

# 铝阳极氧化基板制备过程对埋置型 Ta-N 薄膜电阻的影响

朱大鹏<sup>†</sup> 罗 乐

(中国科学院上海微系统与信息技术研究所, 上海 200050)

**摘要:** 在铝阳极氧化多层基板内用 RF 反应溅射制备了埋置型 Ta-N 薄膜电阻, 研究了铝阳极氧化过程对 Ta-N 薄膜电阻和显微结构的影响. 实验结果表明: Ta-N 薄膜受上层多孔氧化铝膜影响在表层形成了由 Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 和 Ta-O-N 组成的氧化物凸起绝缘层, 氧化物凸起层厚度与氧化电压有关. 底层 Ta-N 薄膜电阻率和电阻温度系数基本保持不变, 表层氧化凸起使电阻稳定性增加.

**关键词:** 阳极氧化; Ta-N 薄膜电阻; 电学性能; 显微结构

**EEACC:** 2120; 2520E

**中图分类号:** TN305

**文献标识码:** A

**文章编号:** 0253-4177(2008)04-0774-06

## 1 引言

通过选择性阳极氧化制备的多层布线高密度淀积型多芯片组件(MCM-D)基板具有可靠性好、工艺简单和成本低等优点<sup>[1,2]</sup>. 在 MCM-D 基板内埋置无源元件可以进一步提高电路模块的组装密度和性能, 而制备无源元件的材料在铝阳极氧化基板制备过程会发生阳极极化, 导致其结构和物性变化. 氮化钽(Ta-N)作为贵金属氮化物与阳极氧化工艺相兼容, 更由于其优良的电学特性而被作为薄膜电阻材料应用于集成电路<sup>[3,4]</sup>. 随着半导体铜布线工艺的发展, Ta-N 由于其化学稳定性和耐蚀性而作为铜布线阻挡层得以推广<sup>[5~7]</sup>.

近年来, 利用铝阳极氧化后可获得纳米结构的多孔型氧化膜的原理, 对 Al/Ta, Al/Ti 和 Al/Nb 等多层薄膜进行阳极氧化处理可以制备出新型精密薄膜电阻、薄膜电容、场发射阴极纳米结构材料等<sup>[8~10]</sup>. 针对两层贵金属在不同电解液中的阳极氧化过程和机理也有相关研究<sup>[11~13]</sup>, 但对 Ta-N 氮化物薄膜电阻埋置在铝膜内进行阳极氧化后电学性能和显微结构的变化还未见报道. 本文采用射频(RF)反应溅射在铝阳极氧化 MCM-D 基板内埋置了 Ta-N 薄膜电阻, 研究了上层铝膜阳极氧化过程对 Ta-N 薄膜电阻电学性能的影响, 利用扫描电子显微镜(SEM)、俄歇电子能谱分析(AES)和 X 光电子能谱分析(XPS)等方法研究了铝阳极氧化过程中 Ta-N 薄膜显微结构的变化.

## 2 实验方法

### 2.1 Ta-N 薄膜电阻制备工艺

铝阳极氧化基板内 Ta-N 埋置电阻制备工艺如图 1

所示. 在微晶玻璃衬底上利用 Denton vacuum discovery24 磁控溅射仪 RF 反应溅射沉积厚度为 100nm 的 Ta-N 电阻薄膜(图 1(a)). 溅射条件为 99.9% 纯钽靶材, 溅射功率为 300W, 温度为 350°C, 腔体真空度和溅射真空度分别为  $4 \times 10^{-4}$  和  $5.3 \times 10^{-1}$  Pa, 氩气和反应气体氮气流量分别为 40 和 1sccm. Ta-N 溅射完成后, 涂覆 1.2 $\mu$ m 厚的 shepley1912 光刻胶, 曝光显影后在 Oxford Ionfab 300plus 干法刻蚀仪上进行干法图形刻蚀. 形成宽度为 50~200 $\mu$ m 不等的长方形薄膜电阻, 电阻长宽比设计成 10, 20, 50 和 100 个方块. 采用 Veeco 台阶仪对 Ta-N 电阻的实际厚度进行了测量.

