

DOI: 10.20098/j.cnki.1001-5132.2024.0421

Er 掺杂 Sb_2Te_3 硫系相变材料的性能研究

陈琪琪¹, 陈益敏^{1,2*}, 沈祥^{1,2}, 徐铁峰^{1,2}

(1. 宁波大学 高等技术研究院, 浙江 宁波 315211;

2. 浙江省光电探测材料及器件重点实验室, 浙江 宁波 315211)

摘要: 采用磁控溅射法制备不同含量 Er 掺杂 Sb_2Te_3 硫系相变存储薄膜, 并利用原子力显微镜、X 射线衍射仪、X 射线光电子能谱仪、分光光度计、红外椭圆偏振仪等对其形貌、结构、电学性能、光学性能等进行表征分析. 结果表明: Er 掺杂可以有效抑制 Sb_2Te_3 结晶生长、减小晶粒尺寸, 从而显著增加结晶温度、降低电阻漂移系数(从 0.015 90 降至 0.002 41), 提升该相变存储薄膜整体的非晶态热稳定性. 此外, 随着 Er 掺杂含量的增加, Sb_2Te_3 薄膜的短波截止吸收边出现蓝移, 其光学带隙从 1.40 eV 分别提升至 1.76 eV 和 1.94 eV, 同时其红外波段的折射率明显降低. X 射线衍射数据证实: Er 掺杂会细化晶粒, 引起 Sb_2Te_3 结晶相发生晶格畸变; X 射线光电子能谱分析发现: 相变性能提升的内在原因是高含量 Er 掺杂引起高结合能的 Er—Te 成键, 表明 Er 掺杂有助于提高 Sb_2Te_3 相变材料在光电存储器件中的数据存储可靠性. 这可为相变存储器用于大规模神经形态计算的下一代存算一体技术提供材料支撑.

关键词: 磁控溅射; 硫系相变薄膜; Sb_2Te_3 ; Er 掺杂

中图分类号: TN213

文献标志码: A

文章编号: 1001-5132 (2025) 01-0114-07

硫系相变材料作为新一代存算一体相变存储技术的核心介质材料, 具有快速可逆的相变能力以及结晶态与非晶态之间巨大的光电特性差异等特点^[1], 因此使其快速成为当前研究热点之一. 传统 $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ (GST) 材料的相变存储器已在人工智能神经网络计算中广泛应用^[2]. 但由于 GST 材料非晶态热稳定性较差, 且电阻漂移系数较高, 难以胜任更高集成度和精确度的大规模神经形态计算.

GST 材料是由 GeTe 材料和 Sb_2Te_3 材料组合而成, 其中 Sb_2Te_3 通常为基质相变材料, 作为生长占主导的典型材料, 其相变速率快, 但非晶态热稳定性差. Wang 等^[3]通过分子动力学模拟, 证实了厚度为 0.8 nm 的 Sb_2Te_3 材料具备良好的非晶态热稳定性, 该超薄材料可用于相变存储器, 从而实现超高密度数据的存储. 然而, 该模拟忽略了存储器研制

工艺的技术难点(不足 1 nm 的相变功能层对器件的结构设计和具体制备十分困难), 由此一种提升 Sb_2Te_3 非晶态热稳定性的途径应运而生, 即通过掺杂改性. 张祖发等^[4]采用磁控法制备了 Si 掺杂 Sb_2Te_3 相变材料, 发现 Si 掺杂可以显著提高 Sb_2Te_3 的电阻开关比和非晶态热稳定性. Lim 等^[5]通过在 Sb_2Te_3 中掺杂 Ti 合成 GeTe/Ti- Sb_2Te_3 超晶格结构, 并采用密度泛函理论计算证明了 Ti 掺杂可以改善相变材料非晶态的热稳定性, 从而提高光电存储器件耐久性和写入速度.

近年来, 稀土元素掺杂被证实是一种有效的相变材料改性手段. 如 Xue 等^[6]用 Ru 增强 Sb_2Te_3 材料的相变性能, 发现掺杂 Ru 可以显著提高 Sb_2Te_3 材料制作的存储器的数据保留能力, 表现出 200 °C 以上的 10 a 数据保持温度. 原因是稀土掺杂

收稿日期: 2024-04-15.

