

直流磁控溅射厚度对 $\text{Cu}(\text{In}_x, \text{Ga}_{1-x})\text{Se}_2$ 背接触 Mo 薄膜性能的影响*

田晶 杨鑫 刘尚军 练晓娟 陈金伟 王瑞林†

(四川大学材料科学与工程学院, 成都 610065)

(2012 年 12 月 27 日收到; 2013 年 1 月 31 日收到修改稿)

采用直流磁控溅射工艺, 在一定条件下通过控制溅射时间, 在钠钙玻璃上制备了不同厚度的用于 $\text{Cu}(\text{In}_x, \text{Ga}_{1-x})\text{Se}_2$ 薄膜太阳能电池背接触材料的 Mo 薄膜, 并利用 X 射线衍射 (XRD)、场发射扫描电子显微镜 (SEM)、四探针测试仪、台阶仪研究了厚度对溅射时间、薄膜微结构、电学性能及力学性能的交互影响. Mo 薄膜的厚度与溅射时间呈线性递增关系; 随厚度的增大, Mo 薄膜 (110) 和 (211) 面峰强均逐渐增大, 择优生长从 (110) 方向逐渐向 (211) 方向转变, 方块电阻值只随 (110) 方向上的生长而急剧减小直到一特定值约 $2 \Omega/\square$, 电导率随薄膜的 (110) 择优取向程度的降低而线性减小直到一特定值约 $0.96 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}$; Mo 薄膜内部是一种多孔的长形簇状颗粒和颗粒间隙交织的结构, 并处于拉应力态, 其内部应变随薄膜厚度的增大而减小.

关键词: Mo 薄膜, CIGS 背接触, 厚度, 微结构

PACS: 68.60.-p, 81.15.Cd, 88.40.jn, 73.61.-r

DOI: 10.7498/aps.62.116801

1 引言

Mo 薄膜具有优良的电学、光学及热稳定性能, 目前已被广泛用于高效 $\text{Cu}(\text{In}_x, \text{Ga}_{1-x})\text{Se}_2$ (CIGS) 薄膜太阳能电池制备领域的背接触层材料. 相比其他的 CIGS 薄膜太阳能电池背接触层材料, 如 W, Mo, Cr, Ta, Nb, V, Ti, Mn 等, Mo 展现了突出的综合性能^[1], 这主要归结于 CIGS 吸收层在沉积过程中随温度的升高, 在 CIGS/Mo 界面垂直方向上存在一个延伸到 Mo 层中的 MoSe_2 层, 这不仅提高了 CIGS/Mo 界面的附着强度, 而且使 CIGS/ MoSe_2 /Mo 的异质接触形成理想的欧姆接触. Wada 等^[2,3] 经研究提出了上述机理并通过吸收峰计算了 MoSe_2 的带宽为 1.41 eV, Assmann 等^[4] 采用 RF 两步法沉积了 Mo 薄膜并通过三点法测量了 CIGS/Mo 的接触电阻 $\rho_c \leq 0.08 \Omega$.

目前 Mo 背接触层材料主要采用磁控溅射进行制备, 引领 CIGS 薄膜太阳能电池研究的美国国家可再生能源实验室 (NREL) 和创下转化效率最新世界纪录的德国太阳能和氢能研究中心 (ZSW) 均采用此工艺制备背接触层材料^[5,6]. 磁控溅射法的工艺条件 (如溅射电源、溅射功率、Ar 气压、溅射时间、衬底温度及靶基距等) 与 Mo 薄膜的微观形貌、电学性能及衬底结合度密切相关, 从上世纪末至今已有大量学者对此进行了研究, 尤其对 Mo 薄膜电阻率和衬底结合度随溅射功率增大和 Ar 气压减小而降低的规律进行了深入的探索和分析, 并在此基础上提出了双层 Mo 背接触层的设计来满足实际应用中对于背接触层低电阻率和高衬底结合度的要求^[7-13]. 但是, 对于溅射时间直接影响 Mo 薄膜厚度, 从而作用于其相形成、电学及宏观力学性能等方面的系统研究鲜有报道. 基于对这方面相关规律和机理的掌握, 实现对 Mo 薄膜厚度的优化控制, 有利于进一步提高材料性能、节约成本,

* 高等学校博士学科点专项科研基金 (批准号: 20110181110003)、成都市科技局攻关计划 (批准号: 10GGYB380GX-023, 10GGYB828GX-023)、中物院-四川大学协同创新基金 (批准号: XTCX2011001) 和四川省科技厅科技支撑项目 (批准号: 2013FZ0034) 资助的课题.

