

脉冲磁控溅射法制备单斜相氧化铒涂层

李新连 吴平[†] 邱宏 陈森 宋斌斌

(北京科技大学应用科学学院物理系, 北京 100083)

(2010年4月7日收到; 2010年6月25日收到修改稿)

用中频脉冲反应磁控溅射法, 在溅射功率为 78 W, 93 W 和 124 W 以及衬底温度分别为室温, 500 °C 及 677 °C 下制备了氧化铒涂层. 采用原子力显微镜、纳米压痕、X 射线衍射和掠入射 X 射线衍射法研究了涂层的形貌、力学性能及物相结构. 测量了涂层的电学性能. 结果显示, 脉冲磁控溅射沉积氧化铒涂层具有较高的沉积速率. 实验制备得到了单斜相结构的氧化铒涂层. 提高溅射功率时, 沉积速率从 28 nm/min 增大至 68 nm/min, 涂层的结晶质量显著下降. 提高衬底温度至 500 °C 和 677 °C 时, 单斜相衍射峰强度下降. 分析认为, 较低的衬底温度和较高沉积速率有利于氧化铒涂层形成单斜相结构. 涂层的硬度和弹性模量分别为 11.9—15.7 GPa 和 179—225 GPa. 室温至 677 °C 制备的涂层均具有较高的电阻率, 为 $(1.5—3.1) \times 10^{12} \Omega \cdot \text{cm}$, 满足聚变堆包层绝缘涂层的应用要求.

关键词: 氧化铒, 脉冲磁控溅射, 单斜晶相

PACS: 68.55. Nq, 81.15. Cd, 81.15. Fg

1. 引言

Er_2O_3 薄膜因有着许多特殊的性能而在很多领域得到了应用. Er 离子内层 4f 电子的发光波长符合光纤通讯的最小吸收波长, 使得 Er 掺杂和 Er_2O_3 薄膜在光通讯领域得到了广泛的应用^[1,2]; Er_2O_3 薄膜具有较高的介电常数, 与 Si 衬底接触时有很强的化学稳定性, 有望成为半导体领域中替换 SiO_2 的栅介质材料^[3,4]; 近年来, Er_2O_3 涂层在核聚变堆包层涂层方面的应用也逐渐受到了人们的重视. 液态金属 LiPb 包层是未来最具潜力的聚变堆包层设计方案之一, 是实现聚变能源应用的关键能量转换部件, 而氦的渗透和液态金属在磁场中流动产生的磁流体动力学 (magnetohydrodynamics, MHD) 效应是遏制其发展的两个严峻的问题^[5]. 研究发现, 在包层结构材料表面制备一层防氦渗透绝缘涂层, 不仅可以有效地阻止氦的渗透, 还可以在很大程度上降低 MHD 效应^[6]. 块体 Er_2O_3 在液态 Li 中具有极好的稳定性能^[7], 同时 $1 \mu\text{m}$ 的氧化铒涂层的阻氦渗透系数可达到 $10^{3[8]}$, 这些性能使得 Er_2O_3 成为最有可能应用于包层涂层的候选材料之一. 目前, Er_2O_3 涂层的主要制备方法有射频磁控溅射法^[9,10]、原位生长

法^[11]和阴极弧沉积法^[12]等, 不同的制备方法得到的 Er_2O_3 涂层的性能往往参差不齐, 且通常难以达到块体 Er_2O_3 的致密结构和优异性能.

Er_2O_3 有立方相、单斜相及六角相三种晶相, 并以立方相形式存在, 通常制备的 Er_2O_3 薄膜也多呈立方晶相. 常压下, Er_2O_3 的立方相可以在 2400 K 以内保持稳定, 温度继续升高时, 依次出现单斜相和六角相^[13]. 其中, 六角相无法在常温下稳定存在; 单斜相是亚稳态相, 淬火至常温时仍可保持相的稳定^[14]. 研究发现, 压力、离子辐照等因素也可使 Er_2O_3 在立方相和单斜相之间发生转变. Guo 等^[15]在常温下通过施加 16.3 GPa 的压力实现了 Er_2O_3 从立方相到单斜相的转变; Tang 等^[13]使用能量为 300 keV 的 Kr^{2+} 轰击立方相的 Er_2O_3 , 使之发生了向单斜相的转变. 最近, Adelmhelm 等^[12]用磁过滤阴极弧沉积法, 施加 -250 V 的偏压, 在低于 400 °C 下制备了单斜相的 Er_2O_3 涂层, 并预测在聚变堆包层中, 单斜相的 Er_2O_3 涂层在抗中子辐照方面的性能可能优于立方相的 Er_2O_3 涂层.

