

文章编号: 0253-2239(2003)08-0974-6

沉积工艺对二氧化锆薄膜生长特性影响的研究

齐红基 程传福 袁景梅 邵建达 范正修

(中国科学院上海光学精密机械研究所, 上海 201800)

黄立华

(华中科技大学激光技术与工程研究院, 武汉 430074)

摘要: 利用反应离子束溅射、反应磁控溅射和电子束蒸发在 K9 基底上沉积 ZrO_2 薄膜,并用原子力显微镜对薄膜表面形貌进行测量。通过数值相关运算,对不同工艺条件下薄膜生长界面进行定量描述,得到了薄膜表面的粗糙度指数、横向相关长度、标准偏差粗糙度等参量。由于沉积条件的不同,薄膜生长具有不同的动力学过程。在反应离子束溅射和反应磁控溅射沉积薄膜过程中,薄膜生长动力学行为均可用 Kuramoto-Sivashinsky 方程来描述,电子束蒸发制备薄膜的过程可以用 Mullins 扩散模型来描述,并发现在沉积薄膜过程中基底温度和沉积过程的稳定性对薄膜表面特征影响很大。

关键词: 薄膜物理学; ZrO_2 ; 薄膜; 原子力显微镜; 相关运算

中图分类号: O484.1 文献标识码: A

1 引言

因为二氧化锆材料具有很强的抗激光损伤能力和非常宽的光谱透明范围^[1],是光学薄膜中最主要的高折射率材料之一。另外,二氧化锆薄膜具有很好的热稳定性、化学稳定性和机械特性,在气敏传感器^[2]、固体氧化物燃料电池、抗腐蚀和耐高温的光学和电化学器件制备等方面都有很广泛的应用。二氧化锆薄膜的制备方法很多,有电子束蒸发^[3]、离子束辅助沉积^[4,5]、分子束外延^[6,7]、反应磁控溅射^[8,9]、离子束溅射^[10]、脉冲激光沉积^[11,12]、溶胶-凝胶^[13]、电化学沉积^[14]等方法。在不同的沉积工艺下生长的薄膜由于微结构的不同,二氧化锆薄膜性能也有很大的差异。生长界面的形貌是薄膜内部微结构的外在表现,对于薄膜生长界面的深入了解可以提高薄膜的机械特性、光学特性和电化学稳定性。随着测量和分析手段的不断进步,人们对于薄膜的界面演化和生长动力学过程有了进一步的认识^[15~20]。

本文用反应离子束溅射、反应磁控溅射、电子束蒸发三种工艺在 K9 玻璃上制备相同厚度的二氧化锆薄膜,并用原子力显微镜(AFM)对其表面形貌进行测量。通过原子力显微镜测量得到表面形貌的高

度数据进行数值相关运算,对不同的工艺条件下生长的二氧化锆薄膜表面形貌进行定量分析,得到了粗糙度指数、横向相关长度、标准偏差粗糙度等参量。薄膜生长在不同的条件下具有不同的动力学过程,生长界面的演化取决于原子或原子团在薄膜表面的随机沉积、后入射原子或原子团作用下的诱导脱附效应和原子或原子团在生长界面的扩散效应。在反应离子束溅射和反应磁控溅射制备薄膜过程中,沉积在薄膜表面的原子或原子团在薄膜生长方向具有较大能量,诱导脱附效应明显,薄膜生长可用 Kuramoto-Sivashinsky 方程来描述。在电子束蒸发条件下,在薄膜生长方向原子或原子团的能量较小,诱导脱附效应不明显,薄膜生长可以用 Mullins 扩散模型来描述。基底的温度和薄膜沉积过程的稳定性对于薄膜表面的形貌特征影响很大。在反应离子束溅射沉积过程中,溅射状态均匀,沉积过程稳定。另外,基底的温度较低,原子或原子团在薄膜表面的扩散能力相对较弱,形成薄膜的表面颗粒尺度较小。在反应磁控溅射和电子束蒸发条件下,沉积过程很难准确控制。