宁波大学学报(理工版)网址: <http://journal.lg.nbu.edu.cn/>

基金项目: 国家自然科学基金(U21A2056, 62374096, 62075110); 浙江省自然科学基金重点项目(LDT23F05012F0505); 浙江省重点研发项目(2021C01025).

第一作者: 陈琪琪, 硕士研究生, 主要研究方向: 硫系相变薄膜制备及性能. E-mail: chenqiqi@163.com

*通信作者: 陈益敏, 讲师, 主要研究方向: 硫系材料及其光电器件. E-mail: chenym@nbu.edu.cn

会使晶粒细化并抑制结晶, 但 Ru 的掺入并未与 Te 或 Sb 成键. Zhao 等^[7]研究了 Er 掺杂 Sb_2Te_3 相变材料, 发现 Er 掺杂可以提高 Sb_2Te_3 的结晶速率至 6 ns, 并能提高 10 a 数据保持温度达 121 °C. 原因是 Er 掺杂后形成 Er—Te 键, 可以有效提高非晶态热稳定性. 相比其他稀土元素, Er 具有更好的化学稳定性, 掺杂后能显著提高 Sb—Te 相变材料的非晶态热稳定性, 但其内在机制仍存在争议, 如 Er 是否能与 Te 或 Sb 成键等.

本文对 Er 掺杂 Sb_2Te_3 相变薄膜的性能及其机制进行了研究. 利用磁控溅射法制备并分析了 Er 掺杂 Sb_2Te_3 硫系相变材料, 探究 Er 掺杂对 Sb_2Te_3 的非晶态热稳定性、电阻漂移系数、结晶行为、光学特性和非晶态结构的影响, 以及非晶态热稳定性提高的内在机制, 旨在为理解稀土掺杂相变机制及研发高性能 Sb_2Te_3 相变材料提供参考.

1 实验部分

1.1 样品制备

使用美国 Kurt Lesker PVD 75 型磁控溅射仪, 结合直径为 50 mm、纯度为 99.99% 的 Er 靶材和 Sb_2Te_3 靶材, 制备相变薄膜. 将靶材与基底之间的间距控制为 13 cm, Er 靶材和 Sb_2Te_3 靶材都接射频电源. 在样品制备前, 首先利用异丙醇和乙醇在超声波仪器中清洗衬底, 再将衬底粘在样品托盘上, 经样品腔送至大腔室等待溅射沉积; 随后通入氩气并控制氩气流速为 $3 (\text{Pa} \cdot \text{m}^3) \cdot \text{s}^{-1}$; 接着设置各靶材的溅射功率, 进行 3 min 预溅射, 以确保靶材辉光稳定; 然后调整样品托盘转速为 $125.4 \text{ rad} \cdot \text{s}^{-1}$, 设置溅射时间为 15 min, 再将氩气流速设置为 $2 (\text{Pa} \cdot \text{m}^3) \cdot \text{s}^{-1}$; 最后打开托盘挡板并开始沉积溅射. 上述溅射过程结束后按照逆步骤操作, 以取出薄膜样品. 实验共进行 3 次磁控溅射薄膜沉积, 第 1 次实验制备无掺杂的纯 Sb_2Te_3 薄膜, 第 2 次和第 3 次实验分别制备不同 Er 掺杂浓度的 Sb_2Te_3 薄膜.

1.2 测试方法

通过配有能谱仪(EDS)的捷克 Tescan VEGA 3SBH 型扫描电子显微镜对薄膜样品进行成分和形貌分析. 利用美国 Veeco Dektak150 型探针式表面轮廓仪进行膜厚测试, 取均匀分布的测试点, 重复测试 5 次, 去除最大值和最小值, 计算薄膜的平均

厚度. 3 种薄膜的功率、厚度、成分参数见表 1.

