

磁控溅射沉积铝/贫铀与金/贫铀镀层的界面研究*

易泰民[†] 邢丕峰 郑凤成 梅鲁生 杨蒙生 赵利平 李朝阳
谢军 杜凯 马坤全

(中国工程物理研究院激光聚变研究中心, 绵阳 621900)

(2012年6月21日收到; 2012年12月24日收到修改稿)

采用磁控溅射技术沉积制铝/贫铀/铝 (Al/DU/Al)、金/贫铀/金 (Au/DU/Au) “三明治” 薄膜样品. 利用高分辨扫描电镜、X 射线衍射仪、X 射线光电子能谱仪、扫描俄歇微探针对 Al/DU/Al, Au/DU/Au 样品的 Al/DU, Au/DU 界面行为进行表征与研究. 结果表明: 沉积态 DU 层以柱状晶生长; Al/DU 界面扩散明显, 物理扩散过程中伴随着 Al, DU 化学反应形成 Al_2U , Al_3U 金属化合物; 金属化合物的形成导致界面处 Al 2p 电子结合能向高能端移动, U 4f 电子向低能端移动; 微量 O 在 Al/DU 界面处以 Al_2O_3 及铀氧化物形式存在; DU 镀层中以铀氧化形式存在; 沉积态的 Au/DU 界面扩散为简单的物理扩散, 团簇效应导致 Au/DU 界面处 Al 2p, U 4f 电子结合能均向高能端移动; 在 Au/DU 界面及 DU 镀层中, 微量 O 以铀氧化物形式存在; Al/DU 界面扩散强于 Au/DU; 相同厚度的 Al, Au 保护镀层, Al 镀层保护效果优于 Au 镀层.

关键词: Al/DU 界面, Au/DU 界面, 磁控溅射, 界面扩散

PACS: 81.15.Cd, 68.35.-p, 73.21.-b

DOI: 10.7498/aps.62.108101

1 引言

磁控溅射沉积 Al/DU, Au/DU 镀层的界面行为研究具有重要的现实意义. 金属铀 (U) 具有极高的化学活性, 在使用环境中极易遭受 O_2 , H_2O , CO_2 等介质的氧化腐蚀^[1-4], 失去其性能甚至污染环境. 为了提高铀部件的抗腐蚀能力, 人们在其表面镀 Al, Ni, Au 等致密保护层^[5-9], 其中镀 Al 是提高金属铀表面耐腐蚀的最重要方法^[8], Al 保护层和铀基材的界面行为直接影响保护层寿命. 在激光惯性约束聚变 (ICF) 研究中, DU 被认为是最高效的黑腔转换材料, DU 黑腔本身由复杂的多层结构组成^[10], 在其制备过程中, 更是涉及 Al/Cu, Cu/Au, Au/DU, Al/DU 等多界面结构. 国外在 DU 黑腔研制过程中, 发现多层结构的 DU 黑腔极易在界面处分层而导致黑腔制备失败, 分层导致黑腔制备失败是黑腔成品率低的重要原因之一^[11]. 界面分层原

因众多, 但至今仍未给出导致 DU 黑腔分层的最关键因素. Al/DU, Au/DU 镀层的界面行为也具有重要的理论价值. 铀作为最具代表的轻锕系金属, 其特殊电子结构使其表现出特殊性质, 元素周期表中 5f 系列金属的电子结构是凝聚态物理中目前尚未被研究清楚的一个领域, U 5f 电子在不同的状态下表现出局域化与巡游行为至今仍存在争议^[12], 与不同材料界面处的 U 5f 行为成为研究热点. 另外, 铀的特殊磁学与光学性质, 比如高的激光 X 射线转换效率^[13], 高的软 X 射线 (150—350 eV) 射线反射率^[14], 这些性质使得 DU 在 ICF, 天体物理等高新技术领域有了新的应用^[15], 因而, Al/DU, C/DU, Fe/DU, Au/DU 等多层膜的制备与界面控制为人所关注^[16-19]. Gouder 等^[20,21] 利用 X 射线光电子能谱 (XPS), 俄歇电子能谱 (AES), UPS 对 C, Al, Mg 等基材上几个原子层厚度的 DU 电子结构、原子扩散、退火重排等行为进行了系统研究, Allred 等^[15] 探索了 C/DU, Fe/DU 等多层膜的制备与表征, 国内

* 国家自然科学基金 (批准号: 51006093) 资助的课题.

[†] 通讯作者. E-mail: taiminyi@yahoo.com.cn

吕学超等^[22], 罗丽珠等^[23], 周韦等^[24] 基于提高保护层对轴部件保护效果的工程需求, 采用 AES, XPS 技术对 DU 块材上的 Al 镀层制备进行了研究, 易泰民^[16,25] 等开展了纳米厚度 Au/DU 多层膜及微米厚度金属 DU 膜的制备研究. 但是, 对于磁控溅射沉积的 Al/DU, Au/DU 镀层的界面行为, 界面处由于扩散、尺寸效应及元素相互作用导致的 DU, Al, Au 电子结构与状态的变化等研究未见报道. 本文报道采用磁控溅射制备 Al/DU/Al, Au/DU/Au “三明治” 结构薄膜, 采用扫描电镜 (SEM), X 射线衍射 (XRD), (XPS), 扫描俄歇微探针 (SAM) 等现代分析技术研究了沉积态的 Al/DU, Au/DU 镀层的界面行为.

