

浸渍钡钨阴极蒸发性能的 AES 分析*

张永康 朱清元 张贻英

(北京电真空器件研究所)

提 要

利用俄歇能谱“就地”定性、定量地测量了浸渍钡钨阴极(4.56:1.44:2)的蒸发成分和速率。得到的主要结果是:(1)老炼初期和寿命初期蒸发率可相差半个量级,前者的蒸发能为4.34eV,而后者为4.58eV;(2)蒸发物成分随阴极温度不同而变化,高温激活时,氧化钡在蒸发物中的比例缓慢减少,但Ca的蒸发增加,1250℃时,约占3.5%,在工作温度范围内,90%左右为金属钡,氧化钡约占9.3%;(3)与50年代蒸发测量相比,AES法得到的BaO蒸发量少得多,但与热力学理论计算的结果一致;(4)与AES计量的5:3:2,4:1:1阴极相比,所研究的阴极(4.56:1.44:2)的Ca蒸发量少得多,这是该阴极的特点;(5)逸出功测量和AST曲线都表明,当吸附了约 1.5×10^{14} at./cm²的钡时,多晶钨表面已建立一个由吸附原子形成的均匀的屏蔽场。

一、引 言

有效热阴极的蒸发性能——活性物质的蒸发成分和速率——是实用电子发射体的基本性能之一。一方面,从电子发射的机理、过程而言,阴极不同形成阶段和工作寿命期间的蒸发成分和速率反映了发生在阴极表面和近表面区的化学、物理过程。另一方面,从应用技术的观点,蒸发性能决定了热阴极的工作寿命,同时又是造成真空电子器件电极沾污、真空击穿、栅控器件的寄生栅放等现象的主要原因之一。但是长期以来缺乏合适和理想的研究、测定蒸发的手段。近年来,在表面分析技术(AES, XPS)的基础上发展了既能定性,又能定量,既灵敏又能在工作过程中非破坏地、“就地”地研究阴极蒸发性能的技术。本工作就是利用AES比较系统地测定了浸渍钼酸钡钙阴极从分解激活开始,直至寿命初期的蒸发性能的演变,同时测定了不同工作温度下的蒸发成分和速率。作为应用技术的目的,主要针对阴极杂质挥发和活性物质蒸发对其它电极的沾污影响,从而探索防止真空高压击穿和抑制寄生栅放的途径。

二、实验装置和测量技术

AES 测量蒸发的基本过程是使蒸发物沉积在某种材料的衬底上,然后利用AES的

* 1985年1月14日收到,1985年4月19日修改定稿。

定性、定量分析能力测定沉积层的成分和数量。本文所应用的实验装置示于图 1。旋转样品台可以“就地”进行三种工作: (1) 收集阴极的蒸发物; (2) 面对 AES 的筒形镜分析器 (CMA), 进行蒸发物分析; (3) 测量沉积有蒸发物的收集极的逸出功 (这部分可以改成测量发射性能, 如热发射、次级发射等)、耐压性能以及薄膜的其它特性。

浸渍钨钨阴极 阴极活性物质的配方为 $4.56\text{BaO} \cdot 1.44\text{CaO} \cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3$; 多孔钨的孔度为 28% 左右; 阴极距离收集极足够远, 并加有热屏蔽筒, 以减少阴极热辐射对收集极温度的影响。

蒸发物收集极 收集极选用纯多晶钨片。W-Ba 吸附系统是理解扩散阴极发射机制的关键之一。选用钨, 并辅以逸出功测量可以作为本工作的“副产品”, 即获得 W-Ba 系统的资料。收集极可以加热到 1500°C , 用于: (1) 热清洗钨片, 其清洁度由 AES 监测; (2) 研究电极温度对沉积物的影响。

逸出功的测量 难熔金属吸附系统的逸出功对研究热电子发射、寄生栅放、极间高压击穿等是一个重要参数。本文应用安德森 (Anderson) 法*, 它可以方便地监测因异质吸附物引起的逸出功相对变化 ($\Delta\phi$)。

蒸发物数量的 AES 测量方法 一般说来, 某一元素 i 在时间 t 到 $t + \Delta t$ 间沉积在收集极上的总数 N_i 可表示为^[1,2]:

$$N_i(\Delta t, T_E) = F(E, C)S_E \int_{\Delta t} \dot{n}_i(t, T_E)\beta_i \cdot dt \quad (1)$$