此外,基底的温度较高,沉积在薄膜表面的原子或原子团在生长界面的扩散效应很明显,在薄膜表面形成较大的颗粒。

2 薄膜样品的制备

2.1 反应离子束溅射法制备薄膜

Kaufman 型离子源产生的氩离子束用中和器产生的电子中和后,以 45° 角入射到锆 (Zr) 靶上,溅射出 Zr 原子或原子团被充分氧化后沉积在基底上形成 ZrO_2 薄膜。基底为 K9 玻璃,为了改善薄膜的均匀性,在镀膜过程中基底是旋转的,转速为 75 r/min。Zr 靶固定在水冷工作台上,靶面到基底的垂直距离为 70 mm。在制备薄膜前,先将本底真空抽到 1×10^{-3} Pa 以下,然后从离子源中注入氩气,用 400 eV 能量的氩离子束清洗 Zr 靶面 15 min,然后通入氧气。氧气出口位于基底附近,用于充分氧化 Zr 原子或原子团。Ar、 O_2 气体的比例为 1:5,气体流量通过质量流量计来精确控制。在薄膜沉积过程中,真空室内的气压为 1×10^{-2} Pa。调整沉积离子源的工作参量,使溅射离子能量为 500 eV,离子束流为 50 mA。薄膜的厚度和沉积速率分别通过时间和晶振仪控制,薄膜沉积速率为 1 nm/min,制备薄膜的厚度为 60 nm。用热电偶计测量镀膜过程中基底附近的温度变化,发现温度从室温上升至 60°C 后保持稳定。

2.2 反应磁控溅射法制备薄膜

用射频磁控溅射制备 ZrO_2 薄膜,金属 Zr 靶固定在水冷工作台上,靶面到基底的垂直距离为 45 mm。工作气体为氩气和氧气,纯度均为 99.99%。基底为 K9 玻璃,在镀膜过程中转速为 20 r/min。薄膜沉积前,用离子轰击靶面 15 min,去除靶材表面污染。本底真空为 1×10^{-3} Pa,氩气和氧气直接由管道通入真空室内,氧气出口位于基底附近,用于充分氧化 Zr 原子或原子团。在薄膜沉积过程中,Ar、 O_2 气体的比例为 1:5,真空室内气压为 0.5 Pa。气体流

量也是通过质量流量计来精确控制,射频电源功率为 400 W。薄膜的厚度和沉积速率分别通过时间和晶振仪来控制,薄膜的沉积速率为 0.53 nm/min,薄膜的厚度为 60 nm。薄膜沉积过程中温度变化也是用热电偶计来实时监测,温度也从室温上升到 120°C 后保持不变。

2.3 电子束蒸发法制备薄膜

薄膜样品的制备是通过电子束轰击来熔化和蒸发二氧化锆膜料实现的。二氧化锆膜料为颗粒状,纯度为 99.9%。基底为 K9 玻璃,在镀膜的过程中转速为 10 r/min。实验本底真空为 2×10^{-3} Pa。通过光控和晶控来精确控制薄膜的厚度,二氧化锆薄膜的平均沉积速率为 94 nm/min,薄膜的厚度为 60 nm。沉积薄膜时保持基底温度为 200°C 。

3 薄膜生长界面的原子力显微镜测量及特征描述

我们分别对上述三种不同工艺制备的厚度相同的 ZrO_2 薄膜样品用原子力显微镜进行了表面形貌测量,所用的原子力显微镜为 Park 公司 AutoProbe CP 型,采用接触模式,探针的类型为 UL06,该探针针尖直径为 10 nm,边角为 10° 。图 1 中 (a)、(b)、(c) 分别为原子力显微镜下用反应离子束溅射、反应磁控溅射、电子束蒸发制备薄膜的表面形貌。在图 1(a) 中图像扫描成像范围为 $1 \mu\text{m} \times 1 \mu\text{m}$,在图 1 (b)、(c) 中图像扫描成像范围为 $2 \mu\text{m} \times 2 \mu\text{m}$,成像数据点阵均为 256×256 。其中 (a) 图像的灰度等级为 0.4 nm/div, (b) 和 (c) 的灰度等级为 4 nm/div。图 2 (a)、(b)、(c) 分别为图 1 中 (a)、(b)、(c) 的一维横截面高度变化。

