

# 溅射功率和气压对直流磁控溅射制备钨薄膜的影响

邢晓帅, 刘影夏, 于晓东, 程荆卫, 赵修臣, 聂志华, 谭成文

(北京理工大学材料科学与工程学院, 北京 100081)

**摘要:** 采用 DC 磁控溅射技术在硅衬底上制备钨薄膜, 探究了溅射功率和气压对钨薄膜沉积速率、电阻率和相结构的影响。采用原子力显微镜、XRD、轮廓仪、四探针测电阻表征了薄膜的微观结构和电学性能。结果表明, 薄膜的沉积速率受溅射功率和气压共同影响, 随功率的增加呈线性增加, 随溅射气压的增加先达到峰值, 然后下降。薄膜的电阻率和表面粗糙度的大小依赖于溅射气压, 且随溅射气压的增加而增加, 薄膜电阻率的增加可能是由于表面粗糙度的增加导致的。在恒定的溅射功率下,  $\beta$ -W 的形成主要取决于溅射气压, 几乎所有  $\beta$ -W 相都在高溅射气压下形成, 然而, 当溅射功率足够大, 在较高的气压下也会观察到部分  $\alpha$ -W 相的形成。钨薄膜中特定相结构 ( $\alpha$ -W/ $\beta$ -W) 的形成, 不仅取决于沉积气压, 还与溅射功率相关, 最终可能与入射到基片的原子能量相关。

**关键词:** 磁控溅射; 钨薄膜; 相结构; 沉积速率; 电阻率

**中图分类号:** TB43 **文献标识码:** A **文章编号:** 1002-185X(2022)02-0682-07

钨薄膜由于具有高熔点、高导电性、优异的耐化学腐蚀性、高温物理强度大、抗辐照性能强等优良特性, 广泛应用于半导体、核能工程领域, 例如半导体中扩散阻挡层<sup>[1]</sup>、相邻金属层之间提供层间电接触的钨塞<sup>[2]</sup>、多层 X 射线镜的反射层<sup>[3]</sup>和聚变堆面向等离子材料等。在半导体芯片生产领域, 尤其是存储器芯片生产制造中制备钨薄膜是无以替代的重要工艺环节。研究钨薄膜制备技术及工艺优化对于我国加快突破高端芯片制造“卡脖子”的技术难题具有实际意义。

钨薄膜主要通过化学气相沉积(CVD)<sup>[4-7]</sup>和物理气相沉积<sup>[8-12]</sup>(PVD) 2 种方法来制备。CVD 技术涉及复杂的气体传输和化学反应过程且受反应器几何设计的影响, 因此不利于将沉积的结果推广到其他 CVD 设备上。磁控溅射作为物理气相沉积的一种, 在溅射过程中具有均匀性好、薄膜与基片附着力强, 速率高等优点以及溅射参数的可调节性, 适合大面积的镀膜, 因此在工业薄膜制备领域中被广泛应用。

磁控溅射法制备钨薄膜的过程中, 溅射功率<sup>[9,13]</sup>、溅射压力<sup>[14-17]</sup>、厚度<sup>[18,19]</sup>、溅射偏压<sup>[20]</sup>、杂质气体<sup>[14,20-24]</sup>、衬底材料<sup>[19,25]</sup>和沉积温度<sup>[25,26]</sup>等沉积参数都会对钨薄膜的性能产生影响。此外, 钨有 2 种不同的相, 热力学稳定的体心立方  $\alpha$  相<sup>[27]</sup>和亚稳态立方 A15 结构的  $\beta$  相<sup>[28,29]</sup>,  $\alpha$ -W 与  $\beta$ -W 的电学、机械、化学性能有很大不同。在室温状态下,  $\beta$ -W 的体电阻率约是  $\alpha$ -W 的 5~10 倍<sup>[20]</sup>, 展现了巨大的电学性能差

距。因此在电子应用领域, 更希望形成具有更低电阻率的  $\alpha$ -W。 $\beta$ -W 表现出优越的机械性能,  $\beta$ -W 硬度为  $(24.5 \pm 1.6)$  GPa, 而  $\alpha$ -W 的硬度为  $(21.3 \pm 1.1)$  GPa<sup>[30]</sup>。此外,  $\beta$ -W 在过渡元素中具有最大的自旋霍尔角<sup>[31]</sup>, 其在自旋电子学领域有很好的应用前景。所以结合钨薄膜应用背景和应用目的, 采用适合工艺和方法, 在纳米尺度上控制特定相结构( $\alpha$ -W/ $\beta$ -W)钨薄膜的生长具有重要意义。