本文采用脉冲反应磁控溅射法制备并研究氧化铒涂层, 脉冲反应磁控溅射法已被公认为沉积绝缘涂层的优选方案^[16,17], 但至今尚未见到用脉冲反应磁控溅射法制备氧化铒涂层的相关报道. 本实验

[†] 通讯联系人. E-mail: pingwu@ sas. ustb. edu. cn

在不同的溅射功率和衬底温度下制备了氧化铪涂层,重点研究了不同制备参数对涂层结构和形貌的影响,报道了单斜相氧化铪涂层的制备方法,分析了氧化铪涂层形成单斜相的原因.

2. 实 验

沉积过程在 SAJS450 型磁控溅射镀膜机上进行,采用频率为 40 kHz 的非对称双极脉冲电源. 选用尺寸为 12 mm × 6 mm × 0.5 mm 的马氏体钢作为衬底,将其表面打磨并抛光为镜面,经丙酮、无水乙醇和去离子水超声清洗后放入真空室. 真空室的本底真空度优于 3.0×10^{-4} Pa,靶到基片的距离为 60 mm. 溅射时通入质量流量比为 1/15 的 O_2 , Ar 混合气体,保持工作气压为 0.25 Pa,通过溅射金属 Er 靶(纯度 99.9 wt. %, 尺寸 $\phi 50$ mm × 3 mm)反应生成氧化铪涂层. 室温时,在溅射功率分别为 78 W, 93 W 和 124 W 下制备了氧化铪涂层,各功率对应的溅射电流分别为 0.28 A, 0.29 A 和 0.31 A,溅射电压分别为 280 V, 320 V 和 400 V. 另外,固定溅射功率为 78 W,分别在衬底温度为 500 °C 和 677 °C 下制备了氧化铪涂层. 实验中控制样品的厚度为 1.2 μ m 左右.

采用原子力显微镜 (atomic force microscopy, AFM) 观察了氧化铪涂层的表面形貌;分别用 X 射线衍射 (X-ray diffraction, XRD) 和掠入射 X 射线衍射 (grazing incidence X-ray diffraction, GIXRD) 考察了涂层的物相结构, X 射线激发源为 $CuK\alpha$, 波长 λ 为 0.15406 nm, 管电压为 40 kV, 管电流为 200 mA, 扫描速度为 $0.1^\circ/s$, 扫描范围为 $10^\circ-90^\circ$, 其中 XRD 采用 $\theta-2\theta$ 耦合连续扫描, GIXRD 采用 2θ 单独连续扫描,即平面内扫描方式,掠入射角度为 1° ; 采用 Nano Indenter DCM 型纳米压痕仪测量了涂层的硬度和弹性模量,压入深度为 250 nm, 每个样品测试 4 个点;以直流稳压源、纳安表及涂层样品等构成直流回路,采用伏安法测量了涂层的体电阻,并计算得到涂层的电阻率.

3. 结果与讨论

3.1. 涂层的沉积速率

图 1 给出了不同溅射功率下氧化铪涂层的沉积

速率. 脉冲磁控溅射法制备氧化铪涂层的沉积速率为 28—68 nm/min. 随着溅射功率的增大,沉积速率显著上升. 我们用射频磁控反应溅射法在功率为 130 W, O_2 , Ar 质量流量比为 1/15, 工作气压为 0.5 Pa 下制备氧化铪涂层的沉积速率只有 4.2 nm/min, Chikada 等^[9]用射频磁控溅射 Er_2O_3 靶材制备 Er_2O_3 涂层的沉积速率约为 5.5 nm/min. 较高的沉积速率是脉冲反应磁控溅射法制备厚膜的优势之一.

