 nm. 该结果可做如下解释: 在较低衬底温度下, 虽然等离子体提供的反应粒子具有较高活性, 并且粒子携带的较低动能有利于薄膜的表面迁移, 但数值仍低于粒子在薄膜表面达到有序排列所需能量. 较低温度导致粒子表面扩散长度较小, 此时所沉积的薄膜表面粗糙且存在较多缺陷. 随衬底温度升高, 增加的表

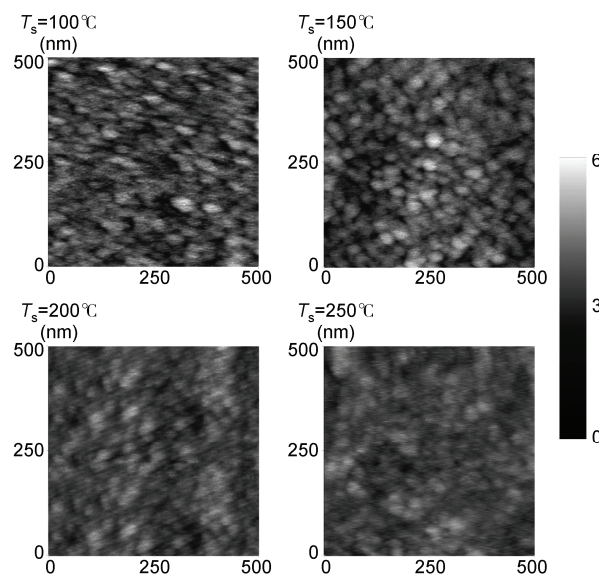


图 2 不同衬底温度下样品的 AFM

面迁移将加大原子在反应表面扩散和反应速率. 此时, 所生长的薄膜将更加致密, 表面粗糙度降低. 与普通磁控溅射低温沉积的技术相比, 低温沉积所获得的薄膜将具有更高的表面颗粒均匀度及更小的表面粗糙度^[12], 该结果显示了等离子体中高能粒子轰击效应的抑制对低温有序薄膜的制备的优越性.

2.2 薄膜的光学特性

由于地面太阳光谱能量峰值位于 500 nm 附近, 而硅太阳能电池的光谱响应峰值波长在 800~900 nm, 因此保证减反层在 500~900 nm 的太阳光在硅表面具有最佳反射效果对硅基光伏器件的转换效率提高尤为重要^[13]. 图 3 为不同温度条件下在石英衬底上所沉积样品的 UV-VIS 透射图谱. 可以看出, 薄膜透射曲线表现为从 350 nm 附近开始的高透射部分及紫外波段逐渐增加的带边吸收部分. 各 a-SiN:H 样品均具有从可见到近红外光波段超过 90% 的透射率, 由对应的光谱干涉效应所计算的薄膜折射率分别为 1.85, 1.98, 2.16, 2.39, 接近理想折射率 2.0, 非常适合硅基太阳能电池的减反射薄膜的设计应用.

a-SiN:H 高透射来源于薄膜致密性增加和缺陷密度的减小. 薄膜的光学特性可用光学带隙 E_g 和 Urbach 能 E_U 表征, 薄膜样品的 E_g 和入射光子能量 $h\nu$ 之间满足 Tauc^[14] 方程:

$$(\alpha h\nu)^{1/2} = B(h\nu - E_g), \quad (1)$$

其中 α 为吸收系数, 可以通过薄膜的透过率 $\alpha = -\ln T/d$ 进行计算, d 为薄膜厚度, T 是薄膜透过率, B 为与材料特性有关的常数. 根据薄膜透射数据可以计算获得 $(\alpha h\nu)^{1/2} - h\nu$ 关系曲线. 图 3 插图给出了衬底温度为 200°C 样品的计算结果. 由(1)式可知, 曲线的切线在 $(\alpha h\nu)^{1/2} = 0$ 处横坐标对应薄膜的光学带隙 E_g 值.