表 1 薄膜的溅射功率、厚度及成分

样品名称	Er 靶溅射功率/W	Sb_2Te_3 靶溅射功率/W	厚度/nm	成分
ST	0	30	110 ± 2	Sb_2Te_3
STE_1	20	30	123 ± 3	$(\text{Sb}_2\text{Te}_3)_{0.985}\text{Er}_{0.015}$
STE_2	22	30	126 ± 5	$(\text{Sb}_2\text{Te}_3)_{0.951}\text{Er}_{0.049}$

采用自制的四探针原位电阻测试平台测试薄膜样品的温度依赖的方块电阻变化曲线($R-T$)和时间依赖的方块电阻变化曲线($R-t$). 利用北京东之星快速退火炉(RTA)对薄膜样进行快速热处理, 退火温度由材料的相变温度决定, 退火时间设为 100 s. 使用奥林巴斯光学显微镜观察沉积薄膜样品质量, 并结合 Cypher-Hv 型原子力显微镜(AFM), 以纳米级别分辨率观察完全结晶的薄膜样品表面粗糙度和晶粒尺寸. 采用美国 PerkinElmer 的 Lambda 950 型分光光度计进行薄膜样品的透过光谱测试, 设置测试波长为 250~2 500 nm, 扫描步长 2 nm. 使用 IR-VASE Mark II 型椭圆偏振仪进行薄膜样品的介电常数测试, 选取 2 个人射角(65° 和 75°), 利用 WVASE32 分析软件进行数据处理, 得到样品的光学折射率. 采用德国 Bruker D2 型 X 射线衍射仪(XRD)研究薄膜的结晶行为, 其中线波长 0.154 05 nm, 测试角 2θ 为 $10^\circ \sim 70^\circ$. 利用 Thermo Scientific ESCALAB QXi 型 X 射线光电子能谱仪(XPS)对沉积态薄膜的微结构成键行为进行表征.

2 结果与讨论

2.1 Er 掺杂对 Sb_2Te_3 薄膜电学性能的影响

图 1 为 ST、 STE_1 和 STE_2 薄膜样品在 $60 \text{ K} \cdot \text{min}^{-1}$ 升温速率下的 $R-T$ 曲线. 从图 1 可见, 开始方块电阻随温度上升而缓慢下降, 这与半导体材料在高温下载流子迁移率提高从而降低电阻的规律一致, 随后薄膜电阻在某一温度区间下降速率明显增加, 对应薄膜样品的结晶过程. 可见, Er 掺杂能显著提高 Sb_2Te_3 薄膜的结晶温度, 且掺杂浓度越高, 结晶温度增加越多. 需要指出的是, 反映 Sb_2Te_3 薄膜结晶的 $R-T$ 曲线跳变速度要慢于其他传统相变材料, 原因是其生长占主导的结晶模式, Sb—Te 材料的结晶过程从非晶的结晶边缘向中心晶体生长, 即使低于结晶温度, 晶体生长也可以沿着

晶相和非晶相之间的界面缓慢进行. 此外, 沉积态 Sb_2Te_3 薄膜的非晶态电阻为 $10^4 \Omega$, 不同含量的 Er 掺杂可分别提升至 $10^6 \Omega$ 和 $10^7 \Omega$, 表明 Er 掺杂使得 Sb_2Te_3 具有更强的非晶态属性. 非晶态电阻的大幅度提高导致 STE_2 相变薄膜具有更大的电阻开关比, 这不仅可以提高相变存储器件的可靠性, 还可以使其用于多级存储, 提升存储密度. 从图 1 还可见, ST、 STE_1 、 STE_2 的相变温度分别为 80、120、210 $^\circ\text{C}$, STE_2 具有更高的相变温度. 对于相变存储材料, 更高的相变温度有利于增强数据存储的非晶态热稳定性, 可以防止数据因环境温度波动而意外丢失, 提高材料的可靠性和耐用性.