提高溅射功率时,溅射电流变化不大,溅射电压明显上升,较高的溅射电压使得轰击靶材的 Ar^+ 具有较高的能量,从而产生较高的溅射产额,导致沉积速率显著上升^[18]. 另外,使用脉冲电源溅射金属靶材时,正脉冲周期内的正电压可以吸引等离子体中的电子至靶材表面,及时中和靶面积累的正电荷,避免靶中毒,使沉积过程以溅射金属为主,故脉冲反应磁控溅射通常具有较高的沉积速率. Sproul^[17]用脉冲反应磁控溅射法制备 Al_2O_3 涂层时,通过优化溅射参数,使其沉积速率达到纯 Al 沉积速率的 78%.

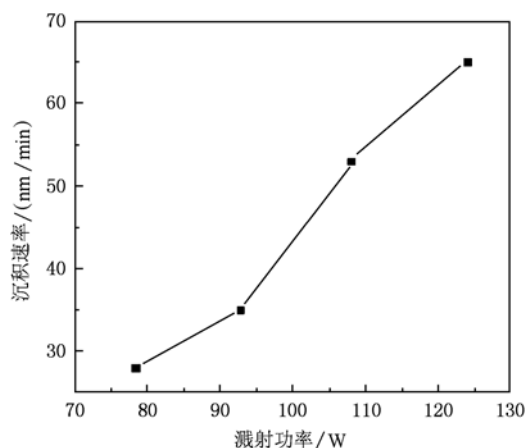


图 1 不同溅射功率下氧化铪涂层的沉积速率

3.2. 形貌分析

用 AFM 观察了涂层的表面形貌. 在衬底温度为室温时,溅射功率为 78 W 下制备的涂层表面颗粒细小,平均粒径约 26 nm,如图 2(a)所示. 增大溅射功率至 93 W 和 124 W 时,涂层的表面形貌变化不大,平均粒径分别为 27 nm 和 33 nm. 沉积过程中,提高溅射功率时,溅射电流变化不大,溅射电压随

之显著增大,较高的溅射电压使得轰击靶材的 Ar^+ 能量增大,可提高到达衬底或膜表面的粒子的迁移能力,有利于涂层表面颗粒长大. 但以上结果表明,提高溅射电压并未显著地增大涂层的表面颗粒.

图 2(b), (c) 给出了在溅射功率为 78 W, 衬底温度分别为 500 °C 和 677 °C 下制备的涂层的 AFM

图. 室温时制备的涂层表面颗粒的平均粒径为 26 nm, 见图 2(a). 当衬底温度升至 500 °C 时, 平均粒径增大至 48 nm. 提高衬底温度至 677 °C 时, 颗粒明显长大, 平均粒径增至 91 nm, 许多较大颗粒的粒径达到了 150 nm. 较高的衬底温度有利于到达或膜表面的粒子的扩散, 使得表面颗粒长大^[19,20].