本实验采用 DC 磁控溅射法在 Si(100)衬底上制备了钨薄膜, 探究溅射压力和溅射功率对薄膜沉积速率、电学性能、表面形貌和相结构的影响, 并对薄膜电阻率和表面粗糙度的关系进行讨论。

## 1 实验

采用科特莱斯公司的 LAB18 型磁控溅射系统制备钨薄膜, 该系统的真空度优于  $1.33 \times 10^{-7}$  Pa。使用有研亿金公司生产的纯度为 99.95% 的纯钨靶作为溅射源, 靶材与衬底之间的距离为 150 mm。在室温下, 通过改变溅射功率和气压在 Si(100)上沉积系列钨薄膜。

为了获得洁净的衬底, 需要去除硅片表面可能附着的污染物。本实验采用丙酮、分析纯乙醇、超纯水三步法清洗衬底, 依次超声清洗 10 min, 最后用 N<sub>2</sub> 喷枪吹干。薄膜沉积前, 对靶材进行 5 min 的预溅射, 以去除靶材表面的氧化层和污染物。最后, 为了

收稿日期: 2021-04-09

作者简介: 邢晓帅, 男, 1996 年生, 硕士生, 北京理工大学材料科学与工程学院, 北京 100081, E-mail: 1377401231@qq.com

确保沉积过程的均匀性, 将衬底以 20 r/min 的速度置于衬底旋转架上。

采用 Tencor P-7 型针式轮廓仪测量薄膜和基片间形成的高度差来测量薄膜的厚度, 在试样不同位置测量 3 次取平均值。利用原子力显微系统在轻敲模式下研究薄膜的表面形貌和粗糙度。采用四点探针系统测量薄膜的电学性能, 对每个样品进行 4 次测试、每次测量旋转样品 90°, 得到 4 个方阻值, 根据这些方阻值最终计算薄膜电阻率。

由于本实验制备的钨薄膜厚度较小, 为了尽可能多地获取膜本身的结构信息, 避免 Si 衬底的强烈信号, 采用小角掠入射 X 射线衍射法(GIXRD)检测薄膜相结构, 掠射角度为 1°, 使用德国布鲁克的 D8 Discover 型 X 射线衍射仪, 选择波长为 1.541 882 nm 的 Cu-K $\alpha$  射线作为 X 射线源, 在 20°~85° 的 2 $\theta$  范围对试样进行扫描。

## 2 结果与分析

### 2.1 沉积速率

大规模工业薄膜制备上, 在不影响薄膜质量的情况下, 应尽可能地提高沉积速率以提高生产效率, 因此, 有必要对薄膜沉积速率进行研究。图 1 显示了在 0.67 Pa 溅射压力下, 薄膜的沉积速率与溅射功率的关系。假设沉积的薄膜具有相同的密度, 在恒定的溅射气压下, 可以观察到沉积速率与溅射功率有明显的正线性关系, 即沉积速率随着溅射功率的增加而增大。

溅射功率由溅射电压及电流大小决定, 其中电压决定了轰击靶材表面 Ar<sup>+</sup> 的能量, 随着电压的增大, 钨原子的溅射产额 (单位数量 Ar<sup>+</sup> 轰击出钨原子的数量) 增加, 更多的钨原子可以从靶表面溅射沉积到衬底上, 最终提高薄膜的沉积速率。电流决定了氩气的电离程度, 电离度越高, Ar<sup>+</sup> 轰击靶材表面的数量越多, 从而增加了薄膜沉积速率。

薄膜的沉积速率与溅射压力的关系如图 2 所示。对于低溅射功率 ( $\leq 200$  W) 的薄膜, 增加溅射气压会提高的薄膜生长速率, 在中等溅射气压下沉积速率会达到最大, 当溅射压力继续增大时, 薄膜沉积速率会降低。另一方面, 在高溅射功率 (300 W) 下, 可以发现沉积速率随着压力增加一直增加, 但总体趋势呈边际递减。以 200 W 的溅射功率为例, 说明溅射压力对薄膜沉积速率的影响。当溅射压力较低时 (0.67 Pa), 沉积腔室内单位体积的氩气分子数很少, 氩气的电离度较低, 能够轰击靶材的 Ar<sup>+</sup> 的数量很少, 此时沉积速率很低。随着溅射气压进一步增加到 1.33 Pa, 氩气的电离程度增大, Ar<sup>+</sup> 的密度增大,