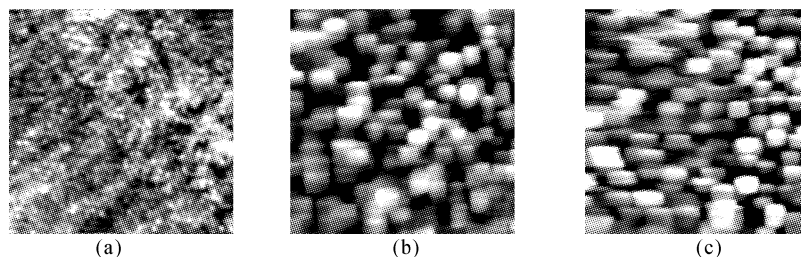


Fig. 1 Surface topography of substrate from AFM measurement with scan size $1 \mu\text{m} \times 1 \mu\text{m}$ for ion beam reactive sputtering (a), $2 \mu\text{m} \times 2 \mu\text{m}$ for magnetron reactive sputtering (b) and electron beam evaporation (c)

从图 1 和图 2 中可以明显地看出不同工艺条件下薄膜表面具有如下特征:

1) 薄膜表面有不同尺度的颗粒,且在一定的尺

度范围之内,各种不同大小的颗粒均匀分布在表面上,并表现为在大尺度的高度起伏或颗粒上有小尺度的颗粒或高度调制,且这些小的颗粒或高度调制

无特征尺度大小。这表明薄膜表面在一定的尺度范围内具有很明显的分形特征,并且这种特征可以用自仿射分形模型来描述。

2) 相对于电子束蒸发和反应磁控溅射,反应离

子束溅射工艺条件下薄膜表面具有更小的高度起伏,界面的标准偏差粗糙度比较小,而且薄膜表面颗粒尺度较小,横向相关长度较小。

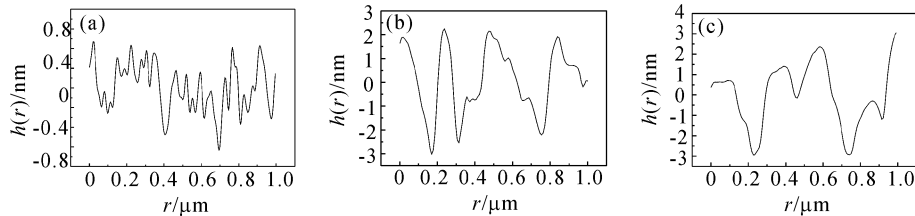


Fig. 2 1D AFM surface profile scans of ion beam reactive sputtering (a), magnetron reactive sputtering (b) and electron beam evaporation (c)

4 生长界面的分形描述及统计参量

为了对不同工艺条件下 ZrO_2 薄膜上述表面形貌特征及与之相关联的生长动力学过程做进一步的讨论,我们要对薄膜生长界面做定量的统计分析。对表面结构统计特性的一种详细描述是薄膜表面的高度-高度相关函数 $H(r, r + \rho)$, 其定义为

$$H(r, r + \rho) = 2[\omega^2 - R_h(r, r + \rho)] = \langle [h(r + \rho) - h(r)]^2 \rangle, \quad (1)$$

其中 $R_h(r, r + \rho)$ 为协方差函数, $\langle \cdot \rangle$ 表示系综平均, $h(r)$ 表示生长界面上平面坐标为 r 位置处高度, ρ 为相关的空间间隔。在以下的运算中,我们取平均高度处的平面为参考平面,即取 $\langle h(r) \rangle = 0$ 。

$$\omega = [R_h(r, r)]^{1/2} = \langle h(r)h(r) \rangle^{1/2}$$

为表面的标准偏差粗糙度,描述表面高度起伏。由前面的原子力显微镜图像及上面的分析可知, ZrO_2 薄膜生长界面可以看作是各向同性,薄膜表面高度变化可以看作是各态历经的平稳随机过程,因而与表面高度有关的各种统计量的系综平均等于空间平均,并且它们与位置坐标 r 无关。高度-高度相关函数只与两点的相对位置差的大小 ρ 有关,与具体的位置无关,可以表示为