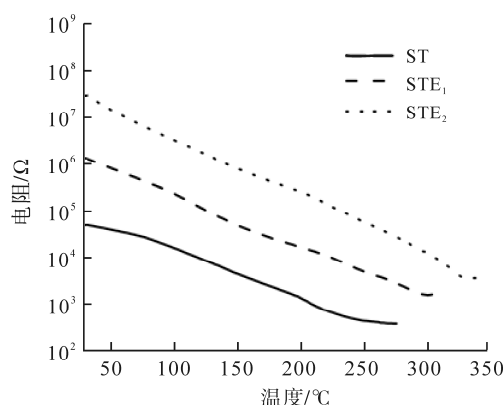


图 1 ST、 STE_1 和 STE_2 薄膜的 $R-T$ 曲线

利用自制的四探针电阻测试平台, 通过时间-电阻测试模式, 对相变薄膜的电阻漂移行为进行测试. 电阻漂移是材料电阻在一定温度下阻值随时间的变化现象, 本质上是因非晶态材料特有结构弛豫行为所导致, 会增加或减小相变器件两态间的电阻开关比, 影响数据读取的准确性, 特别是对高密度多级存储, 会导致数据读取错误. 通常电阻漂移系数越低, 相变薄膜的数据存储稳定性越好. 电阻漂移计算公式^[8]为:

$$R(t) = R_0(t/t_0)^c,$$

式中: $R(t)$ 是初始时刻后任意时刻 t 的电阻; R_0 是初始时刻 t_0 的初始电阻; c 是电阻漂移系数.

图 2 为 3 种薄膜样品在环境温度为 50 $^\circ\text{C}$ 、测试时间为 1000 s 时测得的电阻漂移曲线. 通过幂律拟合, 可得 ST、 STE_1 、 STE_2 薄膜电阻漂移系数分别为 0.015 90、0.010 40、0.002 41, STE_2 薄膜电阻漂移系数比 ST 薄膜低近 1 个量级, 表明 Er 掺杂可以有效降低 Sb_2Te_3 材料的电阻漂移系数. 有研

究表明^[9]: 电阻漂移与非晶态中特定类型的缺陷和原子排列方式有关. Er 原子独特的 3d 电子轨道使其掺杂到 Sb_2Te_3 后很可能改变了非晶态的局部结构和电子构型, 从而改变键合状态、减少材料内的自由体积、降低局域态密度、增强材料的非晶态稳定性并降低其电阻漂移系数, 这些结构变化对于提高相变存储性能和可靠性至关重要.

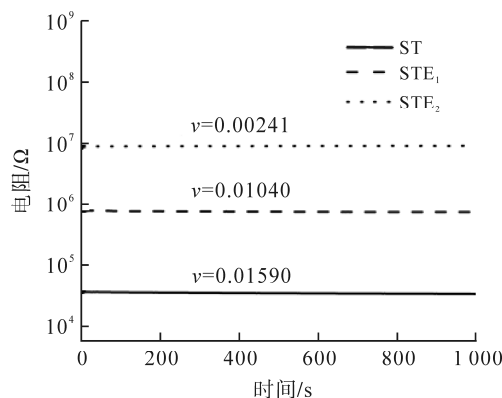
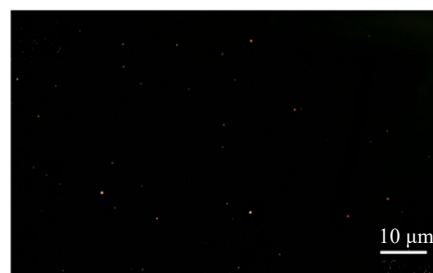


图 2 ST、 STE_1 和 STE_2 薄膜的电阻漂移

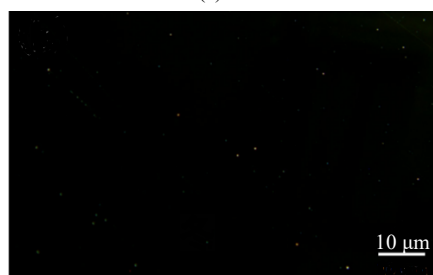
2.2 Er 掺杂对 Sb_2Te_3 薄膜形貌的影响

图 3 为 3 种沉积态相变薄膜在光学显微镜 10 倍目镜下的暗场光学图像, 其中极少出现的亮点是薄膜表面的颗粒杂质. 从图 3 可见, 3 种沉积薄膜的表面杂质很少, 表示制备的样品成膜质量良好.