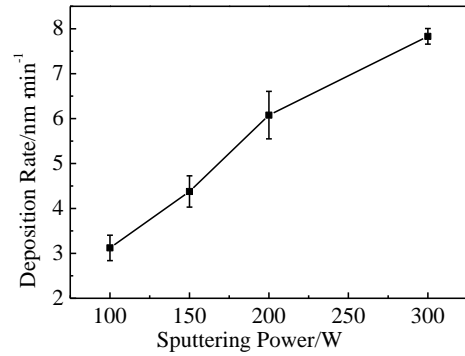


图 1 溅射功率对薄膜沉积速率的影响

Fig.1 Influence of sputtering power on the film deposition rate

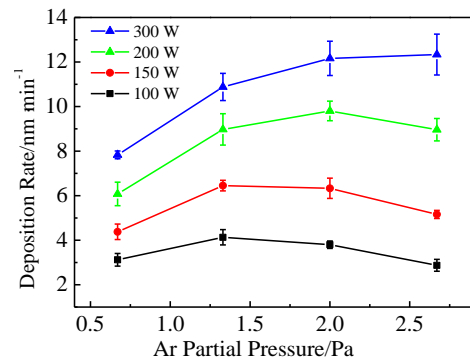


图 2 溅射气压对不同溅射功率薄膜沉积速率的影响

Fig.2 Influence of Ar partial pressure on film deposition rate at different sputtering power

因此, 溅射出钨原子的数量也会增加, 从而增加了沉积速率。溅射气压由 1.33 Pa 进一步增加至 2 Pa, 沉积速率随着溅射气压的增加进一步增大, 此时沉积速率达到峰值。值得注意的是, 沉积速率在 1.33 Pa 到 2 Pa 的增量比 0.67 Pa 到 1.33 Pa 的增量, 有一定的下降, 这表明溅射气压对沉积速率产生了一定的抑制作用。气压最终增加到 2.67 Pa 时, 沉积速率下降, 这是因为沉积腔室内能够参与靶溅射的 Ar<sup>+</sup> 达到饱和, 溅射气压的进一步增加将不再增加溅射产量。同时, 过高的溅射气压会降低沉积腔室内粒子的平均自由程, 粒子互相碰撞的几率增加, 导致沉积速率降低。钨原子在氩气中的平均自由程  $\lambda$  可以近似表示为<sup>[32]</sup>:

$$\lambda = \frac{k_B T}{\sqrt{2}(r_g + r_m)^2 p} \quad (1)$$

其中,  $k_B$  为 Boltzmann 常数;  $T$  为绝对温度, 取值为 293.15 K;  $r_m$ 、 $r_g$  分别为 Ar 和 W 的共价半径,  $r_m=97$  pm、 $r_g=130$  pm<sup>[33]</sup>;  $p$  为溅射压力。通过公式 (1) 可以获得溅射压力及对应平均自由程数据, 如表 1 所示。

表 1 溅射压力以及对应的平均自由程

Table 1 Sputtering pressure and corresponding mean free path

P/Pa	0.67	1.33	2.00	2.67
$\lambda$ /mm	26.37	13.29	8.84	6.62

从表 1 中可知, 随着溅射气压由 0.67 Pa 增加到 2.67 Pa, 钨在氩气中的平均自由程由 26.37 mm 显著减小到 6.62 mm。由于设备的靶基距为 150 mm, 因此钨原子在溅射飞往基片的过程中不可避免地与其他粒子发生碰撞, 并且随着溅射气压的增加, 碰撞发生的概率更大, 因此过高的溅射气压会导致沉积速率的下降。

表 2 显示了溅射功率和相对应的达到最大沉积速率时的氩分压大小。可以发现, 随着溅射功率的增大, 最大沉积速率对应的溅射气压值逐渐增加。这是因为较高的溅射功率提高了氩气电离的有效性, 增大氩离子的最大饱和度。也就是说, 如果在腔室中能够参与靶材溅射的氩离子浓度尚未达到饱和, 沉积速率将随着溅射气压的增加而不断增大。

与其他功率下沉积速率随溅射气压的增加先增加后减小的规律不同, 当溅射功率为 300 W 时, 其沉积速率随着溅射气压的增加而一直增大。究其原因, 是因为在 300 W 下, 氩离子的电离程度未达到其最大饱和度。由于本溅射设备的溅射气压最高只能达到 2.67 Pa, 因此无法观察到 300 W 下, 沉积速率在更高的溅射气压下的变化。但是, 根据分子平均自由程及氩气电离饱和度机理, 可以预期, 薄膜沉积速率随着溅射压力进一步增加将会达到一个峰值, 之后会随溅射压力的提高而降低。该实验结果类似于以前的文献[9,34]报道。