薄膜微观结构无序引起光学吸收的指数吸收边, 对应的 Urbach 能参量 E_U 和光学吸收系数关系表示为

$$\alpha(h\nu) = \alpha_0 \exp[(h\nu - E_0) / E_U], \quad (2)$$

其中 α_0 和 E_0 对应薄膜光学带边处的光学吸收系数和光子能量. 图 4 插图给出了通过薄膜透射曲线指数计算获得的 $\ln \alpha - h\nu$ 关系曲线. 由(2)式可知, 曲线的斜率倒数对应样品的 E_U 值.

图 4 给出了不同衬底温度下所制备的 a-SiN:H 薄膜的光学带隙 E_g 和 E_U 能值, 可以看出, 尽管所有薄

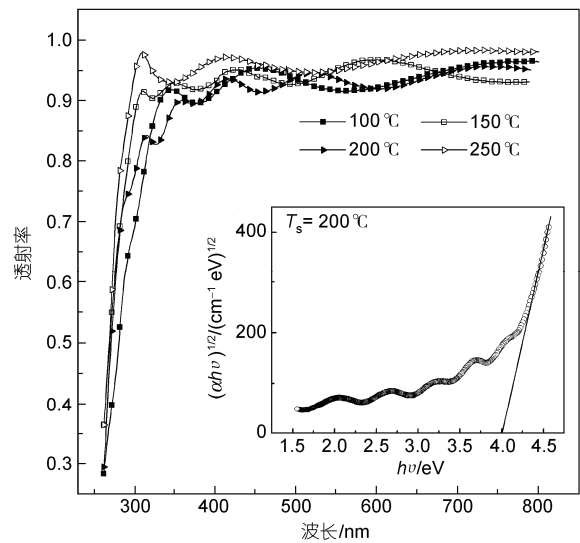


图 3 不同衬底温度样品的紫外-可见透射谱

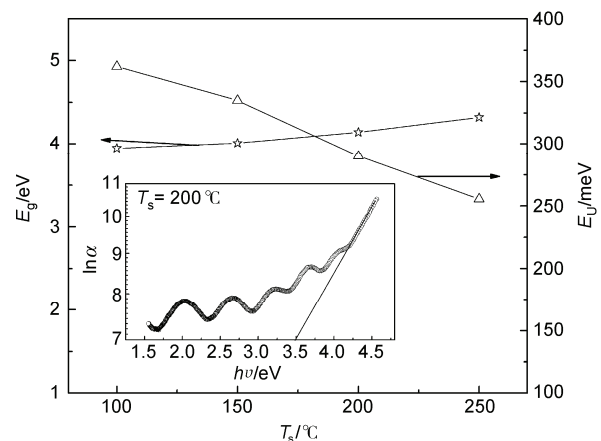


图 4 不同衬底温度对薄膜 E_g 和 E_U 的影响

膜均表现为较高的光学带隙, 但都小于理想 Si_3N_4 的光学带隙值(4.6 eV)^[15], 该结果说明薄膜为富硅的氮化硅结构, 随后的红外吸收光谱分析给出了薄膜中存在富硅成分的直接证据. 对比不同衬底温度下的沉积样品, 薄膜光学带隙随衬底温度升高逐渐增大, 而 E_U 则呈现更快的减小趋势. 该结果应主要关联于随衬底温度增加薄膜结构有序性的进一步增加^[16]. 尽管 a-SiN:H 薄膜结构不是长程有序的, 但它仍然呈现与晶态 Si_3N_4 相同的短程原子间距. 提高衬底温度将使薄膜结构的无序程度降低, 价带和导带远离趋势增加, 这将导致薄膜带尾吸收边变窄, 光学带隙增大.