2 样品制备

采用超高真空磁控溅射镀膜机制备 Al/DU/Al, Au/DU/Au “三明治” 薄膜样品. 镀膜机具备两向对溅射靶位, 通过交替溅射实现样品制备. 上下界面 Al, Au 保护层目标厚度 400 nm, 中间 DU 层目标厚度 3 μm . 溅射靶材为高纯 Al 靶, 高纯 Au 靶, 低 C, O 精炼 DU 靶, DU 靶材经过充分机械研磨、硝酸刻蚀去除表面氧化层, 采用去离子水洗净后迅速装入磁控溅射阴极. 镀膜室背底真空优于 5×10^{-5} Pa, 基片为 Si(100) 面抛光片, 工作气体为 99.9999% 超高纯 Ar 气, 沉积过程中基底温度为 50 $^{\circ}\text{C}$.

3 结果与讨论

3.1 SEM 表面及断面分析

采用 SEM 观察 Al/DU/Al, Au/DU/Au 样品表面及断面, 由于 DU 活泼, 获得 Al/DU/Al, Au/DU/Au 的新鲜断面后立即送入 SEM 真空室, 防止 DU 氧化而破坏断面形貌. 图 1 所示为样品表面 SEM 照片. 由图 1(a) 可知, Al 保护层为大小约 60 nm 的 Al 晶粒排列组成, Al 结晶均匀, 排列致密, 没有明显的孔洞与大颗粒. 由图 1(b) 可知, Au 保护层由 Au 晶粒排列组成, 结晶均匀, 相对于 Al 保护层, Au 晶粒略小于 Al 晶粒, Au 保护层颗粒排列相对疏松. 图 2 所示为 Al/DU/Al 样品断面 SEM 照片, 样品由 3 层组成, 中间 DU 层为典型的柱状晶生长, 柱状晶的长度几乎为整个 DU 层厚度. 图 3 为

Al/DU/Al, Au/DU/Au 界面局部 SEM 照片, 由图 3(a) 可知, Al/DU 界面处存在明显的过渡混合层, 厚度约为 100 nm. 由图 3(b) 可知, Au, DU 界面清晰, 未见明显的过渡层.