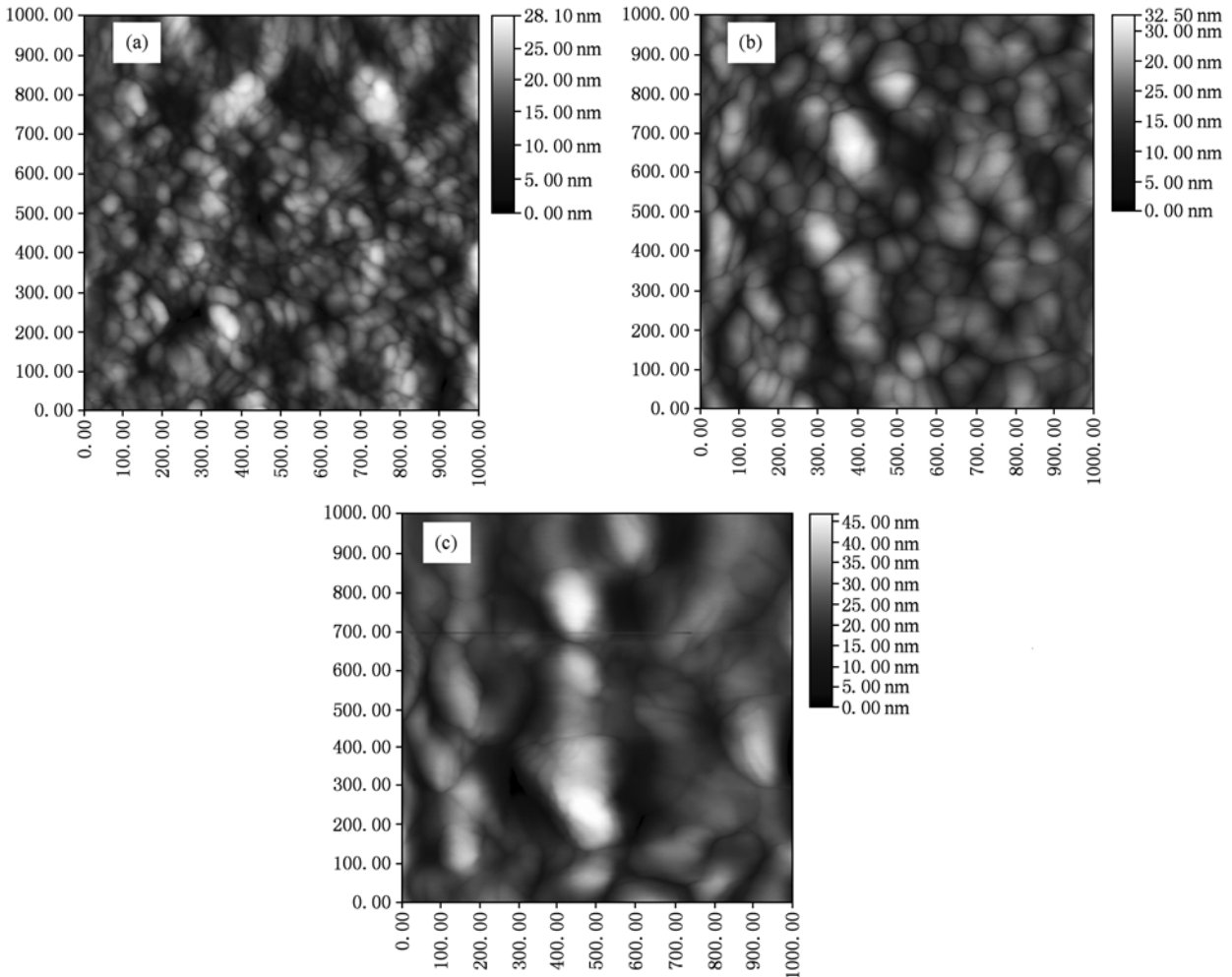


图 2 不同衬底温度下制备的氧化铒涂层的 AFM 图(扫描范围为 1000 nm × 1000 nm) (a)室温; (b)500 °C; (c)677 °C

3.3. 结构分析

图 3 是在室温下, 功率分别为 124 W, 93 W 和 78 W 时制备的氧化铒涂层的 XRD 图谱, 其中 2θ 角度范围为 15°—70°. 由于目前尚无可参考的单斜相 Er_2O_3 的标准衍射谱, 我们用 powdercell 软件^[21], 输入单斜相 Er_2O_3 的理论晶格参数和原子坐标^[15], 计算出了单斜相 Er_2O_3 的衍射谱, 见图 3. 从图中可以看出, 涂层的衍射峰位置和理论图谱的基本符合, 但峰强度比例不一致. 78 W 下制备的涂层在 26.4° 处和 29.0°—30.5° 范围内有较强的衍射峰. 增

大溅射功率至 93 W 时, 29.0°—30.5° 范围内的衍射峰变弱, 26.4° 处的衍射峰强度显著下降. 功率增大到 124 W 时, 26.4° 处及 53.0°—58.0° 范围内的衍射峰已消失, 其他位置处的衍射峰也明显变弱. 说明随着溅射功率的增大, 涂层的结晶质量显著下降.