## 2.2 电阻率及微观结构

图 3 显示了沉积过程中钨薄膜的电阻率与溅射气压的关系, 可以发现对于在 Si(100)衬底上生长的钨薄膜电阻率对氩气分压十分敏感, 当溅射压力为 0.67 Pa 时, 薄膜的电阻率最低。随着溅射压力的增加, 钨薄膜的电阻率显著的增加。在气压为 2.67 Pa 下, 薄膜的电阻率达到最大, 电阻率值为 311.7  $\mu\Omega\cdot\text{cm}$ 。

表 2 溅射功率以及对应的最大沉积速率时的工作气压

Table 2 Sputtering power and Ar partial pressure at the corresponding maximum deposition rate

Power/W	100	150	200	300
P/Pa	1.33	1.33	2	2.67

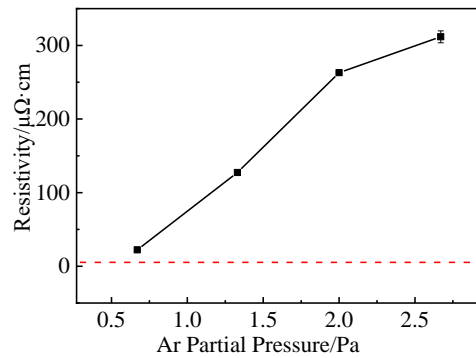


图 3 钨薄膜的电阻率和溅射气压的关系, 红色虚线为钨体电阻率

Fig.3 Relationship between the resistivity of deposited tungsten film and the sputtering pressure, the red dotted line is the bulk resistivity of tungsten

图 4 显示了薄膜的表面均方根粗糙度( $R_q$ )与氩分压的关系。薄膜的表面粗糙度随着溅射气压的提高不断增大。在较低的工作气压(0.67 Pa)下薄膜的表面粗糙度最小, 值为 1.61 nm, 随着溅射气压升高到 2.67 Pa 时, 表面粗糙度增大到最大值 6.8 nm。

金属电阻是由于电子发生碰撞引起的, 在碰撞过程中, 自由电子失去了从外电场获得的定向速度, 从而形成电阻。在块状金属中, 电阻率的形成主要是由晶格振动(声子<sup>[35]</sup>)引起的电子散射。金属的体电阻率与样品尺寸无关。然而在金属薄膜中, 由于厚度很小, 所以需要考虑电子与薄膜表面<sup>[36]</sup>碰撞产生的散射对薄膜电阻率的影响。

Fuchs 和 Sondheimer 基于玻尔兹曼输运机制发展的经典理论已经被用来描述薄膜中的电阻率。当薄膜的厚度大于电子的平均自由程时, 薄膜表面散射对

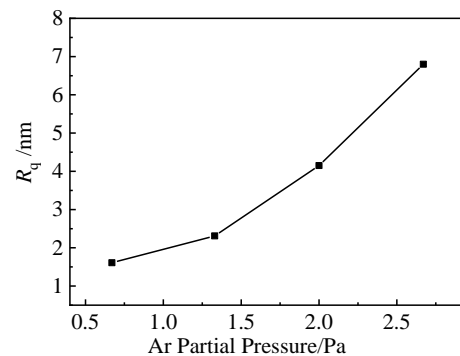


图 4 沉积钨薄膜的均方根粗糙度和溅射气压的关系

Fig.4 Relationship between the root mean square roughness of deposited tungsten film and the Ar partial pressure

电导率造成影响。这也就解释了实验中的 4 种气压 (0.67、1.33、2、2.67 Pa) 下沉积钨薄膜的电阻率都大于钨的体电阻率(5.3  $\mu\Omega\cdot\text{cm}$ ) 的原因。

$$\rho_f = \rho_{\text{bulk}} + \rho_0 \tag{2}$$

其中,  $\rho_f$  是金属薄膜电阻率、 $\rho_{\text{bulk}}$  是该金属的体电阻率、 $\rho_0$  是薄膜表面散射对电阻率影响的增量,  $\rho_0$  可用 F-S 方程来计算:

$$\rho_0 = \rho_{\text{bulk}} \frac{3\lambda}{8t} (1-p) \tag{3}$$

其中,  $\lambda$  是电子的平均自由程,  $t$  是薄膜厚度,  $(1-p)$  为漫散射所占比例系数。由式 (3) 可知, 对于相同厚度的钨薄膜, 增加薄膜漫反射的占比, 薄膜的电阻率将会提高。在本实验中, 薄膜的厚度是电子平均自由程的 5 倍以上, 按照 F-S 理论, 薄膜表面对电阻率的影响是很小的。然而, 实验结果表明, 薄膜电阻率随表面粗糙度的增加显著增大。