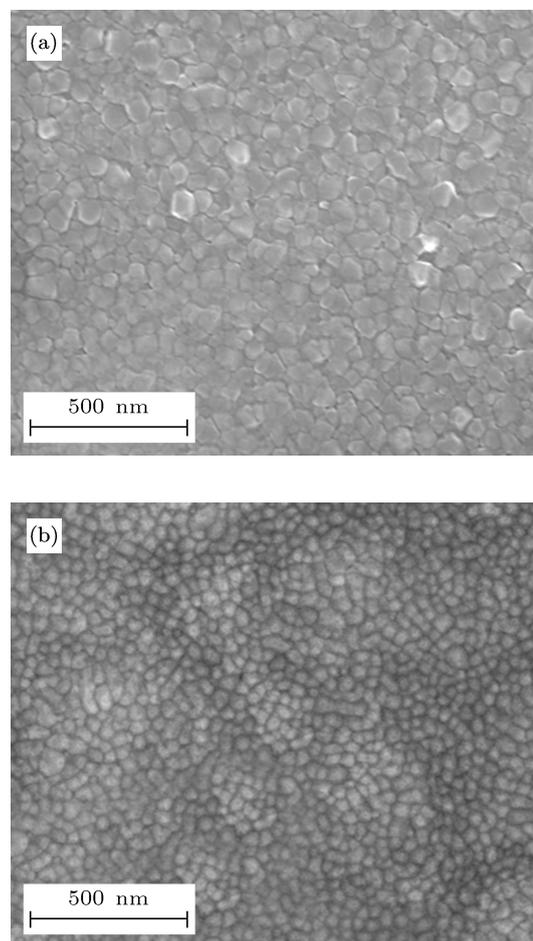


图 1 Al/DU/Al, Au/DU/Au 样品表面 SEM 照片 (a) Al/DU/Al; (b) Au/DU/Au

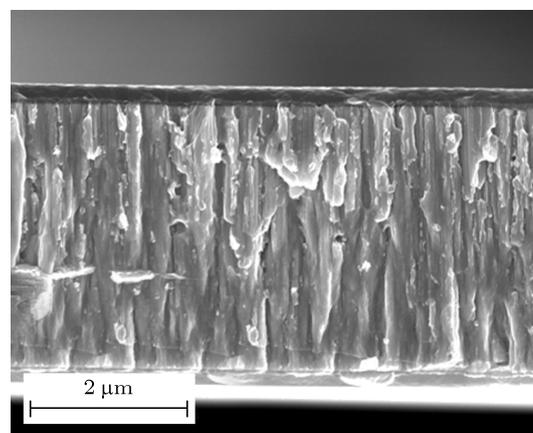


图 2 Al/DU/Al 样品断面 SEM 照片

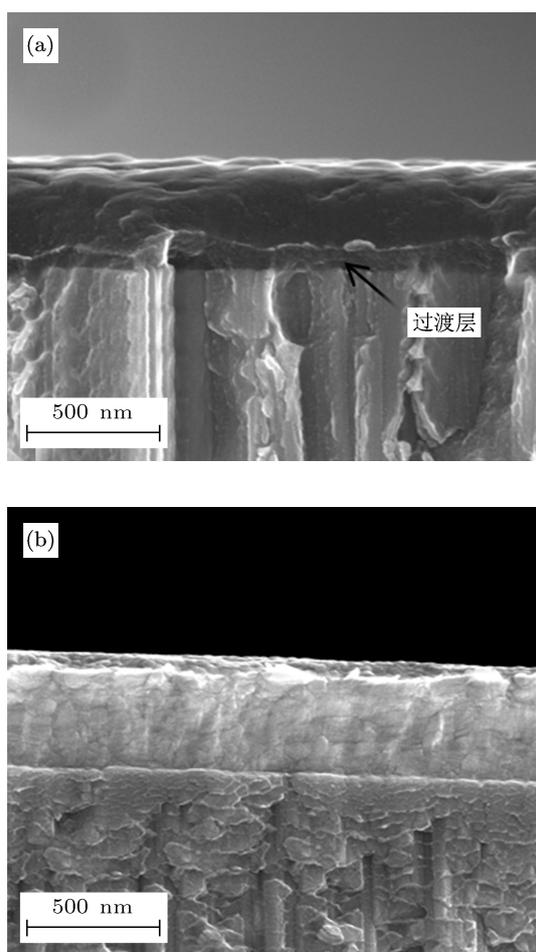


图3 Al/DU/Al, Au/DU/Au 样品断面局部 SEM 照片 (a) Al/DU/Al; (b) Au/DU/Au

3.2 XRD 物相分析

为进一步确定镀层及界面过渡层的物相, 采用 XRD 对样品测试, 扫描角度 20° — 120° , 步长 0.03° , 测试结果如图 4 所示. 在 Au/DU/Au XRD 图谱中, 出现了 DU, Au, Si(基底) 的衍射峰, DU 衍射峰峰强、峰宽窄, 表明 DU 结晶良好, 与标准谱对照, 说明沉积态金属 DU 为 α 相结构, Au 峰展宽明显, 通过谢乐公式计算 Au 晶粒大小约为 50 nm, 与 SEM 测试结果符合. 在 Al/DU/Al XRD 图谱中, 除了出现金属 DU, Al, Si(基底) 的衍射峰, 还出现了 Al_2U , Al_3U 的衍射峰. Al 峰相对强度弱, 峰宽展宽明显, 通过谢乐公式计算 Al 晶粒大小约为 50 nm. Al_2U , Al_3U 衍射峰的出现表明在界面处不仅仅是简单的物理扩散, 而是互扩散后形成固定化学比的 U/Al 化合物. 该结论与 Gouder 等^[20,21] 在 Al 基才上沉积 DU 薄膜以及罗丽珠等^[22] 在 DU 基材上沉积 Al 薄膜两者均出现了 U/Al 化合物的结论是一致的,

但他们并未给出扩散层或者化合物层的具体厚度. 结合 SEM 断面测试结果, 在低温下磁控溅射沉积的 U/Al 薄膜界面扩散层厚度约 100 nm, 扩散层由 Al_2U , Al_3U 组成.