式中, $F(E, C)$ 是与蒸发源 (E)、衬底-收集极 (C) 的形状以及它们间相对位置有关的几何系数; T_E 是蒸发源的温度; S_E 是蒸发源面积; $\dot{n}_i$ 是 T_E 和 t 时的蒸发速率; β_i 是元素 i 在收集极上的粘附系数, 它是收集极材料, 又是收集极温度的函数。当蒸发物中包含多种元素时, 蒸发物的总量应为:

$$N(\Delta t, T_E) = F(E, C)S_E \sum_i \int_{\Delta t} \dot{n}_i(t, T_E)\beta_i dt \quad (2)$$

AES 能够很容易地测定收集极上沉积元素的浓度 C_i :

$$C_i(\Delta t, T_E) = N_i(\Delta t, T_E)/S_c, \quad (3)$$

这里 S_c 是收集极的收集面积。因此只要对 AES 数据进行微分处理就可以得到 $\dot{n}_i(t, T_E)$ 。

实际上, 由于在一级近似时可以认为, AES 微分峰的幅度与俄歇电子数量成正比, 因此还可以利用 AES 微分谱, 通过下述途径, 直接或间接地得到沉积物的数量。

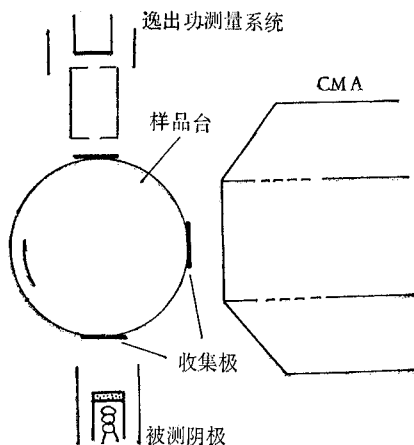


图 1 分析测量装置示意图

* 参阅 P. A. Anderson, *Phys. Rev.*, **59** (1941), 1034 或 A. G. Knapp, *Surf. Sci.*, **34** (1973), 289 中 Electron Beam Method.

(1) 蒸发覆盖层导致衬底俄歇信息强度的衰减^[2] 设清洁收集极的某一元素 i 的某一跃迁 ABC 的俄歇电子流强度为 $I_{i,ABC}^0$, 当沉积一层厚为 x 的蒸发物时, 则

$$I_{i,ABC}^x = I_{i,ABC}^0 \exp(-x/\lambda_{i,ABC} \cdot \cos \varphi), \quad (4)$$

式中 φ 为俄歇电子的收集角, 即分析器接受方向与衬底法线间夹角. $\lambda_{i,ABC}$ 是元素 i 的 ABC 跃迁电子在固体中运动的平均自由程, 它无需专门校正, 可以从普适曲线^[3,4], 或经验公式^[5]得到. $I_{i,ABC}^x/I_{i,ABC}^0 = R_{i,ABC}$ 称之为衰减系数, 可以用峰高比 $H_{i,ABC}^x/H_{i,ABC}^0$ 近似, 由此

$$x = -\lambda_{i,ABC} \cdot \cos \varphi \cdot \ln R_{i,ABC}. \quad (5)$$

(2) AST (Auger Signal-Time) 曲线 当沉积元素 i 和衬底元素 j 形成均匀的混合物时,

$$I_{i,WXY} = I_p \cdot R \cdot T \cdot (1 + r_i) Q_{i,W} P_{i,WXY} \cdot \lambda_{i,WXY} C_i, \quad (6)$$

$$I_{j,ABC} = I_p \cdot R \cdot T (1 + r_j) Q_{j,A} P_{j,ABC} \cdot \lambda_{j,ABC} C_j, \quad (7)$$

式中 I_p 是探束的电子密度, R 是样品表面的粗糙度, T 是俄歇能谱仪的仪器系数. r 是次级电子的反向散射系数, Q 为激发元素 i (或 j) 原子内层能级 W (或 A) 的几率, P 是完成 WXY (或 ABC) 跃迁的几率. 因此

$$\begin{aligned} \frac{I_{i,WXY}}{I_{j,ABC}} &= \frac{(1 + r_i) \cdot Q_{i,W} \cdot P_{i,WXY} \cdot \lambda_{i,WXY}}{(1 + r_j) \cdot Q_{j,A} \cdot P_{j,ABC} \cdot \lambda_{j,ABC}} \cdot \frac{C_i}{C_j} \\ &\approx S_{i,WXY}/S_{j,ABC} \cdot C_i/C_j. \end{aligned} \quad (8)$$

这里的 $S_{i,WXY}$ 和 $S_{j,ABC}$ 可以分别近似为该元素、该跃迁的相对灵敏度系数, 它们是常数. 所以, 随着沉积元素的增加, 它们的峰高比线性增加.