利用高真空镀膜仪蒸发铝膜, 腔体真空度为  $2.6 \times 10^{-3}$  Pa, 沉积时间为 60s, 厚度为 1 $\mu$ m. 涂覆光刻胶, 光刻显影后在 4% H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> 溶液中对铝膜进行多孔型阳极氧化, 氧化电压为 80V, 薄膜电阻引出端在铝膜阳极氧化过程受光刻胶掩膜保护. 而薄膜电阻表面及周边区域的铝膜经过多孔氧化后转化为多孔氧化铝, Ta-N 薄膜电阻被埋置在铝阳极氧化基板的底部(图 1(b), (c), (d)).

### 2.2 Ta-N 埋置电阻电学性能和显微结构的检测

Ta-N 薄膜电阻、电阻温度系数和电阻稳定性检测在 cascade 温控探针台上进行, 测量温度为 20~200°C. Ta-N 电阻薄膜表层结构在阳极氧化时受到表面多孔氧化铝膜结构的影响, 因此有必要对 Ta-N 的表层微结构进行深入研究. 研究时先用 50°C 的 80% H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> 溶液将表面的多孔氧化铝介质湿法腐蚀去除, 然后采用 Hitachi S-4700 型扫描电子显微镜(SEM)对阳极氧化后的 Ta-N 表面形貌进行观察. 采用热场发射俄歇微探针仪(AES)对 Ta-N 氧化层的元素成分进行分析, 对 Ta, O, N 等元素的能谱测定后进行归一化处理, 得到不同

<sup>†</sup> 通信作者. Email: zhdp@mail.sim.ac.cn

2007-07-10 收到, 2007-12-03 定稿

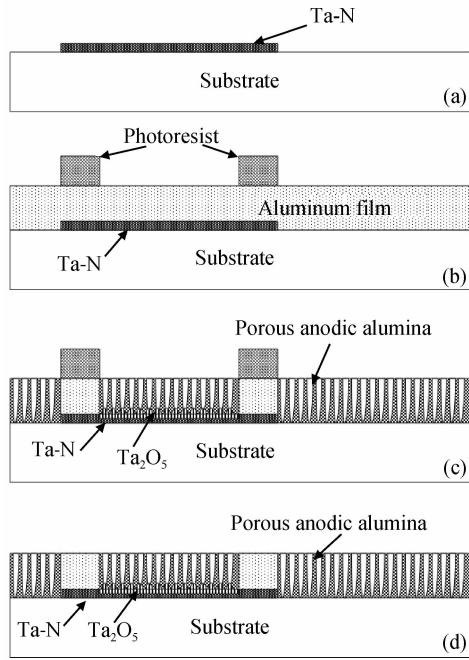


图 1 铝阳极氧化基板内 Ta-N 埋置电阻制备工艺

Fig.1 Fabrication process of Ta-N resistor integrated in anodic alumina substrate

深度膜层元素的原子百分比. 通过 X 光电子能谱仪 (XPS) 对薄膜表面化学键的变化进行分析, X 光枪的功率为 24.8W, 采用 Al 单色  $K\alpha$  (1.486eV) 射线, 光斑直径为  $100\mu\text{m}$ , 刻蚀氩离子枪电压为 5kV, 固定对参与阳极氧化过程的元素离子 Al2p, N1s, Ta4f 及 O1s 的能级进行扫描.

表 1 Ta-N 电阻在溅射后和阳极氧化后的电阻性能

Table 1 Electrical properties of Ta-N resistor after deposition and anodization

Ta-N resistor	Thickness /nm	Resistivity /( $\mu\Omega \cdot \text{cm}$ )	TCR /( $\text{ppm}/\text{K}$ )
As-deposited	95~102	520~540	-80~-120
As-anodized	180~185	525~550	-95~-145

### 3 实验结果

#### 3.1 Ta-N 埋置薄膜电阻性能

表 1 列出了不同状态下 Ta-N 薄膜的电阻性能. 溅射态 Ta-N 薄膜电阻率在  $520\sim 540\mu\Omega \cdot \text{cm}$  之间, 呈负电阻温度系数,  $20\sim 200^\circ\text{C}$  的平均电阻温度系数为  $-80\sim -120\text{ppm}/\text{K}$ ; 而埋置在基板内的薄膜电阻温度系数略有上升, 平均电阻温度系数为  $-95\sim -145\text{ppm}/\text{K}$ . 溅射态和埋置的薄膜电阻在温控台上经历 10 次  $20\sim 200^\circ\text{C}$  的温度循环变化后, TaN 薄膜电阻略有升高, 溅射态薄膜电阻相对变化小于 1.3%, 埋置的 Ta-N 电阻变化小于 0.6%, 表明埋置在铝阳极氧化基板内的 Ta-N 薄膜电阻具有更好的热稳定性.