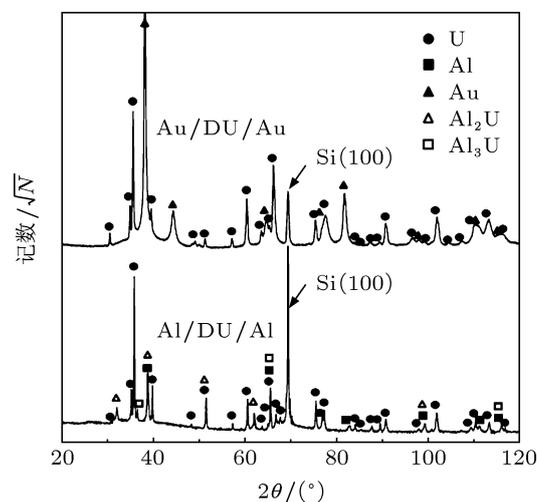


图4 Al/DU/Al, Au/U/Au 样品 XRD 图谱

3.3 XPS 深度分析

为确定磁控溅射沉积 Al/DU, Au/DU 镀层界面元素深度分布及化学形态, 采用 ESCALAB 250 型 XPS 对样品进行深度剖析. Ar 离子刻蚀时, 离子动能 3 keV, 束流 $1.8 \mu\text{A}$, 扫描范围 $2 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$. 以 Al $K\alpha$ 射线为激发源, X 射线光斑直径为 $500 \mu\text{m}$. 主要分析样品中 Al, DU, O 与 Au, DU, O 元素随薄膜纵向深度分布和存在形式. 图 5 示 Al/DU/Al 样品不同溅射时刻的 Al 2p, U 4f 窄区 XPS 扫描谱线. 由图 5(a) 可知, 在溅射 0 时刻, Al 2p 峰结合能分别为 72.6 eV 与 75.2 eV, 表明样品表面 Al 以金属态及 Al_2O_3 形式存在. 随着刻蚀进行, 结合能 75.2 eV 峰消失, 表明 Al 保护层为金属态 Al. 在 Al/DU 界面处, Al 2p 特征峰的结合能为 72.8 eV, 较金属态 Al 2p 结合能向高能端偏移了 0.2 eV. 由图 5(b) 可知, 在界面处, 在 377.0 eV 出现了 U 4f 特征峰, 此时 U 4f, Al 2p 特征峰共存. 随着溅射继续进行, Al 2p 特征峰消失, U 4f 特征峰向高能端移动约 0.3 eV, 为 377.3 eV, 和标准谱中金属态 U 4f 电子结合能一致. 图 6 为 Au/DU/Au 样品不同时刻的 Au 4f, U 4f 窄区 XPS 扫描谱线. 由图 6(a) 可知, 在 Au 表层中, Au 4f 电子的结合能为 83.7 eV, 与标准谱一致. 随着溅射进行, 在 Au/DU 界面处, Au 4f 电子的结合能向高能端移动约 0.3 eV, 为 84.0 eV. 由图 6(b) 可知,

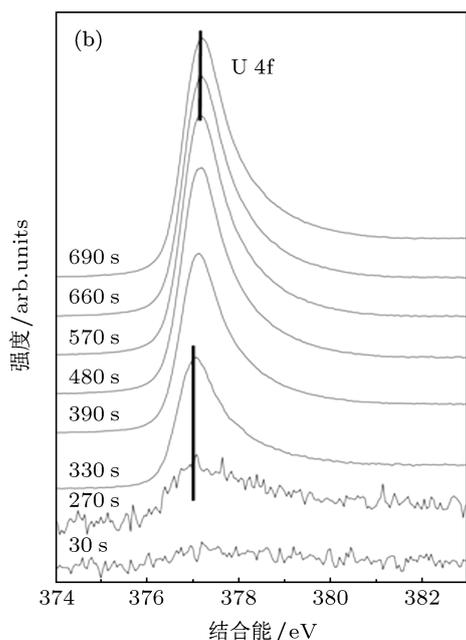
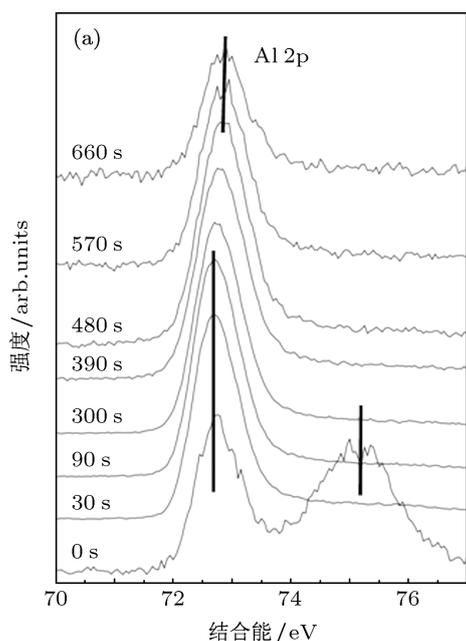


图5 Al/DU/Al 样品不同溅射时刻 XPS 图谱 (a) Al 2p 电子; (b) U 4f 电子

随着刻蚀的进行, 在 37.7 eV 出现 U 4f 特征峰, 此时 U 4f, Au 4f 特征峰共存, 此外, 在 380.4 eV 处还出现了微弱的峰, 此处是铀氧化物中 U 4f 电子结合能峰. 随着溅射继续进行, Au 4f 特征峰消失, U 4f 特征峰向低能端移动 0.4 eV, 约 377.3 eV, 与 Al/DU/Al 样品 DU 层中 U 4f 电子结合能一致. 影响原子核外电子结合能变化的初态效应有原子化学状态改变与物理状态改变, 在 Al/DU 界面处, Al 2p 电子结合能峰位向高能端移动 0.2 eV, U 4f 电子结合能峰