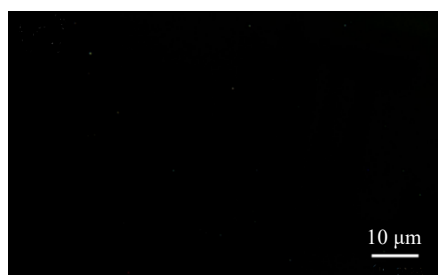
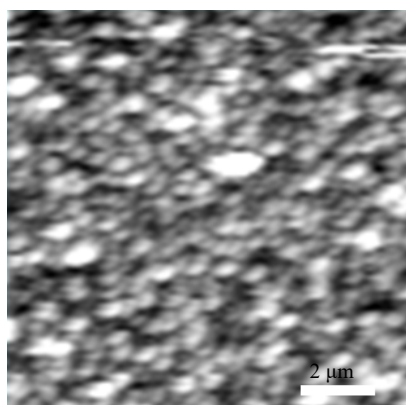
根据 3 种相变薄膜的结晶温度, 将 ST、 STE_1 在 190 $^\circ\text{C}$ 退火 100 s, STE_2 在 230 $^\circ\text{C}$ 退火 100 s, 使其完全结晶化, 随后利用 AFM 探究退火后样品表面, 结果如图 4 所示.



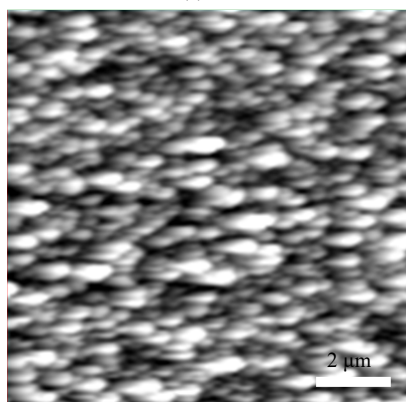
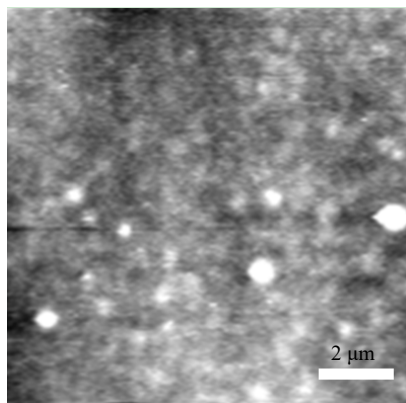
(a) ST



(b) STE_1

(c) STE_2 图 3 ST、 STE_1 和 STE_2 非晶薄膜光学显微镜图像

(a) ST

(b) STE_1 (c) STE_2 图 4 ST、 STE_1 和 STE_2 晶态薄膜表面 AFM 图像

从图 4 可见, 退火后薄膜表面都呈现出颗粒感, 这些颗粒是薄膜样品结晶化产生的晶粒. 通过软件计算得到 3 种薄膜样品的表面粗糙度分别为 17.120、9.770、0.642 nm, 其中 STE_2 表面粗糙度最小, 表明 Er 掺杂具有显著的晶粒细化功能. 但需要指出的是, AFM 表面粗糙度结果只能定性反映其晶粒大小的变化趋势, 不能定量表示具体的晶粒大小, 因为薄膜内部存在大量晶粒.

2.3 Er 掺杂对 Sb_2Te_3 薄膜透过率的影响

利用 Lambda 950 型分光光度计, 对 3 种沉积态相变薄膜在 250~2 500 nm 波段进行透过率测定, 结果如图 5 所示. 从图 5 可见, 随着 Er 掺杂含量的增加, Sb_2Te_3 短波截止吸收边蓝移, 表明需要更高的能量将电子激发到更高能级, 使得相变材料的结晶温度升高, 非晶态热稳定性增强.

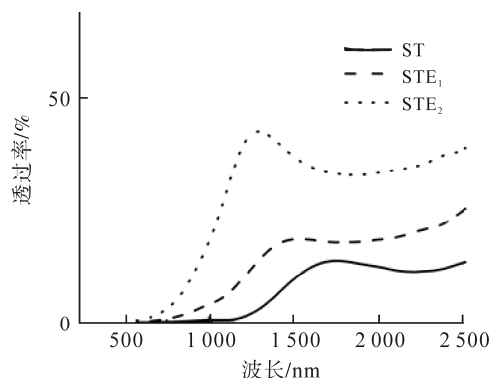


图 5 薄膜的透过率

相变薄膜的光学带隙可以通过透过率结合 Tauc 公式进行计算. 薄膜吸收系数计算公式^[10]为:

$$\alpha d = \ln(1/P),$$

式中: α 为薄膜吸收系数; d 为薄膜厚度; P 为透过率.