#### 3.2 Ta-N 埋置薄膜电阻的显微形貌和元素分布

图 2 是 Ta-N 薄膜电阻去除上层多孔氧化铝后的显微形貌. 光刻胶掩膜在氧化过程中保护薄膜电阻电极上的铝膜不被氧化, Ta-N 膜电极上的铝膜被去除后, Ta-N 仍然保持溅射态组织结构, 如图 2(a) 所示. 而埋置在

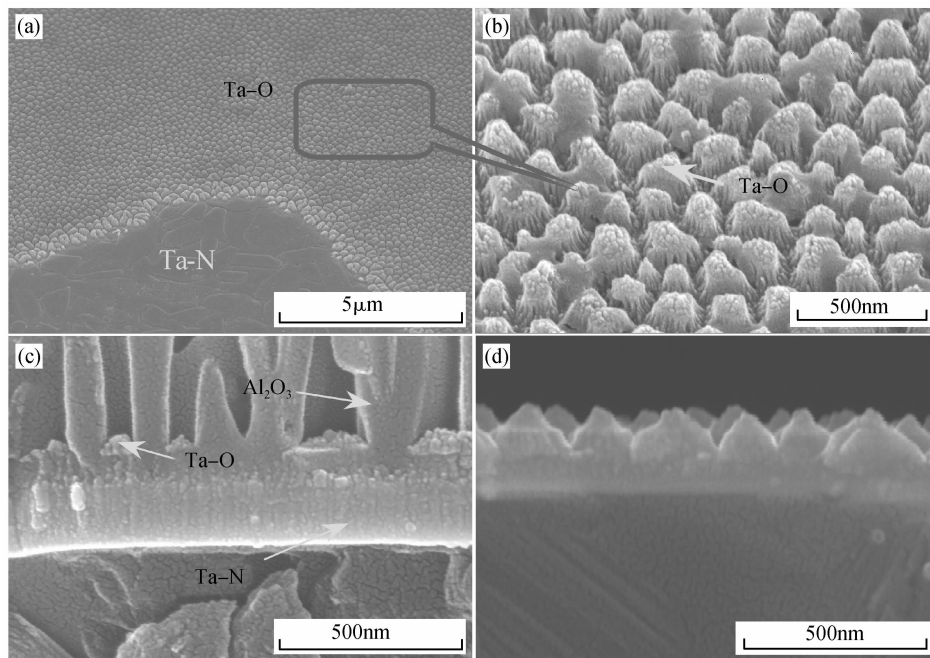


图 2 Ta-N 埋置薄膜电阻的电子显微形貌 (a) 靠近电阻电极的形貌; (b) 倾斜放大后结构; (c)  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ta-N}$  的界面结构; (d) 截面形貌

Fig.2 Scanning electron micrographs of Ta-N integrated resistor (a) At the vicinity of electrode; (b) Magnification micrograph of (a); (c) Interface structure of  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ta-N}$ ; (d) Cross-section micrograph