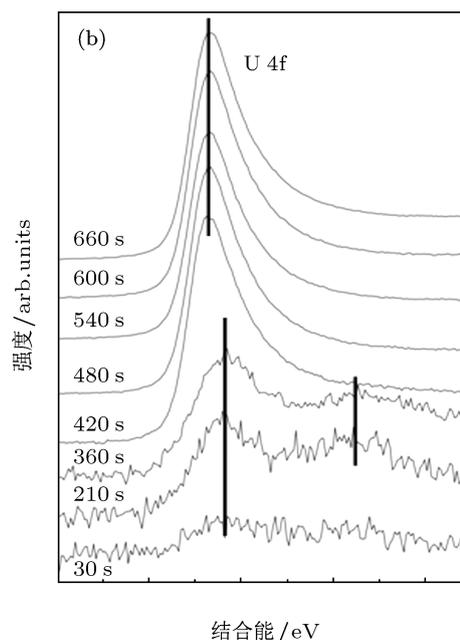
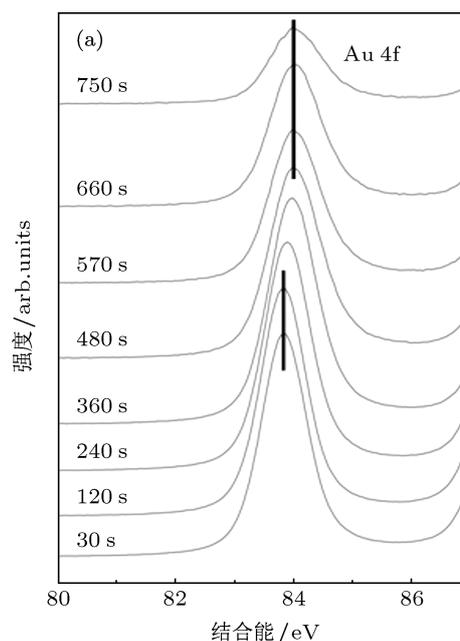


图6 Au/DU/Au 样品不同溅射时刻 XPS 图谱 (a) Au 4f 电子; (b) U 4f 电子

位向低能端移动 0.3 eV. 两者结合能峰位向相反的方向移动, 表明 Al, DU 之间必然存在相互作用, 形成公用电子对, 电子对从 Al 原子向 DU 原子偏移, 结合 XRD 测试结果, 在界面处 Al, DU 元素互扩散中伴随着 Al_2U , Al_3U 化合物的形成导致其电子结合能变化. 该结论与周韦等^[24]采用 AES 研究 U 块材上沉积 Al 薄膜得出的结论相符合; 与 Gouder 等^[21]在 Al 基材上沉积原子层厚度 DU 膜研究中, U 4f 结合能向高能端移动的结论相反, 但其并未给

出 Al 2p 电子结合能的变化. 实际上, 在 Gouder 的实验条件下, 更重要的因素是团簇效应导致的 U 4f 电子结合能变大. 在 Au/DU 界面处, Au 4f, U 4f 电子结合能峰位分别向高能端移动 0.3, 0.4 eV, 说明其结合能的改变不是 DU, Au 之间形成化合物得失电子导致的. 界面处, 由于存在一定程度的扩散, DU, Au 可能以小的团簇物理互溶在一起, 相比于 DU, Au 固体, 各自的长程有序排列结构破坏, 周期势阱对 DU, Au 核外电子的影响减弱, 导致 Au 4f, U 4f 电子结合能峰位相对于体材料同时向高能端移动. 类似的现象在 DU/Au 多层膜中也观测到 [16].

3.4 O 在薄膜中的存在形式

DU 是极活泼金属, 极易与环境中的 O 结合, 形成不用价态的氧化物, 破坏其物理化学性能. 自从发现铀以来, 人们就关注铀部件的防氧化. 随着铀薄膜在高技术领域的应用, 铀薄膜中的 O 也成为研究者关注的焦点. 图 7 示样品不同溅射时刻的 O 1s 窄区 XPS 扫描谱线. 由图 7(a) 可知, 在 Al/DU/Al 样品表面, O 1s 由 4 个组峰拟合较好, 4 个组峰的结合能分别为 531.3, 531.7, 532.5, 533.3 eV 组成, 其中 531.3 eV 组元代表 Al_2O_3 中的 O 1s 谱, 531.7 eV 组元代表氢氧根离子中的 O 1s 谱, 532.5 eV 组元代表化学吸附的 O 1s 谱, 533.3 eV 代表硝酸根离子中 O 1s 谱. 随着刻蚀进行, Al 镀层中的 O 1s 结合能峰位向低能端移动, 信号大大减弱, 峰位移动至 531.3 eV, 其他组元峰消失, 表明 Al 镀层中微量的 O 以 Al_2O_3 形式存在. 随着刻蚀继续进行, 在 Al/DU 界面处, O 1s 结合能峰位向低能端展宽, 由 531.3 eV 与 530.5 eV 叠加组成, 530.5 eV 代表铀氧化物中的 O 1s 结合能. 随着刻蚀继续进行, O 1s 结合能峰位进一步向低能端移动, 531.3 eV 组元消失, 只存在 530.5 eV 组元, 表明在 DU 镀层中, 微量 O 以铀氧化物形式存在. 由图 7(b) 可知, 在 Au/DU/Au 样品表面, O 1s 有 3 个组峰拟合较好, 3 个组峰的结合能分别为 531.7, 532.4, 533.5 eV 组成, 其中 531.7 eV 组元代表氢氧根离子中的 O 1s 谱, 532.4 eV 代表化学吸附的 O 1s 谱, 533.3 eV 代表硝酸根离子中 O 1s 谱. 随着刻蚀进行, Au 镀层中的 O 1s 结合能峰消失, Au 镀层中没有 O 存在. 在 Au/DU 界面及 DU 镀层中, O 1s 结合能为 530.5 eV, 代表铀氧化物中的 O 1s 结合能, 表明微量 O 以铀氧化物形式存