2.3 薄膜的键合(FTIR)特性

采用 a-SiN:H 薄膜作为太阳能电池的减反层, 另一重要优势在于对硅材料的表面及体缺陷的钝化作用^[17,18], 该效应与薄膜中整体键合密度、键合结构和氢含量等紧密关联^[19]. 通过对薄膜的红外吸收光谱中各吸收谱带的分析与计算, 可以系统研究薄膜中各键合结构特性及相对含量的变化. 图 5 为不同衬底温度条件下所制备样品的傅里叶红外吸收谱, 其中 840 cm⁻¹附近的强谱带对应 Si-N 键的非对称伸展模式吸收, 480 cm⁻¹附近的谱带对应 Si-N 键对称伸展模式吸收, 1160 cm⁻¹处谱峰对应 N-H 摇摆模式吸收, 2100 cm⁻¹附近谱带对应 Si-H 键的伸展模式吸收, 3300 cm⁻¹附近的谱带对应 N-H 键的伸展模式吸收. 可以看出, 薄膜的各吸收强度随衬底温度的增加发生明显改变, 其中 Si-N 键伸展模吸收强度逐渐增加, 而 Si-H 而和 N-H 伸展模吸收逐渐减弱. 根据 Lanford 和 Rand 的方法^[20], 薄膜中各种键合结构的密度 C_x 可由对应伸展振动模的积分强度 $I(\omega)$ 确定^[21]:

$$C_x = A \int [\alpha(\omega)/\omega] d\omega, \quad (3)$$

其中 x 表示 Si-N, Si-H 和 N-H 键合模式, A , $\alpha(\omega)$ 和 ω 分别为校正因子、吸收系数和波数. Si-N 和 N-H 键密度的校正因子分别近似 $6.3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-2}$ 和 $2.8 \times 10^{20} \text{ cm}^{-2}$. Si-H 键密度计算考虑了 2140 cm⁻¹, 2170 cm⁻¹ 和 2240 cm⁻¹ 处对应 HSiN₂Si/H₂SiNSi, H₂SiN₂ 和 HSiN₃ 各键的校正因子, 分别近似为 $1.1 \times 10^{20} \text{ cm}^{-2}$, $4.0 \times 10^{20} \text{ cm}^{-2}$ 和 $2.0 \times 10^{20} \text{ cm}^{-2}$. H, N 和 Si 原子浓度分别按 $[H] = [Si-H] + [N-H]$, $[N] = ([Si-N] + [N-H])/3$, $[Si] = ([Si-N] + [Si-H] + [Si-Si])/4$, 薄膜整体键合态密度对应 $[Si-N]$, $[Si-H]$,

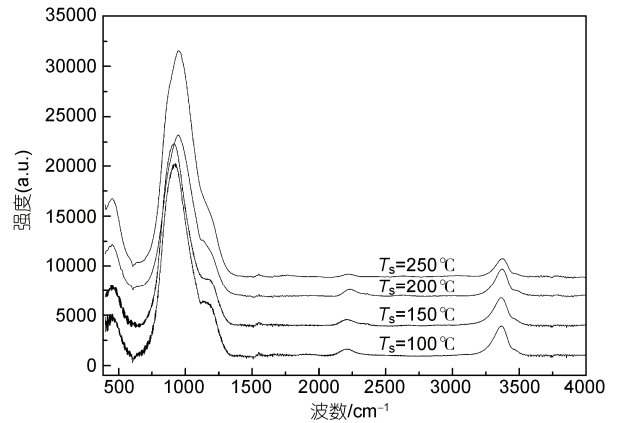


图 5 不同衬底温度的非晶氮化硅薄膜的 FTIR 谱

[N-H]和[Si-Si]键合密度之和. 所计算薄膜中主要原子间的键密度随衬底温度的变化规律如图 6 所示.

从图 6 可以看出, 随温度升高, 薄膜中整体键密度、Si-N 键 Si-Si 密度增加, 而 Si-H 和 N-H 键密度则相应减小, H 键密度下降主要归因于薄膜中 N-H 键合密度的减小. Mäckel 和 Lüdemann 对单晶硅表面的 a-SiN:H 薄膜钝化研究证实, 薄膜中整体键密度及 Si-H 键密度增加都将改善硅表面的钝化效果, 使载流子的表面复合速率降低及体衰减寿命增加^[22]. 图 6 实验结果表明, 采用对靶溅射沉积技术可以在较低的衬底温度即可获得总体键、Si-N 和 Si-H 键密度较高的 a-SiN:H 薄膜沉积.