薄膜电阻率受各种工艺参数影响很大, 如溅射功率、沉积温度、沉积后的退火、基片类型, 在本实验中, 除了工作气压以外的所有条件均相同, 薄膜的电阻率随着粗糙度的提高而增加, 如图 5 所示。薄膜电阻率与表面粗糙度之间是否有实质的物理关联, 仍需进一步探究。

图 6 是二维原子力图像。由图 6 可以看出, 随着溅射气压的增大, 薄膜表面粒子在垂直于表面方向上的起伏增大, 由低压 (0.67 Pa) 下的 11.1 nm 增大到高压 (2.67 Pa) 下的 45.9 nm。当导电电子的平均自由程接近薄膜表面起伏尺度时<sup>[37]</sup>, 需要考虑电子与薄膜表面碰撞带来的影响。表面粗糙度是衡量薄膜表面微观几何起伏的重要指标, 表面粗糙度越大, 电子与薄膜表面的碰撞导致其在电场方向的损失越大, 薄膜电阻率增加。

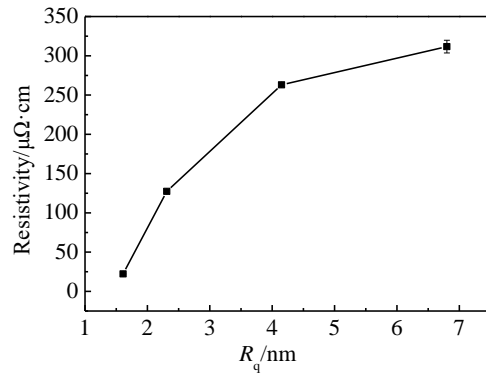


图 5 薄膜电阻率和表面粗糙度的关系

Fig.5 Relationship between film resistivity and surface roughness

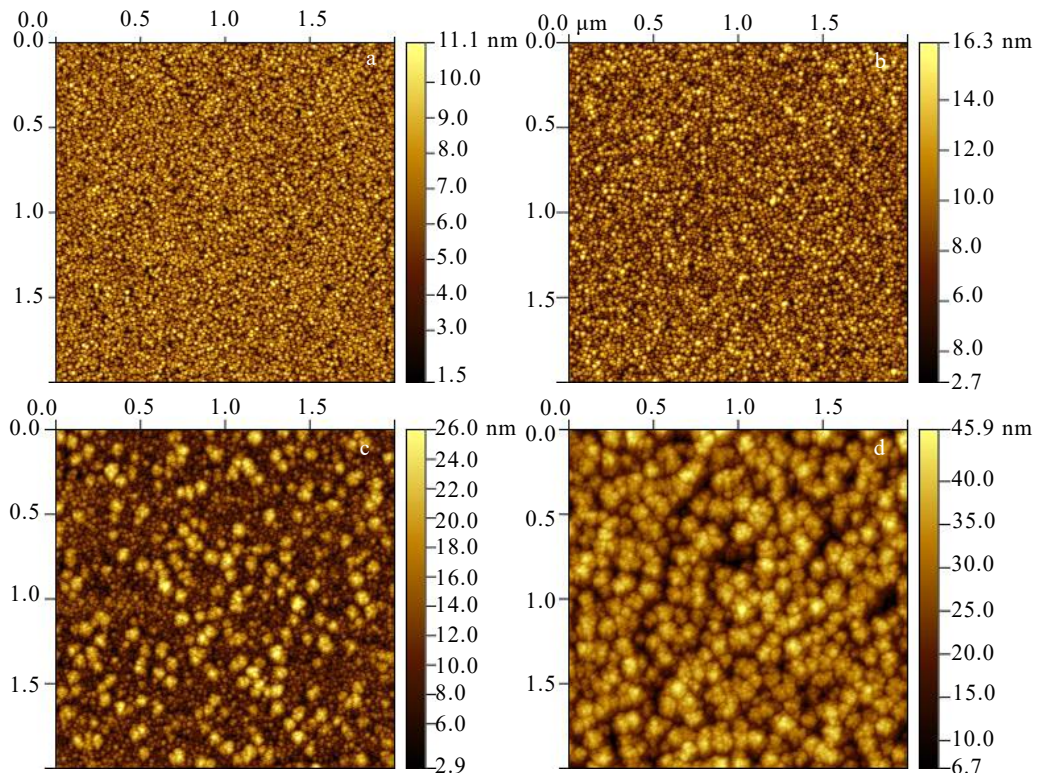


图 6 恒定溅射功率(300 W)不同溅射气压沉积薄膜的 AFM 图

Fig.6 AFM images of films deposited under different sputtering pressures: (a) 0.67 Pa, (b) 1.33 Pa, (c) 2 Pa, and (d) 2.67 Pa