在. 相比 Al/DU/Al 样品, Au/DU/Au 样品 DU 镀层中 O 1s 结合能峰更强, 另外, 在 Au/DU/Au 样品的 Au/DU 界面处也出现了铀的氧化物 U 4f 峰, 表明 Au/DU/Au 样品 DU 镀层中 O 含量相对偏高.

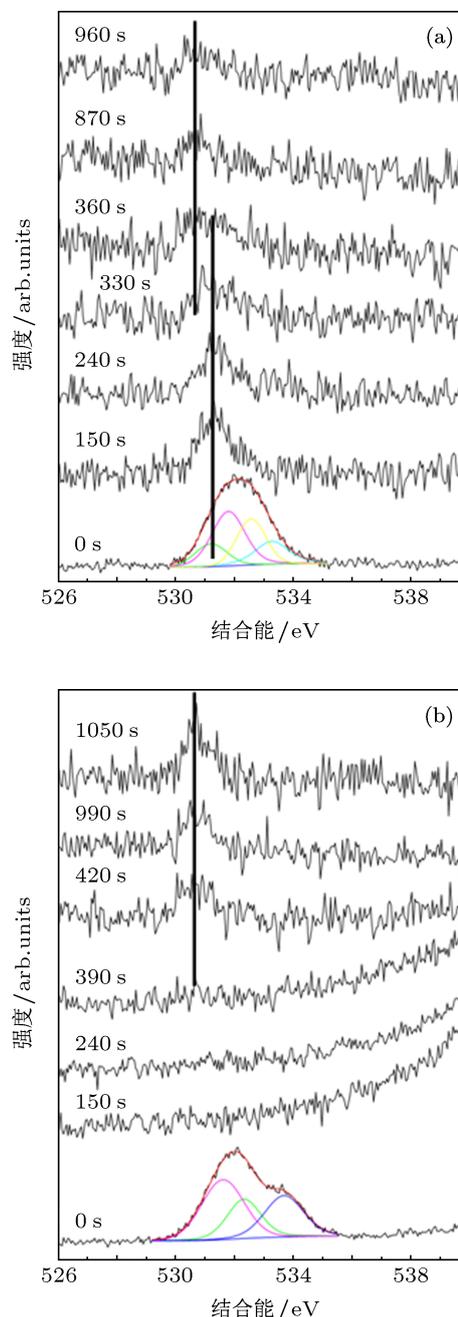


图 7 样品不同溅射时刻 O 1s 的窄区 XPS 扫描谱线 (a) Al/DU/Al; (b) Au/DU/Au

3.5 SAM 深度分析

为精确表征样品中 Al, DU, O 与 Au, DU, O 元素原子比随深度的变化, 采用 PHI 650 型 SAM 对样品进行深度剖析, 通过 Ar 离子束对样品进行深

度刻蚀. 由于 PHI 650 型 SAM 具有微区测试功能, 最小电子束聚焦为 35 nm, 相比于 XPS 中 X 射线焦点 500 μm , 微区测试功能可以降低由于刻蚀不平整造成的伪混合测试误差. 样品均暴露于大气 48 h 后进行测量, 测试结果如图 8 示. Al/DU 界面处扩散明显强于 Au/DU. Al/DU/Al 样品中 O 元素百分比含量低于 2%, 而 Au/DU/Au 样品 Au/DU 界面 O 元素百分比含量约为 5%. 两样品制备、储存条件

完全一致, 结合 XPS 对 U 4f, O 1s 的测试结果, 说明相同厚度 400 nm 的 Al 保护层相对于 Au 保护层, 可以更有效地阻挡 O 由外界扩散至 DU 界面. 其原因是 Al 膜相对 Au 膜更致密, 且在 Al 膜表面形成 Al_2O_3 层. 另外, 界面处 Al, U 反应形成 Al_2U , Al_3U 化合物也有利于阻挡 O 的扩散. 因而, 在不影响其物理性能的前提下, 建议 ICF 靶设计者考虑适当增加 Al 材料作为电镀层.