采用氮气为反应气体的等离子法制备富硅 a-SiN:H 薄膜的工作已多有报道^[23]. 一般认为, 在薄膜生长过程中, 含硅活性粒子在生长表面硅原子上的表面吸附和含氮活性粒子对生长表面硅原子的氮

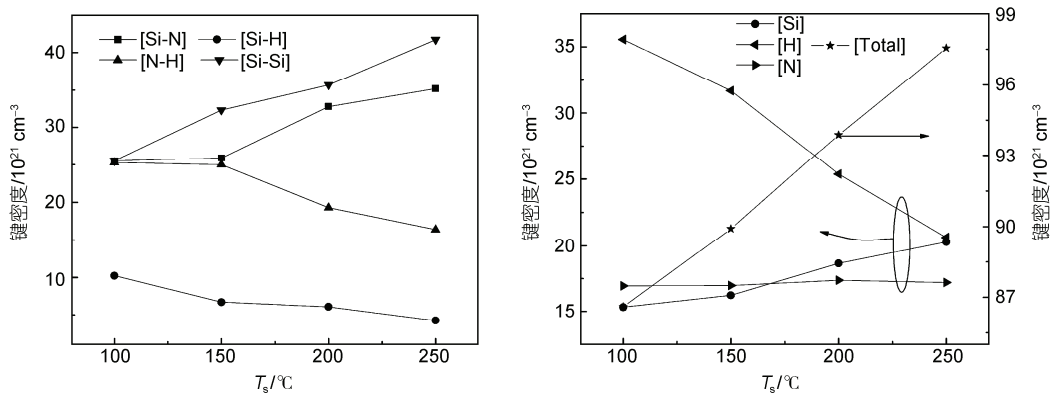


图 6 衬底温度对非晶氮化硅薄膜的化学键密度的影响

化是决定薄膜化学计量比和键合结构特征的主要反应过程, Si-Si 的形成伴随 Si-H 键的增多, 而 Si-N 键的形成可能伴随 Si-H 和 N-H 同时增加. 同时, 伴随的解吸附反应速率的变化也将显著影响薄膜中的键合结构特征. 由图 6 结果可以看出, 随衬底温度增高, 薄膜中 Si-N 和 Si-Si 键密度同时增加, 而 Si-H 密度减小. 由于 H 原子从键合 Si 和 N 的直接解吸附仅在高温下比较显著^[23], 而本实验采用了较低的薄膜沉积温度, 因此, Si-H 键合密度的减小显示了等离子体中活性粒子携带的一定动能对表面解吸附反应几率增加的促进作用. 理论分析显示^[11], 低能粒子轰击将会导致入射粒子表面反应速率增加. 在此基础上, 增加衬底温度将使 Si-N 和 Si-Si 键密度增加, 同时, 伴随的解吸附反应速率的增大将导致薄膜中 Si-H 密度减小. 该结果与 Si-N 键和 Si-H 键吸收随衬底温度增加发生蓝移结果一致. 对于 Si-N 伸展吸收, 不同结构 SiN 薄膜的实验结果都显示^[24-26], 富硅平面 Si-N 键的伸展模位于 790 cm^{-1} , 而在接近化学计量比的 $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ 薄膜中峰位于 875 cm^{-1} . 对于 Si-H 键伸展吸收, 与硅原子键合原子电负性较大时对应的 Si-H 吸收峰位波数较大, 因此随着衬底温度增加, Si-N 和 Si-H 键波数增大的实验结果反映了表面硅原子氮化速率的增大. 从图 6 结果还可以看出, 伴随衬底温度增加, 薄膜中 N-H 键合密度也显示出减小的趋势. 该

结果同样显示了到达衬底表面低能粒子轰击和温度增加共同作用导致的表面反应速率变化, 较高的解吸附反应导致 N-H 键密度的显著减小. 与此对应, 由于入射粒子的低能辅助和温度增加引起的表面反应速率和表面迁移速率的增加, 导致薄膜中的整体化学有序性增加, 同时薄膜的致密性增加, 这与光学和薄膜表面形貌分析结果相一致.