† 通讯作者. E-mail: rlwang26@yahoo.com.cn

从而推进高效低成本 CIGS 薄膜太阳能电池的产业化发展.

本文利用直流磁控溅射在钠钙玻璃衬底上制备 Mo 薄膜, 在控制溅射功率、Ar 气压、靶基距和衬底温度等工艺条件不变的情况下, 通过改变溅射时间制备了不同厚度的 Mo 薄膜, 并对其形成厚度与溅射时间、微结构、方块电阻、电阻率和宏观应变的关系进行了研究.

2 实验

本实验采用 FJL-560a 型磁控溅射沉积系统, 通过直流电源在 $25\text{ mm} \times 25\text{ mm} \times 1\text{ mm}$ 的钠钙玻璃衬底上通过控制溅射时间制备了不同厚度的 Mo 薄膜. 溅射前将玻璃衬底分别在去污剂、NaOH 溶液、去离子水、无水乙醇溶液中超声清洗 15 min, 干燥待用. 溅射靶材为 99.99% 的金属 Mo

靶, 工作气体为 99.999% 的高纯氩气, 本底压强为 $7 \times 10^{-4}\text{ Pa}$, 溅射功率为 60 W, Ar 气压为 0.78 Pa, 靶基距为 50 mm, 溅射时间分别为 2.5, 5, 7.5, 10, 12.5, 15, 17.5, 20, 22.5, 25, 27.5, 30 min, 具体工艺参数及主要结果如表 1 所示.

薄膜微结构采用 X 射线衍射仪 (丹东方圆 DX2000, $\text{CuK}\alpha$, $\lambda = 1.54056\text{ \AA}$, 扫描速度 = $0.06^\circ \cdot \text{s}^{-1}$) 进行测试, 结果采用 MDI Jade 5.0 软件进行全谱拟合分析. 薄膜形貌采用场发射扫描电子显微镜 (Hitachi S4800, 加速电压 = 5000 V, 放大倍数为 5×10^4) 进行表征. 薄膜的厚度采用台阶仪 (KLA Tencor D100, 扫描速度 = $0.07\text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$, 扫描长度 = 1 mm) 进行测试, 测试中对薄膜一组平行边缘的两个台阶分别选取三点进行测试, 结果取平均值获得厚度数据. 薄膜的方块电阻采用四探针测试仪 (广州四探针科技 RTS-8) 进行测量. 薄膜的衬底结合度采用胶带剥离法进行了测试^[14].

表 1 直流磁控溅射 Mo 薄膜工艺参数及结果

样品	溅射功率/W	Ar 气压/Pa	靶基距/mm	溅射时间/min	厚度/nm	方块电阻 / $\Omega \cdot \square^{-1}$	电导率 / $10^{-4}\text{ }\Omega \cdot \text{cm}$
1#				2.5	119	19.05	2.267
2#				5	220	9.93	2.181
3#				10	449	3.84	1.724
4#	60	0.78	50	15	653	2.36	1.541
5#				20	854	1.49	1.272
6#				25	1088	0.95	1.034
7#				27.5	1183	0.78	0.957
8#				30	1293	0.74	0.956

3 结果与讨论

3.1 溅射时间与薄膜厚度的关系讨论

如图 1 所示, 将表 1 列出的溅射时间和对应 Mo 薄膜厚度数据绘图并进行线性拟合, 呈线性递增的关系, 拟合得到线性相关系数 Pearson's $r = 0.9987$, 这说明厚度与溅射时间之间的线性相关程度很高, 通过计算可以得到拟合方程, 其斜率 b 即为本溅射工艺条件下 Mo 薄膜的沉积速率 $V_d = 42.7\text{ nm/min}$, 线性拟合方程中有一个截距 a , 说明拟合直线不通过原点, 这主要是由于薄膜在生长伊始要经历一个成核阶段, 这是一个溅射粒子在衬底表面形成成核中心并长大的阶段, 此阶段高能溅射粒子在衬

底表面成核的速率与整个薄膜的生长速率处于不同线性关系. 而从实验选取的 1#样品来看, 其厚度 119 nm 处于薄膜生长阶段的线性关系中, 这也说明了薄膜的成核阶段是在薄膜厚度很小的情况下发生的, 此阶段厚度对薄膜性质影响的行为不在本研究范围中.