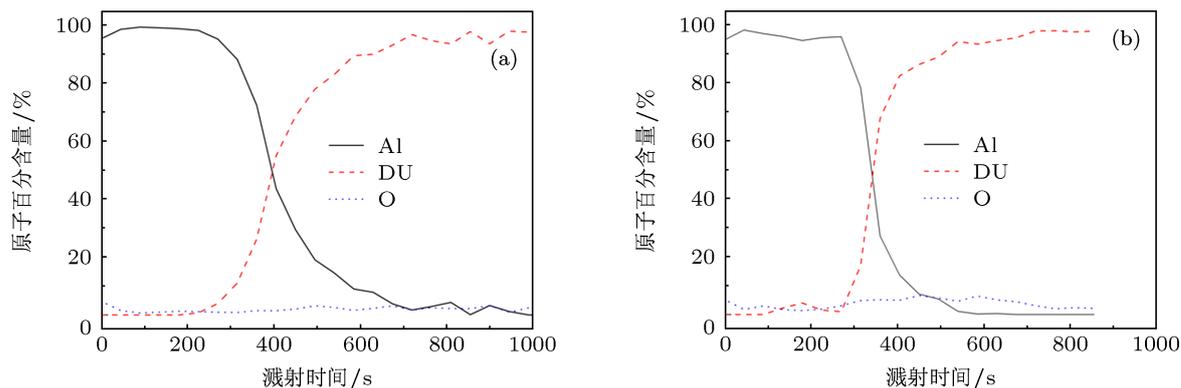


图 8 样品原子比深度 SAM 剖析 (a) Al/DU/Al 样品; (b) Au/DU/Au 样品

4 结论

沉积态 DU 层以柱状晶粒生长, 长度穿过整个厚度 3 μm DU 镀层. 在 50 $^{\circ}\text{C}$ 条件下沉积的 Al/DU 界面扩散明显, 扩散层厚度约 100 nm, 扩散过程中伴随着化学反应形成 Al_2U , Al_3U 金属化合物. 金属化合物的形成导致界面处 Al 2p 电子结合能峰值向高能端移动约 0.2 eV, U 4f 电子结合能峰值向低能端移动约 0.3 eV, 表明两者形成的公用电子对极性偏向 DU. 微量 O 在 Al 镀层中以 Al_2O_3 形式

存在, 在 Al/DU 界面处以 Al_2O_3 及铀氧化物形式存在, DU 镀层中以铀氧化物形式存在, 整个镀层中 O 含量原子比低于 2%. 沉积态的 Au/DU 界面为简单的物理扩散, 物理扩散引起的团簇效应导致 Au/DU 界面处 Au 4f, U 4f 电子结合能峰位分别向高能端移动 0.3, 0.4 eV. 在 Au/DU 界面及 DU 镀层中, 微量 O 以铀氧化物形式存在. 样品暴露大气 48 h 后, O 含量原子比约 5%. Al/DU 界面扩散强于 Au/DU. 400 nm 厚度的 Al, Au 保护镀层, Al 镀层保护效果优于 Au 镀层.

- [1] Ellis W P 1976 *Surf. Sci.* **61** 37
- [2] Allen G C, Wild R K 1974 *J. Chem. Soc. Dalton Trans.* **5** 493
- [3] Nornes S B, Mesenheimer R G 1976 *Surf. Sci.* **88** 191
- [4] Xiong B T, Meng D Q, Xue W D, Zhu Z H, Jiang G, Wang H Y 2003 *Acta Phys. Sin.* **52** 1617 (in Chinese) [熊必涛, 蒙大桥, 薛卫东, 朱正和, 蒋刚, 王红艳 2003 物理学报 **52** 1617]
- [5] Dini J W, Johnson H R 1976 *Sandia Laboratory Report SAND-76-8023*
- [6] Weirick L J 1979 *Sandia Laboratory Report SAND-79-0478*
- [7] Weirick L J, Douglass D L 1976 *Corrosion* **32** 209
- [8] Egert C M, Scott D G 1987 *J. Vac. Sci. Technol. A* **5** 2724
- [9] Chang F C, Levy M, Jackman B 1991 *Surf. Coat. Technol.* **48** 31
- [10] Wilkens H L, Gunther J, Mauldin M P, Nikroo A, Wall J R, Harding D R, Lund L D 2006 *Fusion Sci. Technol.* **49** 846