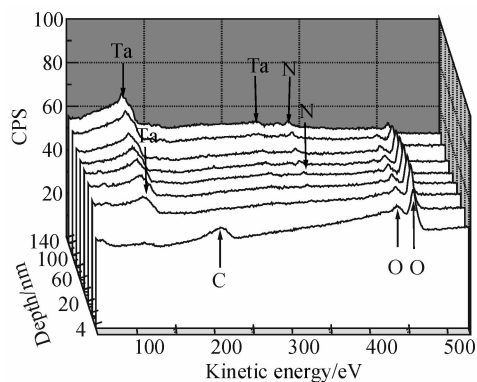


图 3 Ta-N 埋置薄膜电阻氧化物凸起的俄歇能谱

Fig. 3 AES energy spectra of Ta-N integrated resistor oxide bulge

基板多孔氧化铝介质下的 Ta-N 薄膜电阻受铝阳极氧化过程的影响表面形成氧化物凸起,受到保护的 Ta-N 与氧化钽凸起之间的界面清晰,表明在光刻胶掩膜保护下铝膜和 Ta-N 在氧化过程中没有受到溶液的侧蚀,可保证埋置薄膜电阻的精度.图 2(b)显示 Ta-N 氧化凸起尺寸在  $100\sim 200\mu\text{m}$  之间,从图 2(c)可看出 Ta-O 氧化凸起进入了多孔氧化铝的氧化孔隙中,这表明 Ta-N 薄膜在氧化时向上生长,穿过多孔氧化铝下层的阻挡层形成了凸起结构.从图 2(d)中薄膜电阻的截面图对 Ta-N 薄膜厚度测量可知,受阳极氧化的影响薄膜厚度由  $100\text{nm}$  增加到约  $185\text{nm}$ .

图 3 是图 2(b) 中 Ta-N 埋置薄膜电阻氧化物凸起的俄歇能谱.图 4 是 Ta-N 埋置薄膜电阻氧化物凸起的原子组成比.薄膜表面  $4\text{nm}$  深度的 AES 能谱显示样品表面以 C, O 元素为主.距表面  $20\text{nm}$  的膜层能谱中 C 元素特征峰消失,开始出现了 Ta 元素的特征峰. O 元素具有较强的特征峰,薄膜成分以 Ta, O 为主,从原子百分比可以推测薄膜由  $\text{Ta}_2\text{O}_5$  组成,而薄膜表面的 C 可能是样品在制备过程中受到污染或者是表面吸附引起的.深度为  $40\text{nm}$  处薄膜的俄歇能谱中开始出现微量的 N, Ta 的特征峰也有所加强,而氧特征峰与表层相比略有下降.随着 Ar 离子刻蚀深度的增加, Ta 和 N 的特征峰强增加,而氧的特征峰大大降低. N 含量的增加意味着 Ta-N 薄膜在氧化向上生长时不仅有  $\text{Ta}^{5+}$  离子的迁

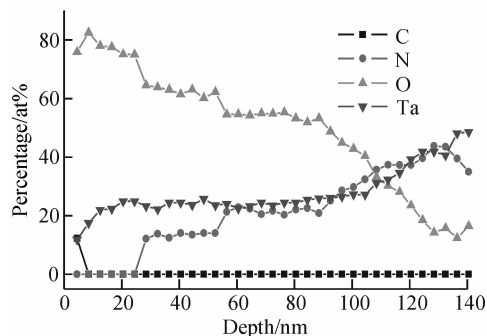


图 4 Ta-N 埋置薄膜电阻氧化物凸起的原子组成比

Fig. 4 AES depth profile of Ta-N integrated resistor oxide bulges

移扩散,而且包括 N 元素的向上迁移,从而在  $20\sim 50\text{nm}$  的深度形成 Ta-O-N 化合物薄膜层.随着薄膜深度进一步增加, Ta 和 N 的原子比以  $1:1$  比例同时增加,而氧原子进一步减少,表明阳极氧化过程对薄膜电阻的影响也开始逐渐降低,底层 Ta-N 薄膜电阻的组成已接近溅射态.将 AES 能谱深度分析与图 2(d) 薄膜电阻的截面形貌作对比可知,距离表面深度为  $140\text{nm}$  的薄膜以氧化凸起结构为主,尤其是在薄膜表层的  $40\text{nm}$  左右是氧化凸起的顶端,完全由氧化钽组成,而氧化凸起大部分则由 Ta-O-N 组成. Ta-N 薄膜厚度减少,生成了具有高阻值的氧化钽和 Ta-O-N 是造成 Ta-N 薄膜电阻升高的主要原因.并且图 2(d) 也显示 Ta-N 薄膜与氧化凸起之间没有形成明显的界面,所以 Ta, N 和 O 原子的含量发生逐渐变化.

### 3.3 Ta-N 薄膜 XPS

Ta-N 薄膜电阻埋置于铝阳极氧化基板后,在铝阳极氧化过程中钽、氮和氧等原子以不同的价态进行迁移,生成不同的化合物是造成埋置电阻的电学性能和显微结构变化的主要原因.图 5 是 Ta-N 薄膜元素 XPS 扫描图谱,可对 Ta, Al, N, O 等元素价态变化进行分析.