3.2 厚度对薄膜微结构的影响

图 2 是不同厚度 Mo 薄膜的 XRD 图谱. 如图 2 所示, 直流磁控溅射工艺下 Mo 薄膜的生长起初是 (110) 面的择优生长, 随着沉积厚度的增大, (211) 面的衍射峰从无到有并逐渐增强. 表 2 列出了不同厚度 Mo 薄膜的晶粒尺寸及 (211)/(110) 峰强比. 使用

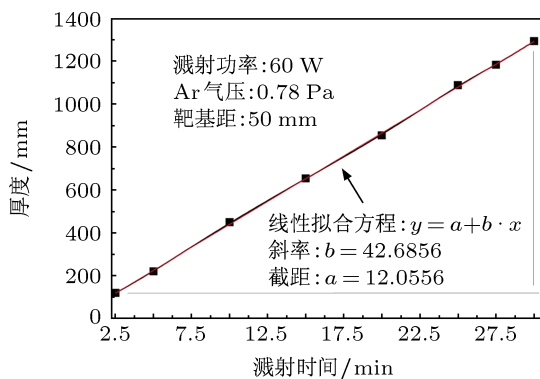


图1 不同溅射时间下制备 Mo 薄膜的厚度曲线及其线性拟合

谢乐公式, 为减小误差, 选用衍射角较小的 (110) 面衍射峰对 Mo 薄膜的晶粒尺寸进行计算发现, Mo 薄膜的晶粒尺寸随薄膜厚度的增大而增大, 这主要是由于在直流磁控溅射的薄膜生长阶段, 高能溅射粒子在成核阶段所形成的成核中心上长大, 这种长

大的趋势在薄膜生长的主要阶段随薄膜厚度的增大而增大, 但在一定的工艺条件下 (溅射功率、Ar 气压、靶基距等恒定的条件下), 晶粒不可能无限的长大, 当它生长到一定的程度 (薄膜厚度约为 1 μm 时), 其尺寸的长大趋势趋于平缓。

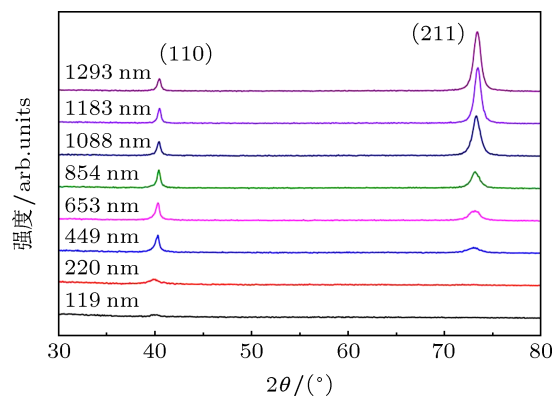


图2 不同厚度 Mo 薄膜的 XRD 图谱

表2 不同厚度 Mo 薄膜的 (110) 和 (211) 面的衍射峰强度、(110) 方向平均晶粒尺寸及 (211)/(110) 峰强比

样品	厚度/nm	(110) 面衍射峰强度	(110) 平均晶粒尺寸/nm	(211) 面衍射峰强度	(211)/(110) 峰强比
1#	119	66	11.5	—	—
2#	220	119	12.4	—	—
3#	449	539	13.4	182	0.34
4#	653	528	13.2	293	0.55
5#	854	577	16.3	501	0.87
6#	1088	435	18.3	1232	2.81
7#	1183	458	18.7	1729	3.78
8#	1293	429	19.3	1816	4.79

从表 2 中 (211)/(110) 峰强比的变化可以反应 Mo 薄膜的生长随厚度的增大从 (110) 面的择优生长转向 (211) 面的择优生长, 同时在图 2 中也可以看到, 当厚度较小时, XRD 图谱中只存在 (110) 面衍射峰, 而几乎没有出现 (211) 面的衍射峰; 随着厚度的增大 (增大到 400 nm 以上), (110) 面衍射峰强度逐渐增大的同时 (211) 面的衍射峰也随之出现并增大, (211)/(110) 峰强比也相应地增大并趋近于 1, 在这个阶段主要是 (110) 面的择优生长; 在薄膜厚度处于 1 μm 以上时, (211)/(110) 峰强比大于 1, 这意味着薄膜生长开始转向了 (211) 面的择优生长。以 Scofield 为代表的大量研究者 [7,10,11] 对于磁控溅射工艺条件对 Mo 薄膜结晶性能的影响进行了系统研究发现, 随着溅射功率的增大或 Ar 气压的减小, Mo 薄膜 (110) 面的衍射峰强度会逐渐增强, 随之带来薄膜方块电阻和电阻率的减小, 但并未发现这些工艺条件的变化引起薄膜择优生长方向的