$$H(r, r + \rho) = H(\rho) = \langle [h(\rho) - h(0)]^2 \rangle. \quad (2)$$

在远离平衡条件下,薄膜沉积过程中的噪声是生长界面粗糙化的主要原因,薄膜生长界面具有自仿射分形的结构^[15~21]。对于薄膜生长界面上相对位置差为 ρ 的两点,表面的高度-高度相关函数 $H(\rho)$ 具有下面的关系:

$$H(\rho) \propto \begin{cases} Cr^{2\alpha} & \rho \ll \zeta, \\ \omega^2 & \rho \gg \zeta, \end{cases} \quad (3)$$

其中 α 为局部区域粗糙度指数,描述生长界面局部区域的粗糙化程度。 α 值越小,表示表面局部区域高度变化越剧烈,分形特征越明显。 ζ 为横向相关长度,描述表面高度相关两点之间的最大距离。高度-高度相关函数也可以由唯象函数来描述^[22]

$$H(\rho) = 2\omega^2 \{1 - \exp[-(\rho/\zeta)^{2\alpha}]\}, \quad (4)$$

参量 α, ω, ζ 可以定量地描述不同工艺条件下 ZrO_2 薄膜表面的演化并能反映出薄膜沉积过程中的动力学过程。

用原子力显微镜测量薄膜表面形貌可以得到表面高度的离散数据,数据点阵为 256×256 。对于第 i 条水平扫描线,高度-高度相关函数为

$$H(i, md) = \frac{1}{N-m} \sum_{j=1}^{N-m} [h_{i,j+m} - h_{i,j}]^2, \quad (5)$$

其中 d 为扫描线上相邻两个离散数据点之间的距离, $h_{i,j+m}, h_{i,j}$ 分别为原子力显微镜图像上坐标点 $(i, j+m), (i, j)$ 处的高度。

对于一幅图像,在纵向对 256 条线取平均,高度-高度相关函数为

$$\bar{H}(md) = \sum_{i=0}^{255} H(i, md), \quad (6)$$

为了扩大可以平均的点数,对于每一个薄膜样品,取四幅图像做平均。在上述计算中,取 $m = 100$ 。

图 3 为不同工艺条件薄膜样品表面的高度-高度相关函数曲线。从图 3 中可以看出,在对数-对数坐标中,当 ρ 较小时, $\ln[H(\rho)] \sim \ln(\rho)$ 为直线,即 $H(\rho)$ 正比于 $\rho^{2\alpha}$, 通过对该区域内 $H(\rho)$ 的线性拟合,可以得到粗糙指数 α , 当 ρ 较大时, $H(\rho)$ 趋于常量,由 (4) 式得到该常量为 $2\omega^2$, 可以求出 ω 。用 (4) 式对 $H(\rho)$ 整条曲线拟合,可以求出 ζ 。

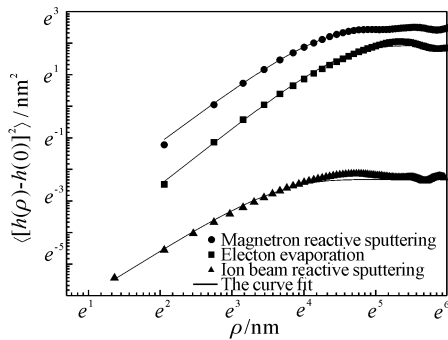


Fig. 3 The height-height correlation functions, $\ln[H(\rho, t)] = \langle [h(\rho, t) - h(0, t)]^2 \rangle$, is plotted as a function of the position $\ln(\rho)$ for ion beam reactive sputtering, magnetron reactive sputtering and electron beam evaporation. Also shown is a curve fit according to Eq. (4)

Table 1 Parameters w, α, ζ for the model given by Eq. (4), and fitted to the data shown in Fig. 3

	Interface width w /nm	Roughness exponent α	Lateral correlation length ζ /nm
Reactive ion beam sputtering	0.23 ± 0.01	0.61 ± 0.01	34.0 ± 3
Reactive magnetron sputtering	2.43 ± 0.01	0.81 ± 0.02	60 ± 4
E-vaporation	1.85 ± 0.01	0.90 ± 0.02	85 ± 5