3 结论

本文研究了采用对靶磁控反应溅射技术在较低衬底温度 ($T_s < 250^\circ\text{C}$) 制备 $\alpha\text{-SiN:H}$ 薄膜. 结果表明, $\alpha\text{-SiN:H}$ 薄膜的厚度和表面粗糙度随 T_s 的升高而减小, 薄膜变得平整、致密. 薄膜光学带隙随衬底温度增加而增大的趋势与温度引起的薄膜微观结构的变化相关, 在较高温度下薄膜具有更大的带隙且薄膜的无序程度降低, 有序性增加, 带尾态减少. FTIR 谱表明, 薄膜中以 Si-N 键合结构为主, 随着衬底温度增加, Si-N 键增加, 与 H 原子相关的 Si-H 键、N-H 键因高温表面反应分解而减少, 从而引起薄膜中 H 成分减少, 在来自等离子体粒子低能辅助条件下, 不同衬底温度的表面反应和粒子迁移能力变化是导致键合结构变化的主要原因. 获得的薄膜结构和光学性能非常适合硅基太阳能电池的减反层和钝化层的实际应用.

参考文献

- 1 Fukui K, Okada K, Inomata Y, et al. Surface and bulk-passivated large area multicrystalline silicon solar cells. *Solar Energy Mater Solar Cells*, 1997, 48: 219—228
- 2 Einhaus R, Duerinckx F. Hydrogen passivation of newly developed EMC-multi-crystalline silicon. *Mater Sci Eng*, 1999, 58: 81—85
- 3 Duerinckx F, Einhaus R, Van Kerschaver E, et al. Increase in efficiency and material yield by use of PECVD silicon nitride in a simple screen printing process on Solarex material. In: *Proceedings of the 26th IEEE PV Specialists Conference*, 1997, 259—262
- 4 Hübner A, Aberle A G, Hezel R. 20% efficient silicon bifacial solar cells. In: *Proceedings of the 14th European Photovoltaic Solar Energy Conference*, Barcelona, 1997, 92—95
- 5 Krc J, Zeman M, Luxembourg S L, et al. Modulated photonic-crystal structures as broadband back reflectors in thin-film solar cells. *Appl Phys Lett*, 2009, 94: 153501—153503
- 6 Welzel T, Richter F. Facing target magnetron operation for the deposition of CN_x thin films. *Surf Coat Tech*, 2003, 174-175: 658—664
- 7 Kim S M, Choi H W, Kim K H, et al. Preparation of ITO and IZO thin films by using the facing targets sputtering (FTS) method. *J Korean Phys Soc*, 2009, 55: 1996—2001
- 8 Matsuoka M, Hoshi Y, Naoe M. Reactive synthesis of well-oriented zinc-oxide films by the facing targets sputtering method. *J Appl Phys*, 1988, 63: 2098—2103
- 9 Kim H M, Hong W P. Preparation of SiO_xN_y films by facing target sputtering system for thin film passivation layers of OLEDs. *J Korean Phys Soc*, 2008, 53: 1665—1670
- 10 唐伟忠. 薄膜材料制备原理、技术及应用. 北京: 冶金工业出版社, 2003. 164
- 11 胡自勤, 王兵. 薄膜生长. 北京: 北京大学出版社, 2003
- 12 Kim S H, Yoon C. Comparison of ITO prepared by capacitive RF magnetron sputtering and DC facing target sputtering as an anode on the