提高溅射功率时, 溅射电流变化不大, 溅射电压明显上升. 一方面, 较高的溅射电压使得轰击靶材的 Ar^+ 能量增大, 提高了到达衬底或膜表面的粒子的迁移能力, 有利于涂层结晶; 而另一方面, 由于沉积速率随着溅射电压的增大而急剧上升, 过高的

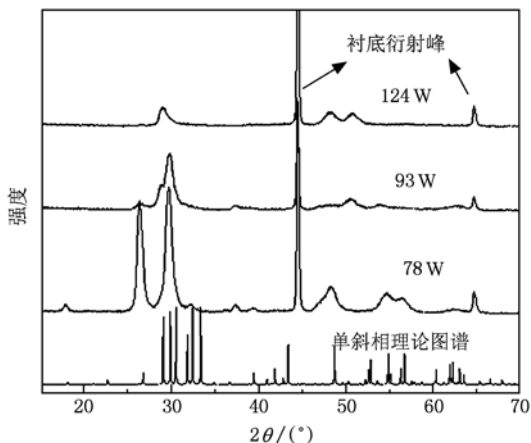


图3 不同溅射功率下沉积的氧化铈涂层的 XRD 图谱及单斜相 Er_2O_3 的理论衍射谱

沉积速率使到达衬底或膜表面的粒子没有足够的时间扩散,导致涂层结晶质量下降.从对涂层的形貌分析可知,提高溅射电压并未明显地改变涂层的表面颗粒大小.由此推测,本实验中,提高溅射电压时,粒子的迁移能力变化不大,而涂层结晶质量的下降主要是由于沉积速率的增大.

图4是溅射功率为78 W,衬底温度分别为室温,500 °C和677 °C下沉积的氧化铈涂层的 XRD 图谱.室温下制备的涂层具有较强的衍射峰,其中26.4°处的(202)衍射峰的半高宽为0.65°.衬底温度升高至500 °C时,(202)衍射峰成为最强峰,其他衍射峰显著变弱,说明沿着涂层生长方向具有较强的[202]择优取向,此时(202)衍射峰的半高宽为0.49°.提高衬底温度至677 °C时,(202)衍射峰显著变弱,其半高宽下降至0.35°.说明随着衬底温度的升高,晶粒尺寸增加,但单斜相衍射峰的强度下

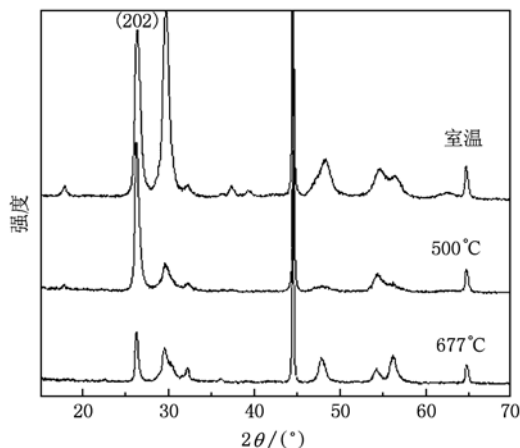


图4 不同衬底温度下沉积的氧化铈涂层的 XRD 图谱

降.沉积过程中,较高的衬底温度有利于到达衬底或膜表面的粒子的迁移,导致晶粒长大,但较强的粒子迁移能力不利于氧化铈涂层形成亚稳态的单斜相结构,这是单斜相随衬底温度升高而衰退的可能原因.

由于X射线在材料中的穿透深度远大于本实验涂层的厚度,导致涂层的衍射峰信号相对较弱,难以辨别涂层中是否含有立方晶相.为了进一步考察氧化铈涂层的结构,对不同衬底温度下制备的涂层进行了GIXRD测试,结果如图5所示,同时给出了立方相和单斜相 Er_2O_3 的理论衍射图谱,在计算立方相 Er_2O_3 的理论衍射图谱时,其晶格参数和原子坐标来自文献[15].平面内扫描方式的GIXRD可以测量与涂层表面近似垂直的衍射面,同时增加X射线在涂层中的有效穿入深度,避免来自金属衬底的强信号峰对涂层衍射峰的影响[22].GIXRD图谱显示,各衬底温度下沉积的涂层均呈明显的单斜相.对比涂层和理论图谱中的(202)衍射峰,发现涂层的(202)衍射峰向小角度方向有0.22°—0.37°的偏移.室温和500 °C下制备的涂层的衍射峰较少,提高衬底温度至677 °C时出现了较多的衍射峰,但未观察到立方相的(400),(440)及(622)等特征衍射峰.图5中的内插图给出了衬底温度为677 °C下制