图 5(a) 中结合能为  $28.2$  和  $26.3\text{eV}$ , 两个峰分别是  $\text{Ta}^{5+} 4f_{5/2}$  和  $\text{Ta}^{5+} 4f_{7/2}$  峰,与  $\text{Ta}_2\text{O}_5$  的  $\text{Ta}^{5+} 4f_{7/2}$  峰值的结合能  $26.8\text{eV}$  对比,  $\text{Ta}^{5+}$  的  $4f$  双峰向低结合能方向发生了化学迁移.此外,从氧化物凸起表面到 Ar 离子溅射去除  $120\text{nm}$  薄膜深度后的能谱分析也显示  $\text{Ta}^{5+}$  的  $4f$  双峰的结合能逐渐向低值方向迁移,且光电子峰的强度在逐步下降.这与 Ta 其他价态的结合能特征峰相近,表明氧化物凸起中 Ta 可能存在不同的氧化态,即可能形成  $\text{TaO}$ ,  $\text{Ta}_2\text{O}_3$  和  $\text{TaO}_2$  等多种氧化物.这表明 Ta 与 O 的结合并不呈完全的  $\text{Ta}_2\text{O}_5$  化学比组成,该结果与 AES 对电阻薄膜成分分析的结果一致.随着 Ar 离子溅射深度的增加,从  $40\text{nm}$  深度开始,结合能为  $23.7$  和  $21.9\text{eV}$  的金属态  $\text{Ta}^0 4f$  光电子双峰开始出现,光电子峰强度随深度增加而增强,并且峰值向低能方向移动,表明溅射形成的 Ta-N 薄膜电阻亦是由多种金属间化合物组成. Ta 价态主要特征是以金属键结合为主,并存在部分离子键和共价键.此时薄膜中同时含有 Ta 的氧化物和氮化物.当 Ar 离子溅射过程继续时,由于氧化凸起的间距逐渐增大, Ta-N 在表面所占面积比逐步提高,因此  $\text{Ta}^{5+}$  的  $4f$  峰强度逐步降低,至  $160\text{nm}$  则完全消失.这表明阳极氧化过程只是对 Ta-N 薄膜表层结构有影响,而对下层的电阻薄膜影响较小.

图 5(b) 显示的是  $\text{Al}2p$  峰与溅射时间的关系,初始表面和溅射  $40\text{nm}$  后的表面  $\text{Al}2p$  光电子峰相对较宽,可能由结合能为  $74.3\text{eV}$  的氧化态  $\text{Al}^{3+} 2p$  和  $72.9\text{eV}$  的金属态  $\text{Al}^0 2p$  两种光电子峰共同组成.由于扫描时未将其完全区别开, Al 特征峰一部分是由于多孔氧化铝未完全去除,另一部分则可能是氧化钽向外生长时穿过氧化铝阻挡层时,两者在氧化凸起表层形成了混合的氧化物, Ar 离子溅射去除  $40\text{nm}$  后则  $\text{Al}2p$  峰完全消失,