- organic light emitting diode. *Phys Status Solidi A*, 2009, 206: 2206—2211
- 13 王阳元, 关旭东, 马俊如. 集成电路工艺基础. 北京: 高等教育出版社, 1991. 253
- 14 Li T, Jerzy K, Kong W, et al. Interference fringe-free transmission spectroscopy of amorphous thin films. *J Appl Phys*, 2000, 88: 5764—5771
- 15 孙科沸, 李子全, 李鑫. 衬底温度对射频磁控溅射制备氮化硅薄膜的影响. *工艺技术与材料*, 2007, 32: 516—519
- 16 于威, 刘丽辉, 侯海虹, 等. 螺旋波等离子体增强化学气相沉积氮化硅薄膜. *物理学报*, 2003, 52: 687—691
- 17 Duerinckx F, Szlufcik J. Defect passivation of industrial multi-crystalline solar cells based on PECVD silicon nitride. *Solar Energy Mater Solar Cells*, 2002, 72: 231—246
- 18 Paloura E, Nauka K, Lagowski J. Silicon nitride films grown on silicon below 300 C in low power nitrogen plasma. *Appl Phys Lett*, 1986, 49: 97—99
- 19 Wolke W, Catoir J, Emanuel G, et al. Surface passivation for solar cells by large scale inline sputtering of silicon nitride. In: *The 20th European Photovoltaic Solar Energy Conference*, 2005, 733—736
- 20 Lanford W A, Rand M J. The hydrogen content of plasma-deposited silicon nitride. *J Appl Phys*, 1978, 49: 2473—2477
- 21 Molinari M, Rinnert H, Vergnat M. Improvement of the photoluminescence properties in a-SiN_x films by introduction of hydrogen. *Appl Phys Lett*, 2001, 79: 2172—2174
- 22 Mäckel H, Lüdemann R. Detailed study of the composition of hydrogenated SiN_x layers for high-quality silicon surface passivation. *J Appl Phys*, 2002, 92: 2602—2609
- 23 Bengi F H, Eray S A. Low temperature plasma deposition of silicon nitride from silane and nitrogen plasmas. *J Vac Sci Tech A*, 1998, 16: 2794—2803
- 24 Manabe Y, Mitsuyu T. Silicon nitride thin films prepared by the electron cyclotron resonance plasma chemical vapor deposited method. *J Appl Phys*, 1989, 66: 2475—2480
- 25 Wang W X, Li D H. Strong piezoelectricity in nanosized silicon nitride prepared by laser-induced chemical vapor deposition. *Appl Phys Lett*, 1993, 62: 321—323
- 26 吴先球, 陈俊芳. ECR-PECVD 制备氮化硅薄膜的键态结构. *功能材料*, 2003, 34: 108—109

Structural properties of hydrogenated amorphous silicon nitride films deposited by facing targets sputtering

YU Wei, MENG LingHai, GENG ChunLing, DING WenGe, WU ShuJie, LIU HongFei
& FU GuangSheng

College of Physics Science and Technology, Hebei University, Baoding 071002, China

Hydrogenated amorphous silicon nitride films were deposited on Si (100) and quartz substrate by facing targets sputtering (FTS) technique with N₂ and H₂ as reaction gas. The microstructure and bond configuration properties of films have been characterized by surface profilometer, atom force microscopy (AFM), ultraviolet-visible (UV-VIS) spectroscopy and Fourier-transform infrared (FTIR) spectroscopy. The results indicate that low surface roughness and high optic transmissivity of the a-SiN:H films can be deposited under the substrate temperature (T_s) of 250°C by plasma reaction sputtering. The optical band gaps E_g and the degree of order of a-SiN:H films increases with increasing T_s . However, the thickness of samples is decreased with increasing T_s . The characterization of the a-SiN:H can be assigned to the Si-N stretching, Si-H stretching and N-H vibration modes by FTIR spectroscopy. Hydrogen concentration of the films decreases and Si-N bond density increases with increasing T_s . The change of bonding configuration and the decrease of disorder degree of the a-SiN:H films microstructure are attribute to the increase of surface mobility of atoms and the reaction rate with increasing T_s .

a-SiN:H, facing targets sputtering, structural properties, reaction rate

doi: 10.1360/972009-2243