5 薄膜生长机理及生长模型的探讨

薄膜表面特征与薄膜沉积过程中的动力学过程有关,其生长界面演化取决于在薄膜表面原子或原子团的随机沉积效应、在后入射原子或原子团作用下的诱导脱附效应以及扩散效应。在反应离子束溅射沉积中,由于离子枪与靶材是分离的,氩离子能量和束流密度及其空间分布可以准确控制,沉积过程稳定,具备形成较小尺度颗粒的条件。另外,基底的温度对于沉积在薄膜表面原子或原子团的扩散能力影响很大。在离子束溅射沉积薄膜的过程中,基底的温度为 $60\text{ }^\circ\text{C}$,原子或原子团在薄膜表面扩散能力相对较弱,容易形成非晶态的薄膜。薄膜表面颗粒较细,标准偏差粗糙度小。入射的原子或原子团在薄膜生长方向具有较大的能量,沉积在薄膜表面的原子或原子团在后入射原子或原子团的作用下很容易脱离薄膜表面。因此, ZrO_2 薄膜生长可以用Kuramoto-Sivashinsky^[17]模型来描述,其方程形式为

$$\frac{\partial h}{\partial t} = \gamma \nabla^2 h - \kappa \nabla^4 h + \frac{\lambda}{2} |\nabla h|^2 + \eta, \quad (7)$$

其中 η 为薄膜生长过程中固有的随机到达基底的噪

表 1 给出了不同工艺条件下薄膜表面的详细参量。

在表 1 中反应离子束溅射、反应磁控溅射和电子束蒸发制备的薄膜粗糙度指数 α 分别为 0.61、0.81、0.9,标准偏差粗糙度为 0.23 nm、2.43 nm、1.85 nm。这说明相对于电子束蒸发和反应磁控溅射制备的薄膜而言,反应离子束溅工艺条件下薄膜表面高度在局部区域内变化比较剧烈,但在长程范围内电子束蒸发和反应磁控溅射制备的薄膜生长界面高度起伏很大,界面比较粗糙。从薄膜表面的相关长度来看,电子束蒸发和反应磁控溅射制备薄膜的表面横向相关长度分别为反应离子束溅射制备薄膜的 2.5 和 1.7 倍,这说明在电子束蒸发和反应磁控溅射制备的薄膜表面具有较大的颗粒,而反应离子束溅射制备的薄膜表面颗粒尺寸较小。上述结论与前面原子力显微镜的测量和分析结果一致。

声, $\nabla^2 h$ 和 $|\nabla h|^2$ 表明在反应离子束溅射镀膜过程中,已经沉积在基底上原子或原子团在后入射原子或原子团作用下从薄膜表面脱附而引起的生长界面变化, r 正比于薄膜表面的张力系数, λ 常常大于 0,代表薄膜在沉积过程中有空缺位产生。 $-\kappa \nabla^4 h$ 表示沉积在基底表面的原子或原子团在沉积点附近局部区域内的扩散效应, κ 正比于薄膜表面的扩散系数。

在电子束蒸发制备薄膜的过程中,从蒸发源蒸发出来的原子或原子团在空间分布不均匀,另外基底温度较高,原子或原子团在薄膜表面的扩散能力较强,容易聚集在一起形成较大的颗粒。在薄膜生长方向,沉积在薄膜表面的原子或原子团能量较小,对于先前沉积在薄膜表面的原子或原子团的诱导脱附效应不明显,所以在电子束蒸发条件下的薄膜生长可以用 Mullins 扩散模型来描述,其定义式为

$$\frac{\partial h}{\partial t} = -\nabla^4 h + \eta. \quad (8)$$

对于反应磁控溅射制备的薄膜,由于溅射源和靶材组合在一起,溅射到靶材的氩离子能量和束流密度及其空间均匀性不可能准确控制,因而从靶材表面溅射出的原子或原子团能量和空间分布不均