但当沉积元素形成一个“完整”的单原子层后继续按层状方式生长时, 参照(4)式:

$$\begin{aligned} I_{i,ABC}(t) &= I_{i,ABC}^0 \cdot \exp(-d_i/\lambda_{i,ABC} \cdot \cos \varphi) \\ &\quad \cdot \sum_k \theta_k(t) \exp(-k d_i/\lambda_{i,ABC} \cdot \cos \varphi), \end{aligned} \quad (9)$$

这里 d_i 为单原子层厚度, k 为沉积原子层数, θ 为覆盖度. 因此俄歇信号随时间的变化可以反映沉积薄膜的结构, 可以反映薄膜从一种状态向另一种状态的转化. 通常认为, AST 曲线出现的每一个折点, 都对应于完成一个均匀单层^[6-8].

三、实验结果和讨论

选用了两种测量规范. 一是在每一温度下沉积数分钟(通常为两分钟), 从低温一直增加到钨钨阴极的最高激活温度(1250℃), 这种情况比较接近真空电子器件中热阴极的激活过程, 因此钨收集极上的沉积情况相当于器件制备过程中的电极沾污. 二是在阴极温度恒定的条件下, 长时间连续蒸发, 它相当于微波器件工作过程中的蒸发沾污, 或类似于薄膜的沉积生长过程.

1. 蒸发物成分

对同类阴极所作的表面状态研究^[9,10]表明, 钨钨阴极表面主要元素有 Ba、O、Ca、W, 以及杂质 C、S. 在激活过程中, 达到一定温度后, C、S 消失, 而激活良好的浸渍钨钨阴极

表面Ca的含量低于AES的检测灵敏度,阴极表面大部分是金属钨,小部分是氧化钨或钨酸钨。但在蒸发物中基本上只有Ba、O、Ca。虽然在不同工作温度下蒸发物成分是不同的,但始终是金属钨占主要地位。

(1) 杂质C和S 按第一种规范进行分解、激活时的蒸发成分变化示于图2。以同样方式分析第二次激活时的蒸发物的结果示于图3。二者的差别是非常明显的。图2中杂质C的变化可以认为是阴极沾污物在分解激活过程中的挥发。在某些温度下,C在蒸发物中的含量高达—90%,以致收集极上堆积2—3原子层的C。阴极表面C的污染可能产生于:(a) 预处理和贮存过程中扩散泵油的污染;(b) 暴露大气后,装入系统前的沾污,C对阴极本身影响不大,但对其它电极,特别是低温电极的二次沾污是需要注意的。