转变, 归结于这些研究都是在厚度相差不大的情况下进行的。然而, 随厚度的增大 Mo 薄膜择优生长方向的转变也会引起薄膜电学性能的变化, 具体将在 3.3 中进行阐述。

图 3 和图 4 分别是不同厚度 Mo 薄膜的 SEM 表面形貌和截面形貌。Mo 薄膜表面呈现大量鱼状颗粒和颗粒间隙交错排列的多孔结构, 从截面来看, 这些鱼状颗粒是大量长形柱状簇在表面的冒尖部分。直流磁控溅射工艺条件下, 在特定结晶方向上有选择性的原子吸附行为导致了这种长形柱状簇颗粒朝着特定的方向生长。因此, 一般 Mo 薄膜长形柱状簇颗粒与颗粒间隙交错排列的基本形貌不随工艺条件的改变而变化, 工艺条件的改变只会对颗粒生长的大小带来一些影响, Wu 等 [10] 通过对比不同 Ar 气压下制备的 Mo 薄膜的表面和断面形貌 SEM 图, 发现 Ar 气压越小, 其颗粒尺寸和团簇尺寸越大。同时, 我们结合前述薄膜 XRD 的结果也

可以发现,长形柱状簇颗粒是由大量小尺寸的微晶颗粒组成,随着薄膜厚度的增大,这些微晶颗粒的生长择优取向会发生一定的变化,这在 Mo 薄膜的 SEM 表面形貌上也有所体现.如图 3(a),薄膜厚度很小(即薄膜生长的成核阶段)时,高能的溅射粒子随机地到达衬底表面任意位置形成成核中心并长大成膜,由于溅射时间较短,溅射粒子数量较少,微晶粒沿特定方向团聚生长的程度较低,因此在表面形貌中只能观察到一些尺寸较小的颗粒,其尺寸与微晶粒处于相近的数量级;随着薄膜厚度的增大,

微晶粒逐渐长大,它们聚集沿特定的方向团聚生长形成较大的颗粒,如图 3(b), (c), (d) 所示随厚度的增大,表面颗粒的尺寸相比厚度 100 nm 左右的薄膜要增长十倍甚至几十倍,但这种增长的趋势随着厚度的增大逐渐减缓.此外,在图 3(b) 中可以看到表面鱼状颗粒大多呈近似正三角的形状,而图 3(c), (d) 中的表面颗粒形状则更为细长这可能是由于前述 XRD 图谱中观察到的薄膜从 (110) 方向的择优生长转向 (211) 面的择优生长所致,这一现象与对应厚度 Mo 薄膜的 XRD 结果是匹配的.