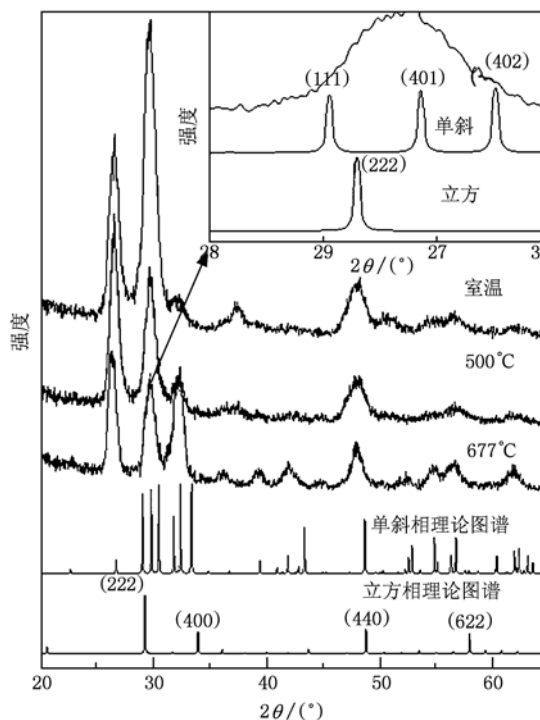


图5 不同衬底温度下沉积氧化铈涂层的 GIXRD 图谱及单斜相和立方相 Er_2O_3 的理论图谱(插图为局部放大)

备的涂层在 28.0° — 31.0° 范围内衍射峰的放大图谱,由衍射峰的位置并结合衍射峰的角度偏移可以判断该峰主要为单斜相的(401)衍射峰,由于衍射峰较宽,涂层中可能含有少量的立方相(222)衍射峰.通过对 677°C 制备的氧化铈涂层的衍射峰进行拟合分析并计算其晶格常数,得到 $a = 14.03 \text{ \AA}$, $b = 3.45 \text{ \AA}$, $c = 8.64 \text{ \AA}$, $\beta = 100.11^\circ$. 而 Guo 等人^[15]计算优化得到的无压力状态下的单斜相 Er_2O_3 的晶格常数分别为 $a = 13.92 \text{ \AA}$, $b = 3.46 \text{ \AA}$, $c = 8.56 \text{ \AA}$, $\beta = 100.36^\circ$. 晶格常数的差异表明了涂层中存在较大的应力. Adelhalm 等^[12]用磁过滤阴极弧沉积法制备了单斜相的 Er_2O_3 涂层,发现 GIXRD 图谱向小角度方向亦有约 0.3° 的偏移,并认为涂层中存在较大的应力.

3.4. 电学及力学性能

聚变堆包层绝缘涂层的实际应用要求涂层的电阻率大于 $1 \times 10^6 \Omega \cdot \text{cm}$ ^[6]. 为此,我们测量了溅射功率 78 W ,不同衬底温度制备的氧化铈涂层的电阻率. 结果显示,室温制备的涂层电阻率为 $1.5 \times 10^{12} \Omega \cdot \text{cm}$,远大于聚变堆包层绝缘涂层所要求的电阻率. 提高衬底温度至 500°C 和 677°C 时,电阻率分别增大至 $2.2 \times 10^{12} \Omega \cdot \text{cm}$ 和 $3.1 \times 10^{12} \Omega \cdot \text{cm}$. 以上结果表明,各衬底温度下制备的氧化铈涂层均满足聚变堆包层绝缘涂层的应用要求.

表 1 给出了溅射功率 78 W ,不同衬底温度制备的氧化铈涂层的硬度和弹性模量. 从表中可以看出,室温制备的氧化铈涂层的硬度和弹性模量较小,衬底温度升高时,硬度和弹性模量随之增大, 677°C 制备的涂层具有最大的硬度和弹性模量,分别为 15.7 GPa 和 225 GPa . 以上结果表明,提高衬底温度有助于增大氧化铈涂层的硬度和弹性模量.