匀。另外,虽然在沉积薄膜前基底温度为室温,但是随着薄膜的沉积,温度很快上升到120 °C。由于基底温度较高,沉积在基底上的原子或原子团在薄膜表面扩散能力很强,容易聚集在一起形成较大尺度的颗粒。如反应离子束溅射,沉积在基底上的原子或原子团在薄膜生长方向能量较大,后入射原子或原子团对先前沉积在薄膜表面的原子或原子团的诱导脱附效应比较明显,薄膜生长过程具有反应离子束溅射和电子束蒸发的共同特征,也可以用 K-S 模型来描述。

结论 利用反应离子束溅射、反应磁控溅射、电子束蒸发三种工艺在 K9 玻璃上制备二氧化锆薄膜,并用原子力显微镜对薄膜表面的形貌进行测量和分析,发现用反应离子束溅射沉积的薄膜表面具有比较小的颗粒,而用反应磁控溅射和电子束蒸发制备的薄膜表面颗粒较大。利用原子力显微镜测量得到的表面形貌的高度进行数值相关运算,对不同工艺条件下生长的二氧化锆薄膜表面形貌进行定量分析,得到了粗糙度指数、横向相关长度、标准偏差粗糙度等参量。在离子束溅射工艺条件下,薄膜表面具有相对较小的标准偏差粗糙度和较小的粗糙度指数,而电子束蒸发和磁控溅射制备的薄膜表面具有较大的标准偏差粗糙度和粗糙度指数。薄膜的表面特征与薄膜沉积过程中的动力学过程有关,在反应离子束溅射和反应磁控溅射制备薄膜过程中,沉积在薄膜表面的原子或原子团在薄膜生长方向具有较大能量,诱导脱附效应明显,薄膜生长可用 Kuramoto-Sivashinsky 方程来描述。在电子束蒸发条件下,在薄膜生长方向原子或原子团的能量较小,诱导脱附效应可以忽略,薄膜生长可以简化为用 Mullins 扩散模型来描述。薄膜表面形貌特征很大程度上取决于基底的温度和沉积过程的稳定性。在反应离子束溅射沉积过程中,基底的温度较低,沉积过程稳定,形成薄膜表面颗粒尺度较小。在反应磁控溅射和电子束蒸发条件下,基底的温度较高,沉积过程很难准确控制,所以在薄膜表面形成较大的颗粒。