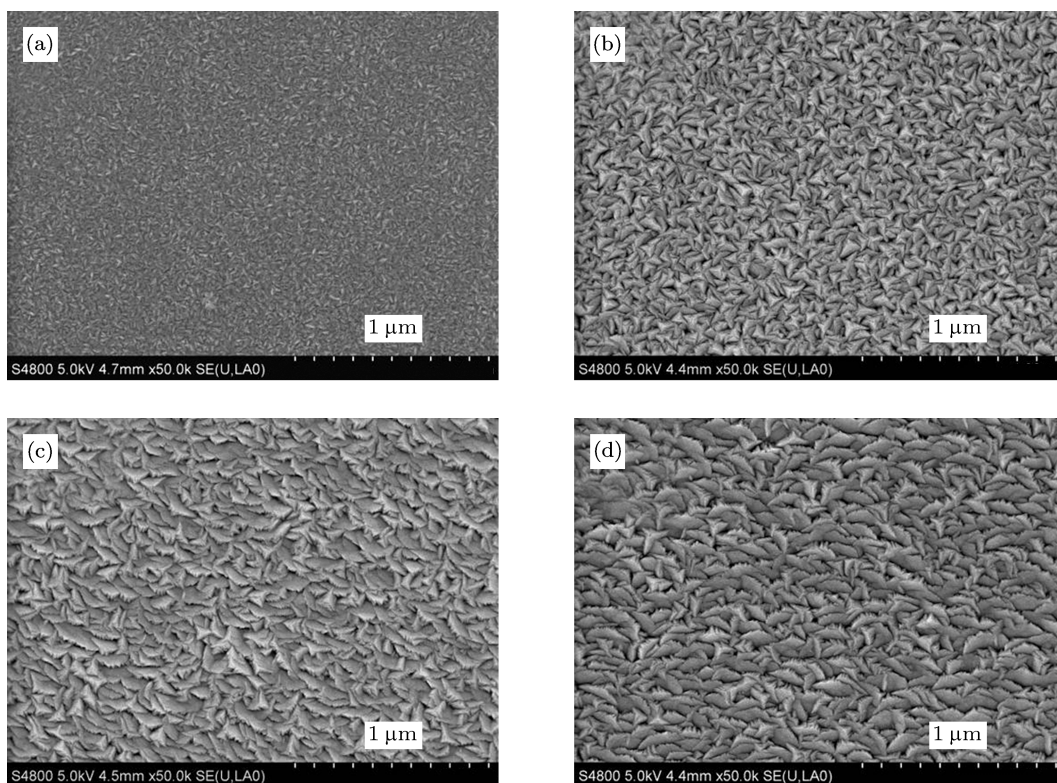


图 3 不同厚度 Mo 薄膜的 SEM 表面形貌图 (a) 119 nm; (b) 449 nm; (c) 854 nm; (d) 1293 nm

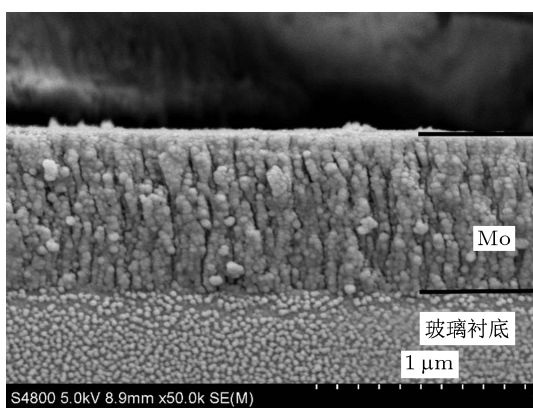


图 4 Mo 薄膜的 SEM 截面形貌图 (S#样品)

3.3 厚度对薄膜电学性能的影响

图 5 和图 6 分别是 Mo 薄膜电学性能随厚度和 (211)/(110) 峰强比变化的关系曲线.如图 5(a) 所示, Mo 薄膜方块电阻随厚度的增大而减小,薄膜厚度小于 507 nm 时,方块电阻随厚度的变化率很大,在这个阶段方块电阻从 $20 \Omega/\square$ 左右下降到约 $2 \Omega/\square$.对应地在图 6(a) 中,当 (211)/(110) 峰强比增大到接近 0.46 时,薄膜方块电阻减小到约为 $2 \Omega/\square$ 并趋于平缓.同时,表 2 中可以看到厚度和 (211)/(110) 峰强比变化间存在线性增大的关系,因此 (211)/(110) 峰强比 0.46 对应的薄膜厚度 507nm 在线性变化上

是匹配的, 这说明了方块电阻的变化趋势实质上是与薄膜内部相结构的变化存在密切的关系. 如图 2 和表 2 所示, Mo 薄膜的 (110) 面峰强随薄膜厚度的增大而增大, 厚度增大到 449 nm 时, (110) 面峰强达到 539 后趋于稳定, 这与 Mo 薄膜方块电阻的变化规律是一致的. 薄膜厚度从 449 nm 增长到 1293 nm, (211) 面的强度从 182 增加到 1816, 对应的 (211)/(110) 峰强比从 0.46 增大到 4.79, 而方块电阻在这个阶段的几乎没有变化. 这说明了 Mo 薄膜方块电阻值随 (110) 方向上的生长而减小, 而与 (211) 方向上的生长无关.