表 1 溅射功率 78 W ,不同衬底温度制备的氧化铈涂层的硬度和弹性模量

衬底温度/ $^\circ\text{C}$	硬度/ GPa	弹性模量/ GPa
R. T.	11.9 ± 0.3	179 ± 7
500	14.5 ± 0.4	192 ± 6
677	15.7 ± 1.7	225 ± 20

3.5. 单斜相氧化铈涂层形成原因分析

在涂层制备过程中,衬底温度是影响涂层结构

的重要因素. 较低的衬底温度降低了到达衬底或膜表面的粒子的迁移能力,使得涂层易形成亚稳态的结构. 本实验中,室温时制备的涂层具有最强的单斜相衍射峰. 随着衬底温度的升高,粒子迁移能力增加,不利于单斜相结构的形成,衍射峰强度下降,见图 4. 我们近期的实验结果也显示,在工作气压 0.8 Pa ,溅射功率 104 W ,氧氩质量比 $1/30$ 的条件下,衬底温度低于 350°C 时制备的氧化铈涂层呈单斜晶相,衬底温度升至 500°C 时得到了立方相结构. 这表明较低的衬底温度有利于氧化铈涂层形成亚稳态的单斜相结构.

在涂层沉积过程中,沉积速率也是影响涂层结构的重要因素. 沉积速率低时,到达衬底或膜表面的粒子有足够的时间迁移,使得氧化铈涂层易形成稳定的立方相结构,故通常的沉积方法制备的氧化铈涂层呈立方相结构;而本实验中,脉冲反应磁控溅射法沉积氧化铈涂层具有较高的沉积速率,较高的沉积速率使粒子没有足够的时间迁移到能量更低的位置,导致涂层易形成亚稳态的单斜相结构. Adelhalm 等^[12]用磁过滤阴极弧沉积法制备单斜相氧化铈涂层也具有较高的沉积速率,为 48 nm/min ,并且也认为较高的沉积速率降低了粒子的迁移率,有利于氧化铈涂层形成单斜相. 另外,实验中也发现,过高的沉积速率将使得粒子的迁移率过低,导致涂层的结晶质量随之下降,见图 3.

4. 结 论

脉冲反应磁控溅射制备氧化铈涂层具有较高的沉积速率,较高的沉积速率是脉冲反应磁控溅射法应用于厚膜制备的优势之一. 采用脉冲磁控溅射法制备了单斜相的氧化铈涂层. 78 W 下制备的涂层具有较强的衍射峰,增大溅射功率时,涂层的结晶质量显著下降;提高衬底温度时,表面颗粒长大,单斜相衍射峰变弱. 分析认为,较低的衬底温度和较高的沉积速率有利于沉积单斜相的氧化铈涂层. 室温至 677°C 制备的氧化铈涂层的电阻率为 $(1.5—3.1) \times 10^{12} \Omega \cdot \text{cm}$,满足聚变堆绝缘涂层的应用要求. 室温至 677°C 制备的氧化铈涂层的硬度为 $11.9—15.7 \text{ GPa}$,弹性模量为 $179—225 \text{ GPa}$.