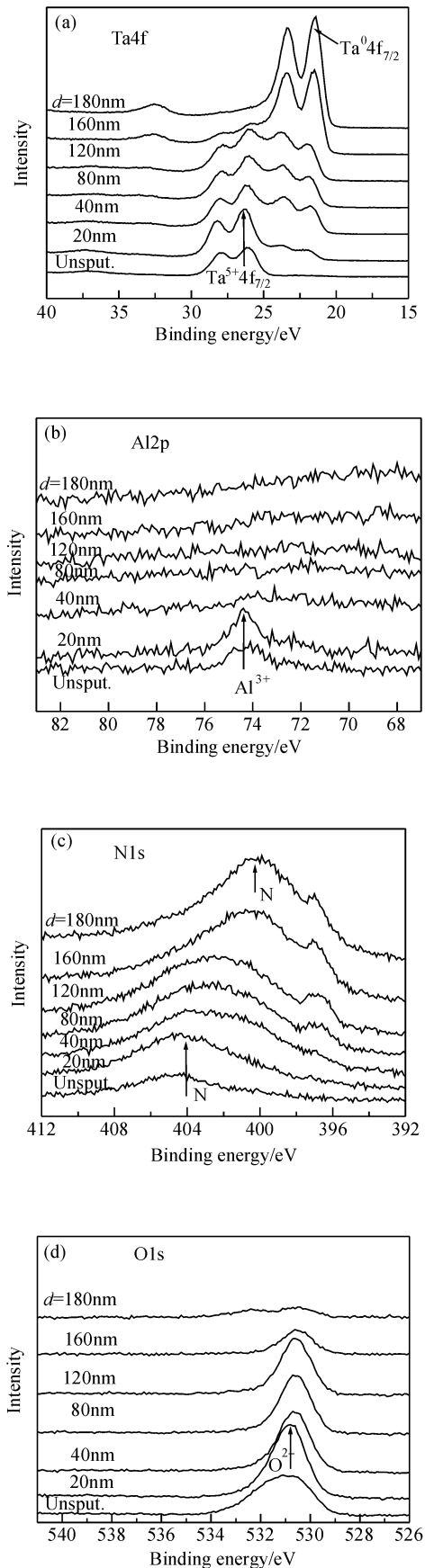


图5 Ta-N 薄膜电阻元素 XPS 扫描图谱 (a) Ta4f 峰;(b) Al2p 峰;(c) N1s 峰;(d) O1s 峰

Fig.5 XPS peaks depth profile of Ta-N resistor (a) Ta4f; (b) Al2p; (c) N1s; (d) O1s

表明铝仅出现在薄膜的表层.

图 5(c) 是氮元素的 XPS 深度分布图, 表层 N1s 峰强很弱, 并且宽度很大, 这是由于表面 N 元素含量较少所致. 随着 Ar 离子溅射的进行, N1s 峰开始逐渐加强, 并且逐渐向低结合能方向移动. N1s 特征峰宽度覆盖了铵基、亚硝酸基等氮元素多种价态下的峰值范围, 因此, 氮在氧化凸起中也存在多种价态, 与钽相结合, 形成了 Ta-N-O 化合物. Ar 离子溅射去除 80nm 后在结合能为 397eV 处开始出现氮化物的 N1s 的光电子峰, 并且随深度增加峰值进一步增强, 下层薄膜电阻中氮元素以氮化物的形式存在, 并且真空溅射得到的 Ta-N 薄膜是由多种氮化物组成的, 这也是造成 N1s 峰宽较大的原因.

图 5(d) 是氧元素的 XPS 深度分布图, 氧元素 O1s 峰位置变化不大, 峰值强度随离子溅射深度增加而逐渐减弱, 这表明下层电阻薄膜氧含量较少, 薄膜成分和结构受到阳极氧化过程影响较小.

## 4 分析讨论

RF 反应溅射制备的 Ta-N 电阻薄膜是一种由  $\beta$ -Ta,  $Ta_2N$  和 TaN 等相混合组成的薄膜, 其电学稳定性和负电阻温度系数主要受溅射时氮气分压影响, 其中由  $\beta$ -Ta,  $Ta_2N$  相组成的薄膜电阻稳定性最好<sup>[14]</sup>. TaN 薄膜电阻埋置于铝阳极氧化高密度 MCM-D 基板的过程可等效为 Al/TaN 双层贵金属的阳极氧化过程. Pringle<sup>[13]</sup> 认为两层叠加的贵金属进行阳极氧化时会受到多个因素影响, 最为重要的是两种金属氧化物的电阻差别, 当上层金属氧化物的电阻较小时, 金属离子迁移及氧化次序与氧化初始状态相同; 当下层金属膜电阻较小时, 金属离子迁移及氧化次序发生改变. Vorobyova 等人<sup>[15]</sup> 研究 Al/Ta 两层金属氧化至 Al/Ta 界面时, 认为钽膜开始氧化是由于氧离子的迁移, 并且由于氧化铝阻挡层电阻相对于氧化铝侧壁更低, 生成的  $Ta_2O_5$  向多孔氧化铝阻挡层内生长, 同时在电场作用下大部分氧化铝阻挡层发生电化学溶解从而进入溶液中. 当  $Al_2O_3$  阻挡层完全溶解后,  $Ta_2O_5$  向  $Al_2O_3$  孔内填充, 由于孔内  $Ta_2O_5$  的电阻小于侧壁  $Al_2O_3$  电阻,  $Ta_2O_5$  氧化凸起层的电场强度更高, 下一步阳极氧化过程主要由  $Ta^{5+}$  和  $O^{2-}$  离子参与,  $Ta_2O_5$  除了向  $Al_2O_3$  孔内继续生长, 同时下层钽膜也开始整体氧化, 在 Ta 表面生成纳米结构的氧化凸起.