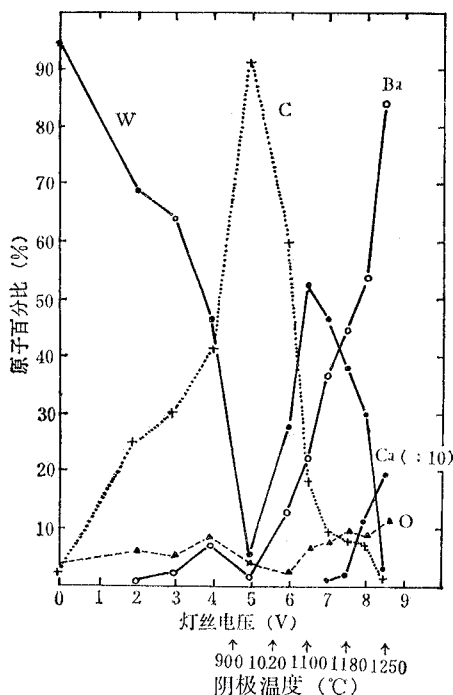


图2 浸渍钨钨阴极激活过程中的蒸发物

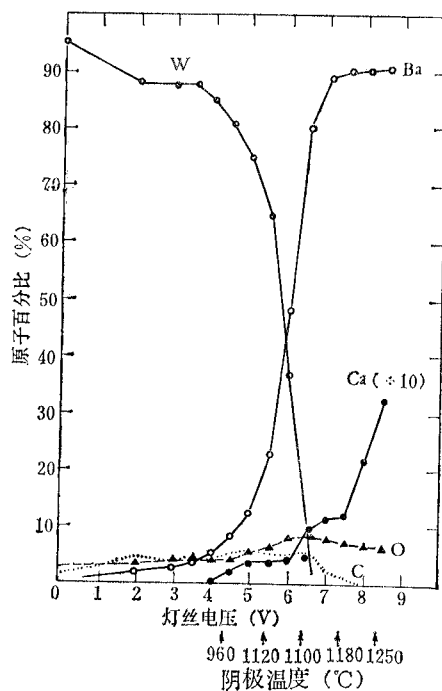


图3 浸渍钨钨阴极第二次激活时的蒸发物

S产生于难熔金属体内杂质的表面偏析。实验^[10]表明,在激活过程中,在开始分解出金属钨的情况下,阴极表面具有“自清除”的能力,在相同温度下,钨套筒上的S不具备这种能力。因此曾经设想,S在激活过程中的“自清除”过程的实质是S向具有O空位的BaO体内运动,从而“沉入”活性物质内部的过程。蒸发物分析中从未发现过S的痕迹,说明这个假设是正确的。这种情况下,S虽然对其它电极的沾污和阴极早期工作性能不会有明显影响,但杂质S的数量多少,将成为影响阴极寿命的因素。

(2) Ca 在高温下($\geq 1000^\circ\text{C}$)蒸发物中出现Ca*,高于1150°C后,Ca的成分迅速增加(图4)。在1250°C下约占3.5%,在工作温度下则少于1%。这个结果与阴极表面成分分

* 由于Ca的相对含量很少,因而在图2、3中Ca的含量坐标增大10倍(图上标记为 $\div 10$)

析相一致。同类阴极在分解激活过程中表面成分的变化示于图 5。可以看到,从 1060℃ 左右开始阴极表面 Ca 的成分锐减。二者相吻合说明,钡钨阴极表面的 Ca 是在高温激活时“逃离”阴极的。综合其它实验得到的结果:Ca 存在于多孔钨体的孔隙(活性物质)中^[10];在激活良好的阴极表面含量很少($\leq 0.5\%$)^[10];但氧或空气中中毒时, Ca 很快大量涌现到阴极表面^[10,11],因而 Ca 存在于近表面区等等,可以认为:(a) 高温下清除浸渍钡钨阴极表面(约 1—2 原子层)多余的 Ca 是阴极激活以及氧中毒后恢复发射的必要条件,看来 Ca 对降低发射面逸出功不起直接的、积极的作用; (b) 近表面区较高数量的 Ca 可以起到阻缓 Ba 的扩散和蒸发的作用。

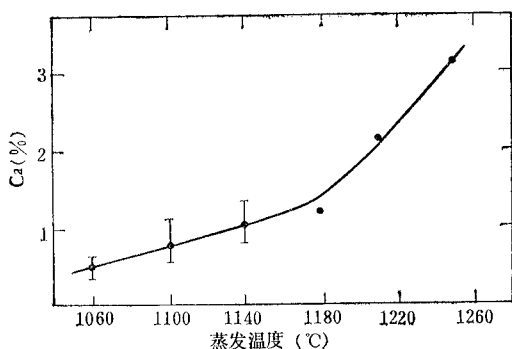


图 4 不同温度下蒸发物中 Ca 的浓度

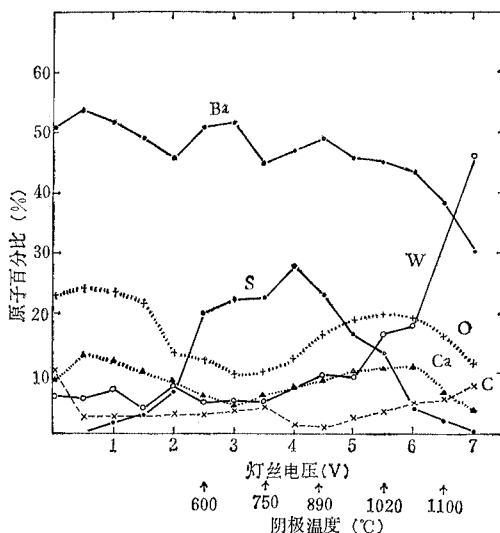


图 5 浸渍钡钨阴极分解激活过程中的表面成分

所研究阴极蒸发物中 Ca 的含量与配方相近的 Semicon 5:3:2 和 Spectra-Mat 5:3:2^[8] 的相比要少得多,后两者的 Ca 含量超过 20%。我们的结果经过多次(10—20 次)重复,因此可以认为低 Ca 蒸发量是本阴极特点之一。4.56BaCO₃:1.44CaCO₃:2Al(OH)₃ 配方的主要特点是 CaO 达到了 BaO-CaO-Al₂O₃ 三元平衡相图中的最大固溶度^[12]。X-射线衍射物相鉴定表明,其中不包含在空气中不稳定的、多余的 BaO 和 CaO 等次相,只生成单一的 (BaO·CaO)₃Al₂O₃ 相。而对比试验表明,5:3:2 中含有较多的游离 CaO, 4:1:1 中则含有较多 BaO。显然在 5:3:2 的情况下, Ca 的蒸发要容易得多,特别是寿命初期。由此看来,从 Ca 的蒸发和阴极在空气中的稳定性出发, 4.56:1.44:2 的配方是成功的。