### 2.3 相结构分析

为了研究溅射气压对薄膜相组成的影响，同时降低溅射功率对实验的干扰，实验选用较低的溅射功率(150 W)，研究不同气压(0.4、0.67、1.33、2、2.67 Pa)对薄膜相组成的影响。图 7 为恒定功率(150 W)，不同溅射压力下沉积的钨薄膜的 XRD 曲线。由于  $\alpha(110)$ 和  $\beta(210)$ 具有十分接近的  $2\theta$  角度，因此选择约  $58^\circ$ 的  $\alpha(200)$ 峰与  $35.5^\circ$   $\beta(200)$ 峰分别作为判断  $\alpha$  相与  $\beta$  相存在的特征峰。

当溅射气压为 0.4 Pa 时，薄膜的 XRD 图谱中只显示  $\alpha$ -W 的特征衍射峰，此时薄膜为纯  $\alpha$  相。进一步增加溅射气压至 0.67 Pa，XRD 图中存在着  $\alpha(200)$ 和  $\beta(200)$ 的特征峰，表明在该溅射气压下溅射的钨薄膜为含有  $\alpha$ -W 和  $\beta$ -W 的混合相。值得注意的是，薄膜的特征峰与标准 PDF 卡片的衍射峰有一定的偏离，可能是由于薄膜中产生内应力所致。继续增加溅射气压到 1.33、2、2.67 Pa 时，薄膜中不再存在  $\alpha$ -W 相，薄膜为纯  $\beta$  相。

从图 7 的 XRD 结果可以发现：在较低的气压

下，形成的物相为  $\alpha$  相，随着溅射气压的增加， $\beta$  相开始生成，且溅射气压越高，越有利于  $\beta$  相的生成。同时可以发现，随着溅射压力进一步增大，薄膜衍射峰的强度不断减小，这可能是由于增加溅射气压提高了的沉积腔室内原子的碰撞散射的几率，使钨原子入射到基片表面时的入射角随机化，同时降低入射原子的增量，最终降低薄膜的晶体取向，甚至使薄膜非晶化。

为探究溅射功率对薄膜相结构的影响，在恒定气压下(2 Pa)，采用不同功率(100、150、200、300 W)制备钨膜，其 XRD 图谱如图 8 所示。从图中可以看出，只有当溅射功率为 300 W 时，生成的薄膜为纯  $\alpha$  相，其他功率(100、150、200 W)沉积的薄膜均为  $\alpha$  与  $\beta$  的混合相。

薄膜中相态种类不仅仅与溅射气压有关，还与溅射功率相关，否则在 2 Pa 的高溅射气压下，在整个的功率范围内只会产生  $\beta$  相，然而在该溅射压力下，沉积薄膜的 XRD 图谱显示出  $\alpha$  相的存在，并且当溅射功率为 300 W 时，薄膜为纯  $\alpha$  相。因此，钨薄膜中不