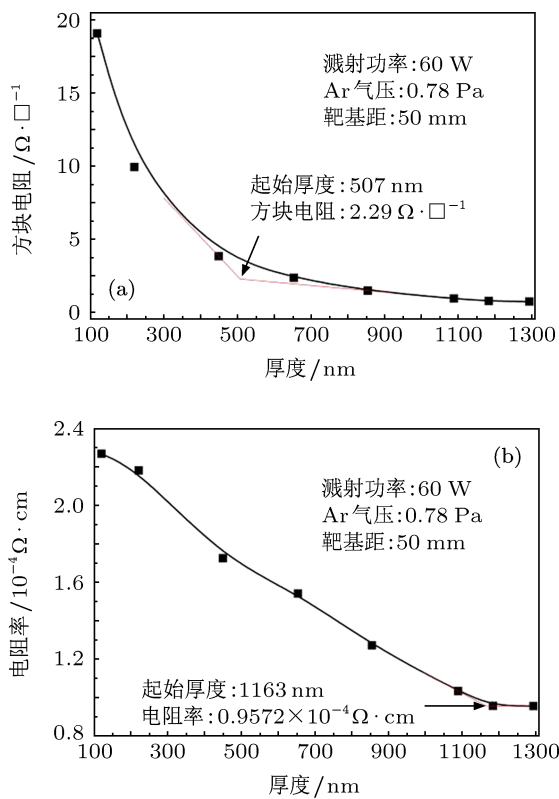


图 5 电学性能随厚度变化的关系曲线 (a) 方块电阻; (b) 电阻率

从以上分析得到的厚度与方块电阻的关系来看, 通过改变工艺条件引起的 Mo 薄膜 (110) 方向上的生长有利于降低薄膜的方块电阻, 这与其他文献报道的结果是一致的 [7,10,11]. 但值得注意的是由于厚度的增大而引起的薄膜择优生长从 (110) 方向向 (211) 方向的转变会直接影响到薄膜电阻率. 如图 5(b) 所示, Mo 薄膜厚度在 1 μm 以下时, 电阻率与厚度变化呈线性递减的关系, 厚度大于 1 μm 时, 电阻率基本稳定在 $0.96 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}$ 左右, 对应地在图 6(b) 中, 当 (211)/(110) 峰强比增大到接近 0.91 时, 薄膜电阻率减小到约 $0.96 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}$ 并趋于

平缓. 由于 (211)/(110) 峰强比 0.91 对应的薄膜厚度 1 μm 在线性变化上是匹配的, 因此说明了电阻率与 Mo 薄膜内部相结构也存在密切关系. 具体地, 当 (211)/(110) 峰强比小于 1, 薄膜具有 (110) 方向上的择优生长, 电阻率随峰强比线性降低; 当 (211)/(110) 峰强比大于 1, 薄膜转向 (211) 方向上的择优生长, 电阻率几乎恒定在 $0.96 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}$ 附近. 这说明了电阻率的变化与 Mo 薄膜择优生长是否在 (110) 方向上有关, 当薄膜沿 (110) 方向择优生长时, 电阻率随 (211)/(110) 峰强比的增大而减小, 直到薄膜择优生长转向 (211) 方向, 电阻率到达一特定值而不再变小.

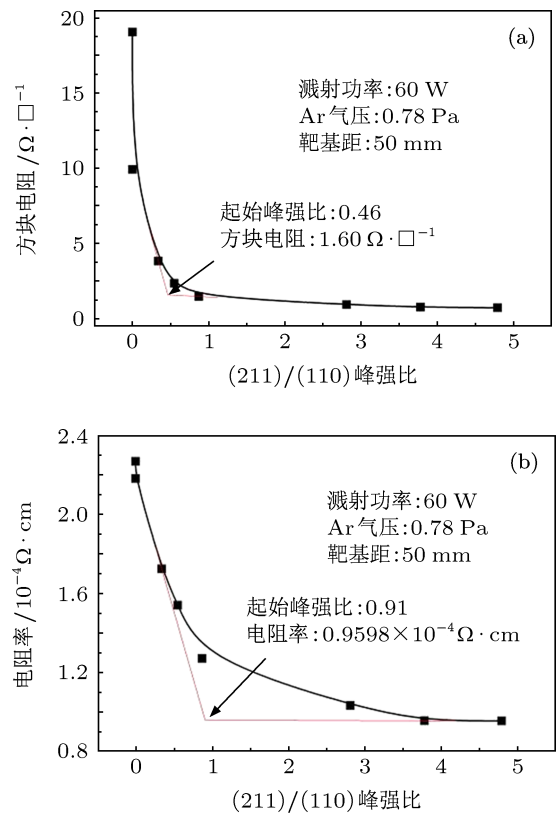


图 6 电学性能随 (211) 与 (110) 峰强比变化的关系曲线: (a) 方块电阻; (b) 电阻率

3.4 厚度对薄膜力学性能的影响

Mo 薄膜的衬底结合度采用胶带剥离法进行表征. 水平放置并固定镀有薄膜的衬底, 使用 3M 测试胶带粘贴并在垂直于薄膜表面方向进行提拉并撕下胶带, 如果胶带上未粘有薄膜结果认定为“合格”, 反之则认定为“失败”, 测试结果如表 3 所示, 薄膜厚度的变化对于衬底结合牢度的影响不大. 在直流磁控溅射工艺下, 衬底结合牢度主要随 Ar 气压的降低而降低, 这方面结果在文献中已有相关

报道 [7,11].