(3) Ba 和 O 在高温激活时,随温度增加 O 在蒸发物中的比例稍有下降,从 1050℃ 下的 10% 左右逐渐降到 ~8% (1250℃)。但是在激活后,在工作温度 960—1150℃ 之间, O 的比例基本保持在 $8.5 \pm 1.5\%$ (图 6)。由于含量较少,很难根据 Ba 的低能 NOO 跃迁的位移和形状精确判断 Ba 的化学状态,即 BaO 和 Ba 的多少。如果假定 O 完全是以 BaO 形式蒸发的(在温度低于 1150℃, Ca 的蒸发很少时,这是合理的),那么 BaO 在蒸发总量中约占 9.3%。AES 测量的这个数值和用热力学观点,以 Ba 和 BaO 在多孔钨中平衡反应蒸气压为基础的理论计算值, 1130℃ 时应占 ~10%^[13],非常接近。但 50 年代末用

质谱等方法测得的结果中 BaO 高达 30%, 甚至超过 50%。充分说明表面分析技术能够在超高真空条件下, 进行“就地”微量蒸发分析的重要意义。

2. 蒸发速率和蒸发能

为把厚度的数据换算成蒸发性能测定中惯用的单位, 必须确定单原子层 (ML) 的厚度和单位面积单原子层的原子数目。对于 Ba 而言, 选择 Ba 原子的直径为层厚, 即 $3.69 \text{ \AA}$, 显然是比较合理的。但是关于单原子层 Ba 原子的数量, 近年来表面分析技术发现, 是在相当大范围内变动的, LEED 分析^[14]表明: W(100)c(4×2)-Ba 时, Ba 原子数量为 $2.5 \times 10^{14} \text{ at./cm}^2$; W(100)c($2\sqrt{2} \times \frac{2}{3}\sqrt{6}$)- 45° -Ba 时为 $4.33 \times 10^{14} \text{ at./cm}^2$; W(100)c($2\sqrt{2} \times \sqrt{2}$)- 45° -Ba 时则为 $5 \times 10^{14} \text{ at./cm}^2$; 而如果密堆积构成 W(100)c($\sqrt{6} \times \sqrt{2}$)- 45° -Ba 时可包含 $5.8 \times 10^{14} \text{ at./cm}^2$ 。而且形成这种或那种吸附重构表面要视许多因素而定。我们的收集极为多晶钨, 且大多数情况下累计沉积厚度超过一个单层, 因而认为选用以体心立方钨晶体的晶格常数为基础的 $3.2 \times 10^{14} \text{ at./cm}^2 = 1 \text{ ML} = 7.3 \times 10^{-8} \text{ g/cm}^2$ 比较合理。由此得到的蒸发速率汇于表 1 中。蒸发速率与温度倒数的关系画于图 7。图中直线 1 为第二次激活期间的蒸发速率, 直线 2 为寿命初期的, 二者可相差半个量级。为了对比, 给出了 50 年代末的数据^[15](直线 3),

从图 7 很容易计算出所研究阴极的蒸发能 Q_i :