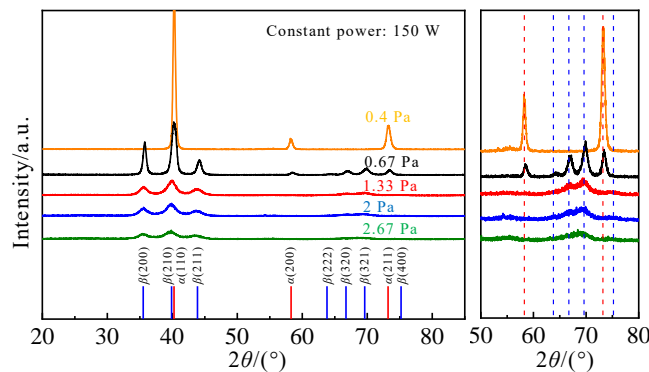


图 7 恒定溅射功率 150 W 下和不同工作气压下沉积的钨薄膜 XRD 图谱

Fig.7 XRD patterns of tungsten films deposited under different working pressures

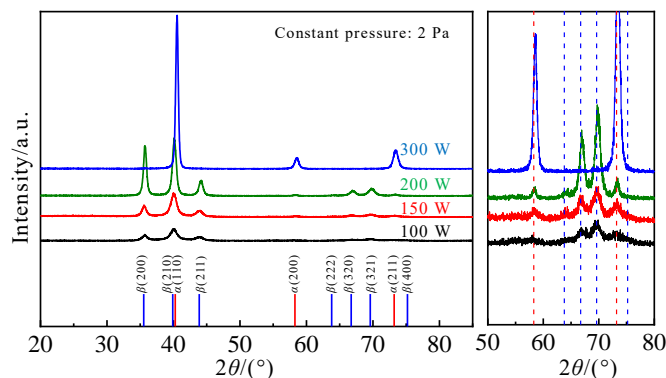


图 8 恒定溅射气压下 2 Pa 的不同溅射功率沉积钨薄膜的 XRD 图谱

Fig.8 XRD patterns of tungsten films deposited at different sputtering powers pressure

同相的形成不仅取决于沉积气压, 还与溅射功率相关, 这可能与入射到基片的原子能量相关。

### 3 结 论

1) 为了获得更高的沉积速率, 需要选用适合的工作气压及溅射功率参数。薄膜的沉积速率与溅射功率呈正线性关系。根据气体分子平均自由程理论, 在达到最大的沉积速率之前, 溅射气压的增加会提高沉积速率, 并且表现出边际递减的特性。沉积速率达到最大后, 沉积速率会随溅射气压的增加而下降。

2) 薄膜的电阻率和表面粗糙度的大小依赖于溅射气压, 表面粗糙度可能对钨薄膜的电学性能有重要影响。薄膜的电阻率和粗糙度随溅射气压的增加而增加。就电学性能及表面粗糙度而言, 在溅射气压为 0.67 Pa 时制备的薄膜的性能最好。

3) 在恒定的溅射功率下,  $\beta$  相的形成主要取决于工作气压, 所有  $\beta$  相都在高压下形成, 然而对于溅射功率足够大, 在较高的溅射压力下, 也会观察到部分  $\alpha$ -W 相的形成。因此, 钨薄膜中不同相的形成不仅取决于沉积气压, 还与溅射功率相关, 这可能与入射到基片的原子能量相关。