Ta-N 电阻薄膜被埋置于铝阳极氧化基板时, 受到铝阳极氧化基板制备工艺的影响. Ta-N 薄膜上面及周围的铝膜首先被氧化, 当铝氧化形成的多孔氧化铝接触到底层 Ta-N 表面时, 氧离子开始持续通过氧化铝阻挡层与 Ta-N 反应生成  $Ta_2O_5$ .  $Ta_2O_5/Al_2O_3$  界面处氧化铝阻挡层则在强电场作用下使 Al-O 键断开, 在  $Ta_2O_5/Al_2O_3$  界面处释放出的  $O^{2-}$  向内迁移与  $Ta^{5+}$  反应, 而释放出的  $Al^{3+}$  离子通过阻挡层向外扩散, 大部分进入溶液中. 其中一些铝离子在扩散过程中可能会结合一些氧离子, 在阻挡层/溶液的界面生成新的氧化铝.

Ta-N 薄膜中的 Ta 在高电场下氧化形成的  $Ta^{5+}$  离子向外扩散,在  $Ta_2O_5/Al_2O_3$  界面形成氧化物.由于 Ta 的向外扩散,造成薄膜内 N 的浓度不同,在电场作用下也会向外扩散,与 Ta、O 离子结合形成了 Ta-N-O 化合物.研究表明<sup>[15]</sup>,Ta-N 在磷酸溶液中阳极氧化过程受到氧化电压、溶液种类和氧化时间等多个因素影响,其中氧化电压是影响  $Ta_2O_5$  凸起高度的主要因素,单位电压内生成的氧化钽为  $1.6\text{nm}/\text{V}$ ,生成的氧化物与消耗的钽之比为  $2.33:1$ .在 4% 磷酸溶液中采用 80V 电压对 Ta-N 进行阳极氧化时,生成的  $Ta_2O_5$  及 Ta-O-N 厚度约 130nm,消耗的 Ta-N 厚度约为 50nm,底部仍保留约 50nm 的 Ta-N 电阻,这与图 2(d)测量的薄膜电阻厚度一致.当周边残留的铝膜被完全氧化后,施加在电阻薄膜上的电压急剧下降,氧化过程停止.表层形成了  $Ta_2O_5$  及 Ta-O-N 等绝缘相组成的氧化凸起,底部则是保留原有溅射态的 Ta-N 薄膜.此时,双层结构的薄膜电阻等效于两个并联电阻,表层氧化凸起主要以绝缘相为主,电阻率很高,性能更加稳定.由于在埋置电阻上面形成了保护层,使得电阻的热稳定性更好.而埋置的薄膜电阻大小主要由底部薄膜电阻率来确定.Ta-N 金属间化合物薄膜厚度约为 50nm,其电阻率受表面效应影响仅略有增加,并且仍然保持了较小的负电阻温度系数.

## 5 结论

利用磁控溅射的方法在铝阳极氧化 MCM-D 基板内埋置了 Ta-N 薄膜电阻,薄膜电阻的埋置与铝阳极氧化工艺完全兼容,进一步提高了基板密度.针对铝阳极氧化工艺中 Ta-N 薄膜结构和电性能的变化,分析了阳极氧化过程对 Ta-N 薄膜性能的影响.实验结果表明:Ta-N 埋置薄膜电阻在阳极氧化时表面形成氧化凸起,凸起间距与多孔氧化铝的孔洞间距相近,这表明在氧化电场作用下,通过  $Ta^{5+}$ 、 $O^{2-}$  等离子体的扩散 Ta-N 薄膜向上生长,穿过多孔氧化铝的阻挡层形成了  $Ta_2O_5$  及 Ta-O-N 组成的氧化物凸起,凸起结构在 Ta-N 薄膜电阻上形成了保护层,使得薄膜电阻热稳定性更好.未氧化的 Ta-N 薄膜电阻率和电阻温度系数变化不大.