参 考 文 献

- 1 Pulker H K. Characterization of optical thin films. *Appl. Opt.*, 1979, **18**(12):1969~1977
- 2 Ritala M, Leskela M. Zirconium dioxide thin films deposited by ALE using zirconium tetrachloride as precursor. *Appl. Surf. Sci.*, 1994, **75**(3):333~340
- 3 Levichkova M, Mankov V, Starbov N *et al.*. Structure and properties of nanosized electron beam deposited zirconia thin films. *Surface and Coatings Technology*, 2001, **141**(1):70~77
- 4 Koch T, Ziemann P. Effects of ion-beam-assisted deposition on the growth of zirconia films. *Thin Solid Films*, 1997, **303**(1~2):122~127
- 5 Moulzolf S C, Yu Y, Frankel D J *et al.*. Properties of ZrO₂ films on sapphire prepared by electron cyclotron resonance oxygen-plasma-assisted deposition. *J. Vac. Sci. Technol.*, 1997, **A15**(3):1211~1214
- 6 Boule A, Pradier L, Masson O *et al.*. Microstructural analysis in epitaxial zirconia layers. *Appl. Surf. Sci.*, 2002, **188**(1~2):80~84
- 7 Mary C, Guinebreteière R, Troliard G *et al.*. Epitaxial zirconia films on sapphire substrates. *Thin Solid Films*, 1998, **336**(1~2):156~159
- 8 Koski K, Hölsä J, Juliet P. Properties of zirconium oxide thin films deposited by pulsed reactive magnetron sputtering. *Surface and Coatings Technology*, 1999, **120~121**(1):303~312
- 9 Fletcher Jones. High-rate reactive sputter deposition of zirconium dioxide. *J. Vacuum Science and Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films*, 1988, **6**(6):3088~3097
- 10 Rujkorakarn R, Sites J R. Crystallization of zirconia films by thermal annealing. *J. Vacuum Science and Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films*, 1986, **4**(3):568~571
- 11 Delgado J C, Sánchez F, Aguiar R *et al.*. ArF and KrF excimer laser deposition of yttria-stabilized zirconia on Si(111). *Appl. Phys. Lett.*, 1996, **68**(8):1048~1050
- 12 Hanus F, Laude L D. Pulsed laser deposition of polycrystalline zirconia thin films. *Appl. Surf. Sci.*, 1998, **127~129**():544~548
- 13 Liu Weimin, Chen Yunxia, Ye Chengfeng *et al.*. Preparation and characterization of doped sol-gel zirconia films. *Ceramics International*, 2002, **28**(4):349~354
- 14 Stefanov P, Stoychev D, Valov I *et al.*. Electrochemical deposition of thin zirconia films on stainless steel 316 L. *Materials Chemistry and Physics*, 2000, **65**(2):222~225
- 15 Yang H N, Zhao Y P, Wang G C *et al.*. Noise-induced roughening evolution of amorphous Si films grown by thermal evaporation. *Phys. Rev. Lett.*, 1996, **76**(20):3774~3777
- 16 Lindström T, Isidorsson J, Niklasson G A. Surface smoothing and roughening in sputtered SnO₂ films. *Thin Solid Films*, 2001, **401**(1~2):165~170
- 17 Drotar Jason T, Zhao Y P, Lu T M *et al.*. Numerical analysis of the noisy Kuramoto-Sivashinsky equation in 2+1 dimensions. *Phys. Rev. E*, 1999, **59**(1):177~185
- 18 Bott M, Hohage M, Morgenstern M *et al.*. New approach for determination of diffusion parameters of adatoms. *Phys. Rev. Lett.*, 1996, **76**(8):1304~1307
- 19 Brune H, Bromamm K, Röder H *et al.*. Effect of strain on surface diffusion and nucleation. *Phys. Rev. (B)*, 1995, **52**(20):R14380~R14383

- 20 Heim K R, Coyle S T, Hembree G G *et al.*. Growth of nanometer-size metallic particles on CaF_2 (111). *Appl. Phys.*, 1996, **80**(2):1161~1170
- 21 Eklund Elliott A, Bruinsma R, Rudnick J *et al.*. Submicron-scale surface roughening induced by ion bombardment. *Phys. Rev. Lett.*, 1991, **67**(13):1759~1762
- 22 Sinha S K, Sirota E B, Garoff S. X-ray and neutron scattering from rough surfaces. *Phys. Rev. B*, 1988, **38**(4):2297~2311

Morphology Analysis and Growth Mechanism of Zirconium Dioxide Thin Films

Qi Hongji Chen Chuanfu Yuan Jingmei Shao Jianda Fan Zhengxiu
(Shanghai Institute of Optics and Fine Mechanics,
The Chinese Academy of Sciences, Shanghai 201800)

Huang Lihua
(Laser Technology and Engineering Research Institute,
Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074)
(Received 15 July 2002; revised 02 September 2002)

Abstract: ZrO_2 thin films were prepared on BK7 substrates by ion beam reactive sputtering, magnetron reactive sputtering and electron beam evaporation, respectively. The surface morphology was studied using atomic force microscopy (AFM). The roughness exponent α , the lateral correlation length ζ and the interface width w were obtained by numerical correlation calculation, in which the value of roughness exponent of the films was measured to be 0.61, 0.81 and 0.9, respectively. The mechanism of film growth is different under different conditions. In the case of ion beam reactive sputtering and magnetron reactive sputtering, the interfaces of films are determined by stochastic deposition, desorption and diffusion effect of atom or atomic clusters on the interface. The sputtering growth process can be described by a noisy Kuramoto-Sivashinsky equation. But for electron beam evaporation, desorption effect of atom or atomic clusters can be neglected, then the dynamic behavior of growth may be described by Mullins diffusion model. It was also found that the temperature of substrates had great effect on the morphology of grown interface during the deposition of films.

Key words: film physics; zirconium dioxide; thin films; atomic force microscope; numerical correlation calculation