光学带隙计算公式^[11]为:

$$\alpha h\nu = B(h\nu - E_g^{\text{opt}})^n,$$

式中: $h\nu$ 为光子能量; B 为带尾参数, 该常数与电子跃迁概率有关; E_g^{opt} 为光学带隙; n 为约束指数.

由于 Sb_2Te_3 的基本带隙位于布里渊区的三角轴或 Γ 点内^[12], 是典型的直接带隙半导体, 所以 n 取 $1/2$ ^[13]. 3 种薄膜样品的光学带隙拟合结果如图 6 所示. 从图 6 可见, 沉积态 ST 光学带隙值为 1.40 eV, 而 STE_1 和 STE_2 的光学带隙分别为 1.76 eV 和 1.94 eV, 显著高于 ST 薄膜. 光学带隙值的变化和

缺陷与载流子密度有关,缺陷在带隙内会促使低能量跃迁,减小有效带隙,载流子密度的增加会增强电子之间的相互作用,从而导致带隙变窄^[14]. Er 掺杂使材料的缺陷减少、载流子密度降低,从而使光学带隙增加.

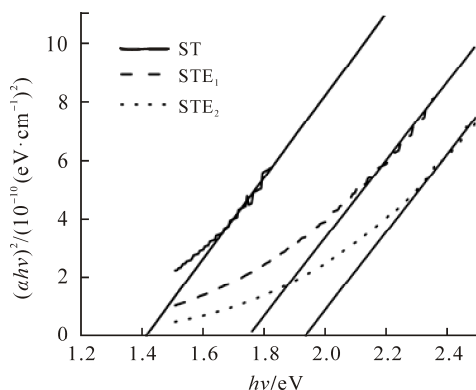


图6 薄膜光学带隙的拟合结果

2.4 Er 掺杂对 Sb_2Te_3 薄膜折射率的影响

利用 IR-VASE Mark II 型椭圆偏振仪,选取入射角为 65° 和 75° ,采用单面抛光的硅片衬底薄膜进行测试,得到椭圆偏参数相位差和振幅比.椭圆偏振仪分析的准确性很大程度上依赖于模型的选择,对于明确层数和性质的材料可以根据实际建立模型.经验表明:Cauchy 色散模型适用于描述大多数可见光至近红外区域透明材料的折射率变化.本文在 WVASE32 分析软件中建立物理模型:材料层/表面粗糙层(Si/Cauchy)初步拟合后,再利用 Lorentz 振子模型对介电常数进行进一步拟合,得到薄膜材料在 $1.7\sim 12\ \mu\text{m}$ 波段的折射率,结果如图 7 所示.

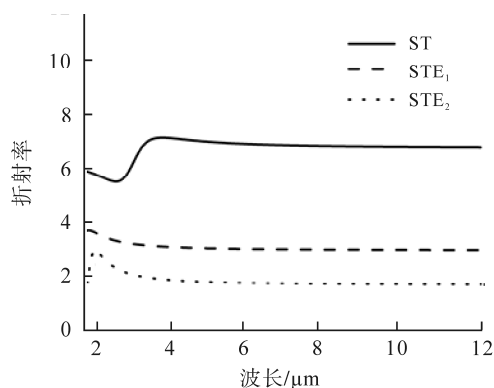


图7 薄膜在 $1.7\sim 12\ \mu\text{m}$ 处的折射率变化

从图 7 可见,Er 掺杂明显降低了非晶态 Sb_2Te_3 的折射率,较低折射率在一定程度上可以减少界

面处的反射损耗,改善光学组件的光传输,提升光学系统的效率.这一结果与光学带隙变化相反,原因是光学带隙较大的材料一般具有较低的光学折射率,即光学带隙大说明电子态的光吸收少,与光的相互作用少,从而导致折射率低.