$$\dot{n}_i = B \exp(-Q_i/KT_E), \quad (10)$$

其中 B 是常数。激活期间的蒸发能为 4.34 eV , 阴极表面比较稳定后(曲线 2), 其蒸发能为 4.58 eV 。

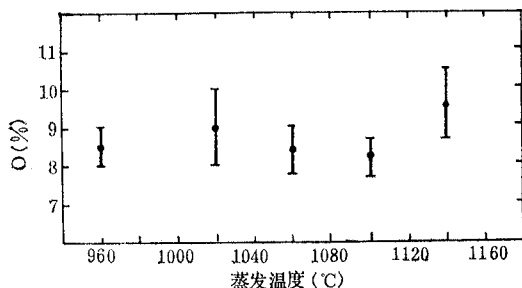


图 6 氧在蒸发物中的比例

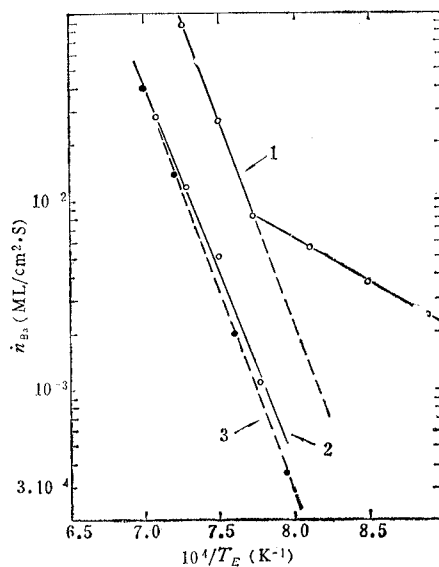


图 7 浸渍钨钨阴极的蒸发速率与温度的关系

3. 寿命初期的蒸发

寿命初期的蒸发速率变化以收集极上 Ba 和 W 的俄歇峰高比的形式示于图 8。该阴

表 1 浸渍钡钨阴极的蒸发速率

蒸发温度 (°C)	蒸 发 速 率			寿命初期 (ML/cm ² · s)
	第二次激活时期			
	(at./cm ² · s)	(g/cm ² · s)	(ML/cm ² · s)	
850	8.0×10 ¹¹	1.8×10 ⁻¹⁰	2.5×10 ⁻³	
900	1.2×10 ¹²	2.6×10 ⁻¹⁰	3.6×10 ⁻³	
960	1.8×10 ¹²	4.1×10 ⁻¹⁰	5.7×10 ⁻³	
1020	2.7×10 ¹²	6.1×10 ⁻¹⁰	8.3×10 ⁻³	1.1×10 ⁻³
1060	8.8×10 ¹²	1.9×10 ⁻⁹	2.7×10 ⁻²	5.2×10 ⁻³
1100	2.8×10 ¹³	6.2×10 ⁻⁹	8.6×10 ⁻²	1.2×10 ⁻²
1140				2.98×10 ⁻²

极在进行寿命试验之前曾进行过一系列的分析测量, 累计已有约 10 小时的“老炼寿命”。因此 Ba 蒸发的稳定应该理解为在 20 小时之后, 对浸渍钡钨阴极而言, 寿命初期蒸发速率下降较快, 在几十乃至几百小时后才趋向稳定 (缓慢下降) 似乎是普遍现象。由于 4.56:1.44:2 配方中不包含多余的 BaO、CaO 等次相, 可以期待蒸发的“稳定”比较容易。

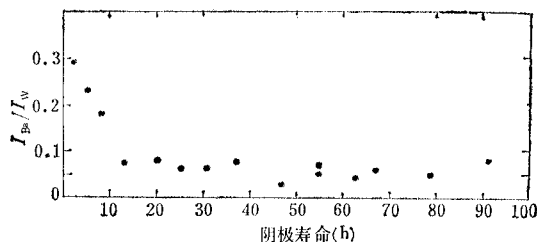


图 8 阴极工作温度为 1140°C 时寿命过程中钡的蒸发速率的变化

4. W-Ba 吸附系统的钡“单原子层”

图 7 中曲线 1 应该是一条直线, 但在我们的结果中出现了具有两种不同斜率的折线, 它的转折温度约在 1020°C 左右 (与温度无关, 而与测量沉积时收集极上沉积层的积分厚度有关)。显然不能理解为蒸发机制的变化, 而是反映了沉积层的结构。可以设想, 当沉积物很少, 覆盖度很低时, 俄歇信号的衰减不完全属于第二节中所讨论的平均自由程的机制, 它只是表面浓度改变引起的线性变化。与曲线 1 的拐点相应的积分“厚度”为 1.2 Å, 约 0.3 MLBa (包括 9% 以下的 BaO)。这意味着只需要 $\sim 1.0 \times 10^{14}$ at./cm² 就可以形成一个足以屏蔽衬底电子逸出的均匀场。

我们得到的一部分 AST 曲线示于图 9。通常认为图上箭头 t_1 指的是衬底上生长一个单原子层的时间, t_2 是生长完成第二层的时间。文献[8]就是选用 t_1 作为生长一单层 (5.3×10^{14} at./cm²) 为标准计算钡钨阴极蒸发速率的。但是以本文所选用的单层钡的厚度和数量为标准, 图 9 中 1140°C 时的 t_1 (6min) 只相当于在多晶上钨沉积了 0.43 ML (约为 1.37×10^{14} at./cm²), 而 1100°C 时的 t_1 相当于 1.99×10^{14} at./cm², ~ 0.5 ML。

第三个实验结果是 W-Ba 吸附系统的逸出功测量。图 10 是阴极温度为 1020°C 时收集极上因累积沉积蒸发物时逸出功变化, 可以看到沉积 6min 之后拒斥场伏安特性曲线