- [11] Blobaum K, Stadermann M, Fair J, Teslich N, Wall M, Foreman R, Hein N, Streckert H, Nikroo A 2012 *20th Target Fabrication Meeting* New Mexico, USA, May 20–24, 2012
- [12] Tan M Q, Tao X M, Xu X J, Cai J Q 2003 *Acta Phys. Sin.* **52** 3142 (in Chinese) [谭明秋, 陶向明, 徐小军, 蔡建秋 2003 物理学报 **52** 3142]
- [13] Schein J, Jones O, Rosen M, Dewald E, Glenzer S, Gunther J, Hannel B, Landen O, Suter L, Wallace R 2007 *Phys. Rev. Lett.* **98** 175003
- [14] Sandberg R L, Allred D D, Bissell L J, Johnson J E, Turley R S 2003 *8th International Conference on Synchrotron Radiation Instrumentation* San Francisco, USA, August 25–29, 2004 p796
- [15] Allred D D, Squires M B, Turley R S, Cashc W, Shipley A 2002 *SPIE (SPIE, Bellingham, WA, 2002)* **4782** 29
- [16] Yi T M, Xing P F, Du K, Zheng F C, Yang M S, Xie J, Li C Y 2012 *Acta Phys. Sin.* **61** 088103 (in Chinese) [易泰民, 邢丕峰, 杜凯, 郑凤

- 成, 杨蒙生, 谢军, 李朝阳 2012 物理学报 **61** 088103]
- [17] Bautista L B, Hänke T, Getzlaff M, Wiesendanger R, Opahle I, Koepf K, Richter M 2004 *Phys. Rev. B* **70** 113401
- [18] Thomas M F, Beesley A M, Bouchenoire L, Brown S D, Thompson P, Herring A D F, Lander G H, Langridge S, Stirling W G, Ward R C C, Zochowski S W 2004 *J. Alloys Compd.* **369** 14
- [19] Fujimori S I, Saito Y, Yamaki K I, Okane T, Sato N, Komatsubara T, Suzuki S, Sato S 1998 *J. Electron. Spectrosc. Relat. Phenom.* **88** 631
- [20] Gouder T, Colmenares C A, Naegle J R 1995 *Surf. Sci.* **342** 299
- [21] Gouder T 1997 *Surf. Sci.* **382** 26
- [22] Lü X C, Xian X B, Zhang Y B, Wang X L 2002 *At. Energy Sci. Technol.* **36** 202 (in Chinese) [吕学超, 鲜晓斌, 张永彬, 汪小琳 2002 原子能科学技术 **36** 202]
- [23] Luo L Z, Liu K Z, Yang J R, Xiao H 2009 *At. Energy Sci. Technol.* **43** 395 (in Chinese) [罗丽珠, 刘柯钊, 杨江荣, 肖红 2009 原子能科学技术 **43** 395]
- [24] Zhou W, Liu K Z, Yang J R, Xiao H, Jiang C L, Lu L 2005 *At. Energy Sci. Technol.* **39** 151 (in Chinese) [周韦, 刘柯钊, 杨江荣, 肖红, 蒋春丽, 陆雷 2005 原子能科学技术 **39** 151]
- [25] Yi T M, Xing P F, Tang Y J, Zhang L, Zheng F C, Xie J, Li C Y, Yang M S 2010 *At. Energy Sci. Technol.* **44** 869 (in Chinese) [易泰民, 邢丕峰, 唐永建, 张林, 郑凤成, 谢军, 李朝阳, 杨蒙生 2010 原子能科学技术 **44** 869]

Study on interface of Al/depleted uranium and Au/depleted uranium layers deposited by magnetron sputtering*

Yi Tai-Min[†] Xing Pi-Feng Zheng Feng-Cheng Mei Lu-Sheng Yang Meng-Sheng
Zhao Li-Ping Li Chao-Yang Xie Jun Du Kai Ma Kun-Quan

(Research Center of Laser Fusion, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621900, China)

(Received 21 June 2012; revised manuscript received 24 December 2012)

Abstract

Aluminum/depleted uranium/aluminum (Al/DU/Al) and gold/depleted uranium/gold (Au/DU/Au) “sandwich structure” films are deposited by magnetron sputtering. Diffusions of Al/DU and Au/DU interface of these samples are investigated by high resolution scanning electronic microscope, X-ray diffraction, X-ray photoelectron spectrometer and scanning auger microprobe. The results show that deposited DU layer is of columnar grain. Significant diffusion takes place at Al/DU interface. Intermetallic compounds of Al₂U and Al₃U are formed at Al/DU interface by chemical reaction between Al and DU which induces chemical shift toward high binding energy of Al 2p and toward low binding energy of U 4f. Microdosages of O exist in Al over-layers as Al₂O₃, in Al/DU interface as Al₂O₃ and oxidation of uranium, and in DU layers as oxidation of uranium respectively. Just simple physical diffusion takes place at Au/DU interface. Binding energies of Au 4f and U 4f shift toward high-energy tail induced by cluster effect at the Au/DU interface. Microdosages of O exist at Au/DU interface and in DU layers as oxidation of uranium. Diffusion at the Al/DU interface is more obvious than at Au/DU surface. Under the condition of the same thickness values Al over-layer is more effective than Au over layer to protect uranium layer from oxidizing.

Keywords: Al/DU interface, Au/DU interface, magnetron sputtering, diffusion at interface

PACS: 81.15.Cd, 68.35.-p, 73.21.-b

DOI: 10.7498/aps.62.108101

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 51006093).

† Corresponding author. E-mail: taiminyi@yahoo.com.cn