表3 不同厚度 Mo 薄膜的 (110) 方向晶面间距和应变、薄膜内部应力及衬底结合度

样品	厚度/nm	(110) 晶面间距/Å	(110) 方向应变/%	衬底结合度
1#	119	2.256	1.393	合格
2#	220	2.259	1.528	合格
3#	449	2.242	0.764	合格
4#	653	2.240	0.674	合格
5#	854	2.234	0.404	合格
6#	1088	2.233	0.360	合格
7#	1183	2.228	0.135	合格
8#	1293	2.230	0.225	合格

虽然薄膜厚度的变化对衬底结合牢度影响不大,但在薄膜沉积期间薄膜和衬底之间可能产生应力,当成膜后薄膜内部会存在一定的宏观残余应力. Mo 薄膜内部应力的存在会影响薄膜本身和 CIGS 薄膜太阳能电池的性能. 例如,柔性衬底 CIGS 薄膜太阳能电池制备中由于不同衬底材料具有不同的弹性模量而引起 Mo 薄膜衬底结合度下降和薄膜形变 [15]; 此外,目前 CIGS 薄膜电池领域普遍采用的由 Scofield 率先提出的双层 Mo 背接触层结构的设计 [7],其中由于层与层内部应力的差异容易造成薄膜性能的下降,Salomé等 [10] 采用 X 射线摇摆曲线法对不同厚度组合的双 Ar 气压直流磁控溅射 Mo 薄膜的内部应力进行了研究并精确计算了其数值,结果表明 Mo 薄膜内部处于拉应力态,其制备的 Mo 薄膜内部应力仅为 17 MPa. 我们使用布拉格公式计算 Mo 薄膜 (110) 方向的晶面间距,如表 3 所示,进而根据以下公式评估薄膜 (110) 方向的应变 [7,10,14]:

$$\varepsilon = \frac{d - d_0}{d_0} \times 100\%, \quad (1)$$

式中 ε 为薄膜 (110) 方向的应变, d 为 Mo 薄膜 (110) 方向上的晶面间距, d_0 为 Mo(110) 方向上的标准晶面间距 ($d_0 = 2.225 \text{ \AA}$). 不同厚度下的 Mo 薄膜应变如表 2 所示,由于应变值均为正值,因此在本溅射工艺下制备的不同厚度的 Mo 薄膜内部应力均处于拉应力态,这与 Salomé 课题组得到的研究结果是

一致的. 同时还可以发现,随薄膜厚度的增大应变呈减小的趋势. 这主要是因为薄膜的微结构直接决定了其内部的应力水平. 从上述 SEM 的表征可以知道 Mo 薄膜的内部是一些多孔的长形柱状簇颗粒和颗粒间隙交错排列的微观结构,颗粒间的吸引力大小由颗粒间隙即颗粒间的距离大小决定. 当薄膜厚度很小时,颗粒间隙很大,这样他们之间的相互吸引力很小,表现为宏观的拉应力,并且相应的应变也较大;当薄膜厚度逐渐增大时,颗粒间隙随之减小应变也随之减小.

4 结论

采用直流磁控溅射工艺,在溅射功率 60 W, Ar 气压 0.78 Pa,靶基距 50 mm 的条件下,通过控制溅射时间在钠钙玻璃上制备了用于 CIGS 薄膜太阳能电池的背接触材料 Mo 薄膜,并对薄膜的厚度与溅射时间、微结构、电学性能及力学性能的交互关系进行的研究,结果表明:

1. Mo 薄膜的厚度与溅射时间呈线性递增关系,在本溅射工艺条件下,溅射速率 $V_d = 42.7 \text{ nm/min}$.

2. Mo 薄膜 (110) 和 (211) 面峰强都随薄膜厚度的增大而增大,方块电阻值随 (110) 方向上的生长而急剧减小,与其 (211) 方向上的生长无关,厚度增大到约 449 nm 后, (110) 面峰强达到一定值后基本保持恒定,方块电阻变化率也随之减小,并趋近一特定值约 $2 \Omega/\square$.

3. 随厚度的增大, Mo 薄膜的择优生长呈现从 (110) 方向向 (211) 方向转变的趋势,同时电导率线性减小,当薄膜厚度增大到约 $1 \mu\text{m}$ 时,这种转变彻底完成,电导率的变化率也随之减小,并趋近一特定值约 $0.96 \times 10^{-4} \Omega\cdot\text{cm}$.