开始有很好的平行性。这意味着表面逸出功趋向均匀, 这时吸附层的厚度也为 $1.2 \text{ \AA}$, 相当于 0.3ML 。

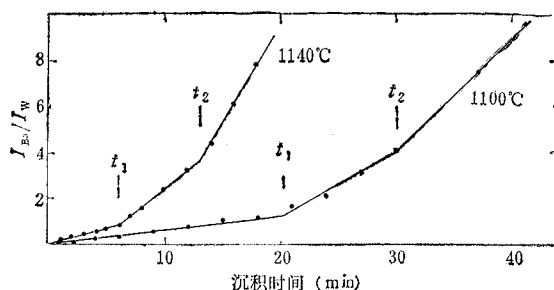


图9 钨和钨的俄歇峰高比与蒸发时间的关系曲线

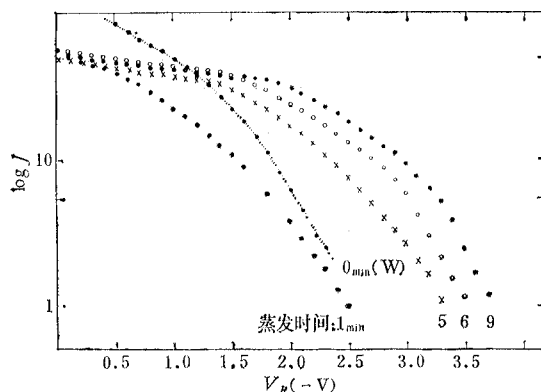


图10 钨-钨吸附系统的安德逊法拒斥场曲线

最后, LEED 的数据^[4]则表明当 $\text{W}(100)$ 上沉积了 $1.5 \times 10^{14} \text{ at./cm}^2$ 时, 荧光屏上开始出现微弱的衍射图像, 此密度相当于本文单层标准的 0.47ML 。

通常概念中的单原子层和 $\theta = 1$ 的覆盖度是一个相当相对的概念*。实际上, 吸附体系表面存在着两种相互关联的作用力: 吸附原子与衬底之间以及吸附原子之间的横向作用场。上述四个近似一致的结果都说明, 在多晶钨的条件下, 大约 $1.5 \times 10^{14} \text{ at./cm}^2$ 的 Ba 原子已足以在衬底表面形成一个对于俄歇电子和固体其它电子逸出来说是“均匀”、“密实”的表面场了。因此 AST 曲线上的拐点实际上是形成一个单层的开始, 而不是完成, 即开始形成一个均匀作用场, 而不是吸附可容平铺一层的最多原子数量。

5. W-Ba 吸附系统的逸出功变化

图 11 示出了钨钨阴极蒸发物成分及其对多晶钨逸出功的影响。由于蒸发物的沾污, 钨的逸出功降低了 1.8eV 。沉积厚约 0.5ML (8min) 以后逸出功基本上不再变化。难熔金属和其它复合材料沉积不同数量的 Ba、O、Ca 等阴极蒸发物后的逸出功变化, 对控制钨钨阴极发射性能和抑制无截获栅的栅流是有很意义的。但为此需要进一步研究热衬底

* 例如, 覆盖度为 $1 (\theta = 1)$ 的定义是衬底上所有等价的可吸附位置上都吸附有被吸附原子或分子^[16], 然而等价的可吸附位置的数量是因条件而变的。

情况下的蒸发物覆盖量及其逸出功的变化。

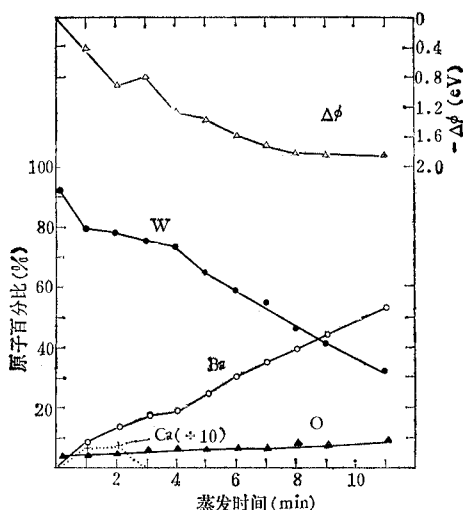


图 11 收集极(W)表面成分和逸出功的变化

四、简短结论

以俄歇电子能谱为基础的所谓蒸发物收集法有灵敏度高(可测量的 Ba 的蒸发速率为 $10^{-13} \text{g/cm}^2 \cdot \text{s} \approx 10^9 \text{at./cm}^2 \cdot \text{s}$)^[2], 检测范围宽(达 $10^{16} \text{at./cm}^2 \cdot \text{s}$), 既能定性、又能定量地进行“就地”分析的优点。利用该法比较系统地研究了浸渍钡钨阴极的蒸发性能, 得到了一些有意义的结果。