## 参考文献

- [1] Hurwitz D, Igner E, Yofis B, et al. AMI: A new thin film substrate technology. International Conference on Multichip Modules and High Density Packaging, 1998: 98
- [2] Wang Lichun, Liu Tong. Aluminum thin film anodization technology for multi-layer substrate. Hybrid Microelectronics Technology, 1998, 9(2): 18 (in Chinese)[王立春, 刘彤. 阳极氧化铝薄膜多层布线基板技术. 混合微电子技术, 1998, 9(2): 18]
- [3] Au C L, Anderson W A, Schmitz D A, et al. Stability of tantalum nitride thin film resistors. J Mater Res, 1990, 5(6): 1224
- [4] Nie H B, Xu S Y, You L P, et al. Structural and electrical properties of tantalum nitride thin films fabricated by using reactive radio frequency magnetron sputtering. Appl Phys A, 2001, 73(2): 229
- [5] Tsai M H, Sun S C, Tsai C E, et al. Comparison of the diffusion barrier properties of chemical-vapor-deposition TaN and sputtered TaN between Cu and Si. J Appl Phys, 1996, 79(9): 6932
- [6] Oku T, Kawakami E, Uekubo M, et al. Diffusion barrier property of TaN between Si and Cu. Appl Surf Sci, 1996, 99(4): 265
- [7] Nakao S, Numata M, Ohmi T. Thin and low-resistivity tantalum nitride diffusion barrier and giant-grain copper interconnects for advanced ULSI metallization. Jpn J Appl Phys, 1999, 38(4): 2401
- [8] Mozalev A, Surganov A, Magaino S. Anodic process for forming nanostructured metal-oxide coatings for large-value precise microfilm resistor fabrication. Electrochim Acta, 1999, 44 (21/22): 3891
- [9] Surganov V. Planarized thin film inductors and capacitors for hybrid integrated circuits made of aluminum and anodic alumina. IEEE Trans Components, Packaging, and Manufacturing Technology Part B: Advanced Packaging, 1994, 17(2): 197
- [10] Tatarenko N, Mozalev A. Geometry and element composition of a nanoscale field emission array formed by self-organization in porous anodic aluminum oxide. Solid-State Electron, 2001, 45(6): 1009
- [11] Mozalev A, Sakairi M, Saeki I, et al. Nucleation and growth of the nanostructured anodic oxides on tantalum and niobium under the porous alumina film. Electrochimica Acta, 2003, 48(20~22): 3155
- [12] Young L. Anodic oxide films. New York: Academic Press, 1960
- [13] Pringle J P S. Transport numbers of metal and oxygen during the anodic oxidation of tantalum. J Electrochem Soc, 1973, 120(3): 398
- [14] Riekkinen T. Reactive sputter deposition and properties of Ta<sub>x</sub>N thin films. Microelectronic Engineering, 2002, 64(1~4): 289
- [15] Vorobyova A I, Outkina E A. Study of pillar microstructure formation with anodic oxides. Thin Solid Films, 1998, 324(1): 1

## Effects of the Anodic Alumina Substrate Fabrication Process on a Ta-N Thin Film Integrated Resistor

Zhu Dapeng<sup>†</sup> and Luo Le

(Shanghai Institute of Microsystems and Information Technology, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 200050, China)

**Abstract:** A Ta-N thin film resistor was integrated in anodic alumina MCM-D substrate using RF reactive sputtering. The effects of the aluminum anodization process on the microstructure of the Ta-N resistor were studied. The results show that the oxide bulges composed of Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> and Ta-O-N were formed at the surface of Ta-N film due to the effect of the upper layer of porous anodic alumina. The oxide bulge thickness was related to the anodization voltage. The resistivity and TCR of the remaining Ta-N resistor remained unchanged. The resistor was more stable because of the protection of the oxide bulges.

**Key words:** anodization; Ta-N thin film resistor; electrical property; microstructure

**EEACC:** 2120; 2520E

**Article ID:** 0253-4177(2008)04-0774-06

---

<sup>†</sup> Corresponding author. Email: zhdp@mail.sim.ac.cn

Received 10 July 2007, revised manuscript received 3 December 2007