4. Mo 薄膜由长形柱状簇颗粒和颗粒间隙交错排列组成,颗粒间隙决定了颗粒间吸引力的大小从而决定了薄膜内部的应力态,计算表明薄膜内部处于拉应力态;随厚度的增大,薄膜晶粒逐渐长大并沿特定方向团簇,颗粒间隙逐渐减小,薄膜应变也随之减小.

- [1] Orgassa K, Schock H W, Werner J H 2003 *Thin Solid Films* **431** 387
- [2] Wada T, Koharab N, Nishiwaki S, Negami T 2001 *Thin Solid Films* **387** 118
- [3] Kohara N, Nishiwaki S, Hashimoto Y, Negami T, Wada T 2001 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **67** 209
- [4] Assmann L, Bernède J C, Drici A, Amory C, Halgand E, Morsli M 2005 *Appl. Surf. Sci.* **246** 159
- [5] Jackson P, Hariskos D, Lotter E, Paetel S, Wuerz R, Menner R, Wischmann W, Powalla M 2011 *Prog. Photovolt: Res. Appl.* **19** 894
- [6] Repins I, Contreras M A, Egaas B, DeHart C, Scharf J, Perkins C L., To B, Noufi R 2008 *Prog. Photovolt: Res. Appl.* **16** 235
- [7] Scofield J H, Duda A, Albin D, Ballardb B L, Predecki P K 1995 *Thin Solid Films* **260** 26
- [8] Jubault M, Ribeaucourt L, Chassaing E, Renou G, Lincot D, Donsanti F 2011 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **95** 26
- [9] Li Z H, Cho E S, Kwon S J 2011 *Appl. Surf. Sci.* **257** 9682
- [10] Wu H M, Liang S C, Lin Y L, Ni C Y, Bor H Y, Tsai D C, Shieu F S 2012 *Vacuum* **86** 1916
- [11] Su C Y, Liao K H, Pan C T, Peng P W 2012 *Thin. Solid Films* **520** 5936
- [12] Li W, Ao J P, He Q, Liu F F, Li F Y 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 5009 (in Chinese) [李微, 敖建平, 何青, 刘芳芳, 李凤岩, 李长健, 孙云 2007 物理学报 **56** 2009]
- [13] Ji H, Zhao T X, Wang X P, Dong Y 1993 *Acta Phys. Sin.* **42** 1340 (in Chinese) [季航, 赵特秀, 王晓平, 董诩 1993 物理学报 **42** 1340]
- [14] Salomé P M P, Malaquias J, Fernandes P A, Cunha A F da 2010 *J. Phys. D: Appl. Phys.* **43** 345501
- [15] Zhang L, He Q, Jiang W L, Liu F F, Li C J, Sun Y 2008 *Chin. Phys. Lett.* **25** 345

Effect of thickness on the properties of $\text{Cu}(\text{In}_x\text{Ga}_{1-x})\text{Se}_2$ back conduct Mo thin films prepared by DC sputtering*

Tian Jing Yang Xing Liu Shang-Jun Lian Xiao-Juan
Chen Jin-Wei Wang Rui-Lin[†]

(College of materials science and engineering, Sichuan University, Chendu 610065, China)

(Received 27 December 2012; revised manuscript received 31 January 2013)

Abstract

In this study, Mo thin films which used in $\text{Cu}(\text{In}_x\text{Ga}_{1-x})\text{Se}_2$ (CIGS) thin film solar cells as back conduct were deposited on soda-lime glass substrates via DC magnetron sputtering under certain conditions. A series of Mo thin films prepared of various thicknesses was obtained in different sputtering deposition times. The microstructure, electrical resistivity and mechanical strain property of Mo thin films, which may be varied by controlling the thickness, were investigated by XRD, SEM, four probes technology and Scotch tape test. As the results showed, the thicknesses of the films increased linearly with the sputtering time. With increasing thickness, the films' crystal growth showed a change from (110) preferred orientation to (211) preferred orientation. The sheet resistance sharply reduced to $2 \Omega/\square$ with the increase of (110) peak height and the resistivity linearly decreased to $0.96 \times 10^{-4} \Omega\cdot\text{cm}$ due to the level of (110) preferred orientation. The films surface has porous (fish-like) grain morphology and intergranular voids. All the films are in a tensile state, and the inner strain decreased with the increase of the thickness.

Keywords: Mo thin films, CIGS back conduct, thickness, microstructure

PACS: 68.60.-p, 81.15.Cd, 88.40.jn, 73.61.-r

DOI: 10.7498/aps.62.116801

* Project supported by the Doctoral Program of Higher Education, China (Grant No. 20110181110003), the Chengdu Natural Science Foundation, China (Grant Nos. 10GGYB380GX-023, 10GGYB828GX-023), the Collaborative Innovation Funding by China Academy of Engineering Physics and Sichuan University (Grant No. XTCX2011001), and the Sichuan Provincial Department of Science and Technology R&D Program (Grant No. 2013FZ0034).

[†] Corresponding author. E-mail: rlwang26@yahoo.com.cn