#### 参考文献 References

- [1] Gordillo N, Panizo-Laiz M, Tejado E *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2014, 316: 1
- [2] Luoh Tuung, Su Chin-Ta, Yang Ta-Hung *et al.* *Microelectronic Engineering*[J], 2008, 85(8): 1739
- [3] Kozhevnikov I V, Vinogradov A V. *Journal of Russian Laser Research*[J], 1995, 16(4): 343
- [4] Lv Yanwei(吕延伟). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(9): 2499
- [5] Tan Chengwen(谭成文), Sun Hongchan(孙红婵), Yu Xiaodong(于晓东) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(1): 100
- [6] Lai Ken K, Henry Lamb H. *Thin Solid Films*[J], 2000, 370(1): 114
- [7] Shun Chang I, Hon Min-Hsiung. *Thin Solid Films*[J], 1998, 333(1): 108
- [8] Lo Chi-Fung, McDonald Peter, Draper Darryl *et al.* *Journal of Electronic Materials*[J], 2005, 34(12): 1468
- [9] Vüllers F T N, Spolenak R. *Thin Solid Films*[J], 2015, 577: 26
- [10] Liu Jiaying, Barmak Katayun. *Acta Materialia*[J], 2016, 104: 223
- [11] Choi Dooho, Wang Bincheng, Chung Suk *et al.* *Journal of Vacuum Science & Technology A*[J], 2011, 29(5): 051 512
- [12] Vijaya G, Muralidhar Singh M, Krupashankara M S *et al.* *Materials Today: Proceedings*[J], 2018, 5(Part 3): 2555
- [13] Salamon K, Milat O, Radić N *et al.* *Journal of Physics D: Applied Physics*[J], 2013, 46(9): 095 304
- [14] Shen Y G, Mai Y W, Zhang Q C *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 1999, 87(1): 177
- [15] Vink T J, Walrave W, Daams J L C *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 1993, 74(2): 988
- [16] Collot P, Agius B, Estrache P *et al.* *Journal of Vacuum Science & Technology A*[J], 1988, 6(4): 2319
- [17] Djerdj I, Tonejc A M, Tonejc A *et al.* *Vacuum*[J], 2005, 80(1): 151
- [18] Noyan I C, Shaw T M, Goldsmith C C. *Journal of Applied Physics*[J], 1997, 82(9): 4300
- [19] Lee Jeong-Seop, Cho Jaehun, You Chun-Yeol. *Journal of Vacuum Science & Technology A*[J], 2015, 34(2): 021 502
- [20] Petroff P, Sheng T T, Sinha A K *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 1973, 44(6): 2545
- [21] O'Keefe M J, Grant J T. *Journal of Applied Physics*[J], 1996, 79(12): 9134
- [22] Weerasekera I A, Ismat Shah S, Baxter David V *et al.* *Applied Physics Letters*[J], 1994, 64(24): 3231
- [23] Hofer J A, Haberkorn N. *Thin Solid Films*[J], 2019, 685: 117
- [24] Barmak Katayun, Liu Jiaying, Harlan Liam *et al.* *The Journal of Chemical Physics*[J], 2017, 147(15): 152 709
- [25] Rossnagel S M, Noyan I C, Cabral C. *Journal of Vacuum Science & Technology B: Microelectronics and Nanometer Structures Processing, Measurement, and Phenomena*[J], 2002, 20(5): 2047
- [26] Choi Dooho. *Microelectronic Engineering*[J], 2017, 183-184: 19
- [27] Rooksby H P. *Nature*[J], 1944, 154(3906): 337
- [28] Morcom W R, Worrell W L, Sell H G *et al.* *Metallurgical Transactions*[J], 1974, 5(1): 155
- [29] Cros A, Pierrisnard R, Pierre F *et al.* *Applied Physics Letters*[J], 1989, 55(3): 226
- [30] Sun H L, Song Z X, Guo D G *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2010, 26(1): 87
- [31] Sinova Jairo, Valenzuela Sergio O, Wunderlich J *et al.* *Review of Modern Physics*[J], 2015, 87(4): 1213
- [32] Prabha Sooraj K, Sreehari P D, Gopal M Murali *et al.* *AIP Advances*[J], 2013, 3(10): 102 107
- [33] Martienssen W, Warlimont H. *Springer Handbook of*

- Condensed Matter and Materials Data*[M]. Germany: Springer, 2005: 114
- [34] Xu Xiaohong(许小红), Wu Haishun(武海顺), Zhang Fuqiang(张富强) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2002, 31(3): 208
- [35] Zhang W, Brongersma S H, Li Z *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 2007, 101(6): 063 703
- [36] Fuchs K. *Mathematical Proceedings of the Cambridge Philosophical Society*[J], 1938, 34(1): 100
- [37] Choi Dooho, Kim Chang Soo, Naveh Doron *et al.* *Physical Review B-Condensed Matter and Materials Physics*[J], 2012, 86 (4): 1

## Influence of Sputtering Power and Gas Pressure on the Preparation of Tungsten Films by DC Magnetron Sputtering

Xing Xiaoshuai, Liu Yingxia, Yu Xiaodong, Cheng Jingwei, Zhao Xiuchen, Nie Zhihua, Tan Chengwen

(School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

**Abstract:** Using DC magnetron sputtering technology, a tungsten film was prepared on a Si substrate at room temperature. The effects of sputtering power and sputtering pressure on the deposition rate, microstructure, and phase structure of tungsten films were researched. Atomic force microscope, XRD, four-probe resistance measurement, profiler, etc. were used to characterize the structure and electrical properties of the film. The results show that the deposition rate of the film is affected by the sputtering power and the gas pressure. The deposition rate increases linearly with the increase of the power, and first increases to a peak and then decreases with the increase of the gas pressure. The resistivity and surface roughness of the film depend on the sputtering pressure, and increase with the increase of the sputtering pressure. The increase in the resistivity of the film may be caused by the increase in the surface roughness. Under constant sputtering power, the formation of  $\alpha$ -W mainly depends on the sputtering gas pressure. All  $\beta$ -W phases are formed under high pressure, but for the sputtering power is large enough, under higher pressure, the formation of some  $\alpha$ -W phases will also be observed. The formation of the specific phase structure ( $\alpha$ -W/ $\beta$ -W) in the tungsten film is not only dependent on the deposition pressure, but also related to the sputtering power, which may be related to the energy of the atoms incident on the substrate.

**Key words:** magnetron sputtering; tungsten film; phase structure; deposition rate; resistivity

---

Corresponding author: Tan Chengwen, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-68912712, E-mail: tanchengwen@bit.edu.cn