- [1] Liang J J, Chen W D, Wang Y Q, Chang Y, Wang Z G 2000 *Chin. Phys.* **9** 0783
- [2] Miritello M, Lo Savio R, Piro A M, Franzò G, Priolo F, Lacona F, Bongiorno C 2006 *J. Appl. Phys.* **100** 013502
- [3] Losurdo M, Giangregorio M M, Bruno G, Yang D X, Irene E A, Suvorova A A, Saunders M 2007 *Appl. Phys. Lett.* **91** 091914
- [4] Singh M P, Thakur C S, Shalini K, Bhat N, Shivashankar S A 2003 *Appl. Phys. Lett.* **83** 2889
- [5] Wong C P C, Salavy J F, Kim Y, Kirillov I, Rajendra Kumar E, Morley N B, Tanaka S, Wu Y C 2008 *Fusion Eng. Des.* **83** 850
- [6] Chen H, Zhou T, Lü R, Yang Z, Wu Z, Xia D 2009 *J. Nucl. Mater.* **386-388** 904
- [7] Pint B A, DeVan J H, DiStefano J R 2002 *J. Nucl. Mater.* **307-311** 1344
- [8] Levchuk D, Levchuk S, Maier H, Bolt H, Suzuki A 2007 *J. Nucl. Mater.* **367-370** 1033
- [9] Chikada T, Suzuki A, Yao Z Y, Sawada A, Terai T, Muroga T 2007 *Fusion Eng. Des.* **82** 2572
- [10] Sawada A, Suzuki A, Terai T 2006 *Fusion Eng. Des.* **81** 579
- [11] Yao Z Y, Suzuki A, Muroga T, Yeliseyeva O, Nagasaka T 2006 *Fusion Eng. Des.* **81** 951
- [12] Adelhelm C, Pickert T, Balden M, Rasinski M, Plocinski T, Ziebert C, Koch F, Maier H 2009 *Scripta Mater.* **61** 789
- [13] Tang M, Lu P, Valdez J A, Sickafus K E 2006 *J. Appl. Phys.* **99** 063514
- [14] Adachi G Y, Imanaka N 1998 *Chem. Rev.* **98** 1479
- [15] Guo Q X, Zhao Y S, Jiang C, Mao W L, Wang Z W, Zhang J Z, Wang Y J 2007 *Inorg. Chem.* **46** 6164
- [16] Kelly P J, Henderson P S, Arnell R D, Roche G A, Carter D 2000 *J. Vac. Sci. Technol. A* **18** 2890
- [17] Sproul W D 1998 *Vacuum* **51** 641
- [18] Ye Z Y, Zhang Q Y 2001 *Chin. Phys.* **10** 0329
- [19] Zhang Q Y, Ma T C, Pan Z Y, Tang J Y 2000 *Acta Phys. Sin.* **49** 0297 (in Chinese) [张庆瑜、马腾才、潘正瑛、汤家辅 2000 物理学报 **49** 0297]
- [20] Wu F M, Shi J Q, Wu Z Q 2001 *Acta Phys. Sin.* **50** 1555 (in Chinese) [吴锋民、施建青、吴自勤 2001 物理学报 **50** 1555]
- [21] Powdercell. Available from; http://www.bam.de/de/service/publikationen/powder_cell.htm [2009]
- [22] Lan W, Liu X Q, Huang C M, Tang G M, Yang Y, Wang Y Y 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 0748 (in Chinese) [兰伟、刘雪芹、黄春明、唐国梅、杨扬、王印月 2006 物理学报 **55** 0748]

Monoclinic phase of erbium oxide coatings fabricated by pulsed magnetron sputtering

Li Xin-Lian Wu Ping[†] Qiu Hong Chen Sen Song Bin-Bin

(Department of Physics, School of Applied Science, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(Received 7 April 2010; revised manuscript received 25 June 2010)

Abstract

Erbium oxide coatings were fabricated by midfrequency pulsed reactive magnetron sputtering by varying the deposition conditions with respect to the sputtering power from 78 W to 124 W and substrate temperature from room temperature to 677 °C. Atomic force microscopy, nanoindentation, X-ray diffraction and grazing incidence X-ray diffraction were used to investigate the coatings' surface morphology, mechanical properties and crystallization behaviors. Electrical properties of the coatings were also measured. Erbium oxide coatings fabricated by pulsed magnetron sputtering have high deposition rate, varying from 28 nm/min to 68 nm/min. A monoclinic Er₂O₃ phase is obtained in the coatings. The crystalline quality of the coatings decreases with the increasing of the sputtering power. The diffraction intensity of monoclinic phase decreases as the substrate temperature was increased from room temperature to 500 °C and 677 °C. It is believed that the high deposition rate and low substrate temperature could lead to the formation of the monoclinic Er₂O₃ coatings. The hardness and elastic modulus of the coatings deposited at substrate temperatures from room temperature to 677 °C vary from 11.9 GPa to 15.7 GPa and from 179 GPa to 225 GPa, respectively. The coatings deposited from room temperature to 677 °C all have high resistivity, varying from $1.5 \times 10^{12} \Omega \cdot \text{cm}$ to $3.1 \times 10^{12} \Omega \cdot \text{cm}$, meeting the requirements of the insulating coatings in application to fusion reactor.

Keywords: erbium oxide, pulsed magnetron sputtering, monoclinic phase

PACS: 68.55.Nq, 81.15.Cd, 81.15.Fg

[†] Corresponding author. E-mail: pingwu@sas.ustb.edu.cn