(1) 分解激活时, 主要是碳和碳化物大量挥发(来源于阴极贮存、运输、装配过程中的沾污物), 并将沉积在其它电极表面, 正对阴极的冷电极表面可以凝聚多层碳原子(或碳化物)。

(2) 在激活过程中, 从 1000°C 左右开始阴极表面的 Ca 开始蒸发, 高于 1150°C 后蒸发物中 Ca 的成分增加迅速, 在 1250°C 时可达 3.5%。与 5:3:2 阴极相比, 4.56:1.44:2 阴极的 Ca 蒸发量是很少的。从 Ca 的蒸发和活性物质在空气中的稳定性来说, 这表明该阴极的配方是成功的。

(3) 蒸发物中 BaO 约占 9%, 比早期测量得到的结果少得多, 而与热力学计算的结果比较接近。

(4) 寿命的头几十小时内蒸发速率较大, 但下降迅速。几十小时后蒸发速率基本保持稳定, 并稍有下降。寿命开始和蒸发稳定时的速率可能相差 5—10 倍。前者的蒸发能为 4.34eV, 后者为 4.58eV。

(5) AST 曲线的第一个折点(图 9, t_1) 是吸附原子开始形成一个对固体电子逸出而言的、完整的屏蔽场, 对多晶钨-钡系统而言, 约为吸附 $1.5 \times 10^{14} \text{BaAt./cm}^2$, 相当于通常概念的单原子层的 $1/3$ — $1/2$ 。

本工作得到胡汉泉总工程师的关心和帮助;阴极是陈隆华等同志提供的,他们并对本文提出了宝贵的意见;参加本工作的还有万爱凤、匡恒同志,在此一并表示衷心的感谢。

参 考 文 献

- [1] J. A. Th. Verhoeven and H. Van Doveren, *Appl. Surf. Sci.*, 8(1981), 95.
- [2] 张永康, 朱清元, 张贻英, 中国真空学会第二届年会论文集, 一卷, 1983, 10, 第 35 页.
- [3] 胡汉泉, 王迁主编, 真空物理与技术及其在电子器件中的应用, 下册, 第十一章, 国防工业出版社, 1985, 4.
- [4] M. P. Seah and W. A. Dench, *Surf. and Interface Analysis*, 1(1979), 2.
- [5] D. R. Penn, *J. Elect. Spectr. Related Phenom.*, 9(1976), 29.
- [6] F. Londry and A. J. Slavin, *J. Vac. Sci. Techn., A*, 1(1983), 44.
- [7] B. Carrière, A. Chouiyakn and B. Lang, *Surf. Sci.*, 126(1983), 495.
- [8] G. L. Jones and J. T. Grant, *Appl. Surf. Sci.*, 16(1983), 25.
- [9] 张永康等, 真空科学与技术, 2(1982), 61.
- [10] Zhang Yongkang, et al., The Proceeding of the Surf. Sci. Symp., Palo Alto, 1981, p. 83.
- [11] 张贻英, 朱清元, 张永康, 中国真空学会第二届年会论文集, 一卷, 1983, 10, 第 191 页.
- [12] 陈隆华, 杨家珍, 前向波放大器和钨钨阴极学术交流会论文集, 1972, 12.
- [13] I. Brodie and R. O. Jenkins, *J. Electronics* 3(1957), 457.
- [14] D. A. Gorodetsky, et al., *Surf. Sci.*, 85(1979), 2503.
- [15] I. Brodie, R. O. Jenkins and W. G. Trodden, *J. Elect. Control*, 6(1959), 149.
- [16] G. A. Somorjai, *Chemistry in Two Dimensions Surfaces*, 1981, Cornell Univ. Press.

RESEARCH ON THE EVAPORATION PROPERTY OF IMPREGNATED DISPENSER CATHODE BY AES

Zhang Yongkang, Zhu Qingyuan, Zhang Yiyang

(Beijing Vacuum Electron Devices Research Institute)

During the activation and aging, the evaporation components and rates from 4.56:1.44:2 impregnated dispenser cathode have been determined by the vapor-collect method based on AES. (1) the evaporation rate of a cathode after aging differs from that of a just activated cathode by a factor of 5 to 10. The evaporation energy of the former is 4.58 eV, and that of the latter is 4.34 eV. (2) at operating temperatures, the metallic Ba in the evaporated material is about 90%, and the barium oxide is about 9.3%. (3) below 1000°C the evaporation of Ca is not significant, over 1150°C the Ca starts evaporating rapidly, particularly in the activation process, it may approach 3.5% at 1250°C.