2.5 Er 掺杂对 Sb_2Te_3 薄膜结构的影响

图 8(a)为沉积态 ST、STE₁ 和 STE₂ 相变薄膜的 XRD 衍射图谱.从图 8(a)可见,图谱呈现宽阔的衍射包络峰,表明其沉积态是完全非晶态.图 8(b)为 3 种相变薄膜退火后的 XRD 图谱,为保证退火后样品为完全结晶态,控制 ST 和 STE₁ 的退火温度为 190°C ,STE₂ 的退火温度为 230°C .

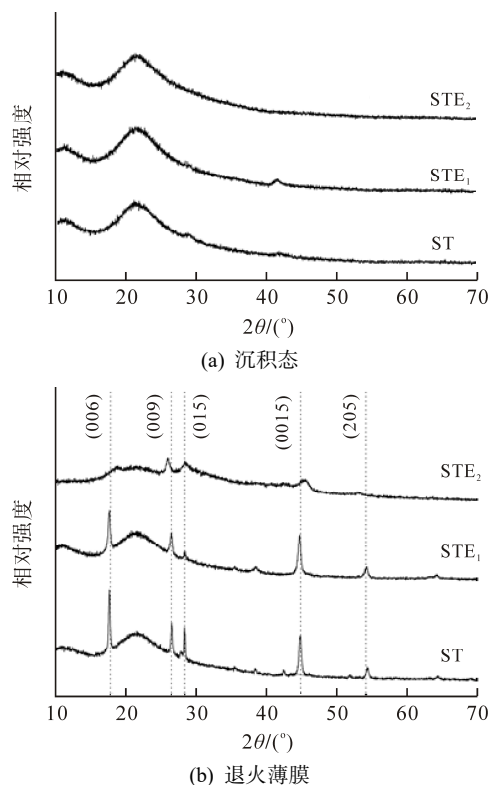


图8 沉积态及退火薄膜的 XRD 衍射图谱

从图 8(b)可见,3 种退火薄膜呈现多种晶相衍射峰,表明相变薄膜从非晶态结构向晶态结构转变.通过对比标准数据卡 15-874 发现:晶态 ST、STE₁、STE₂ 析出的物相均为 Sb_2Te_3 ,其衍射峰对应的晶面为(006)、(009)、(015)、(0015)、(205).随着 Er 掺杂含量的增加,相变薄膜的衍射峰强度持续减弱,特别是(006)和(0015)晶面,表明 Er 掺杂细化了 Sb_2Te_3 晶粒.结合 Scherrer 公式,可估算晶粒的实际大小,计算公式为:

$$D = \frac{K\lambda}{\beta \cos \theta}, \quad (1)$$

式中: D 为某衍射峰在 h 、 k 、 l 方向晶粒的平均直径; K 为 Scherrer 常数, 与 β 相关, 当 β 为衍射峰半高宽时, K 取 0.89; θ 为布拉格衍射角; λ 取 0.154 05 nm.

以(0015)晶面为例, 由式(1)计算得到 ST、STE₁、STE₂ 的平均晶粒直径分别为 24.9、19.1、7.8 nm. 可见, Er 掺杂特别是高浓度掺杂的 STE₂ 样品的晶粒尺寸最小, 这与 STE₂ 具有最优的非晶态热稳定性对应. 从图 8(b)还可以发现: 少量的 Er 掺杂没有引起(006)和(0015)衍射峰位置的改变, 但大量 Er 掺杂改变了上述衍射峰位置, 原因可能是高浓度 Er 掺杂会引起晶格畸变. 众所周知, Er、Sb、Te 原子的半径分别为 175、145、140 pm, Er 原子半径相对较大, 当大量 Er 存在于 Sb₂Te₃ 时会对其晶体造成一定应力, 从而引起晶格畸变.

结合 XPS 技术, 进一步分析 Er 掺杂对 Sb₂Te₃ 材料非晶态结构的影响, 以探究 Er-Sb₂Te₃ 良好的非晶态热稳定性的本质原因.

图 9 为 3 种沉积态非晶薄膜 Te 3d 轨道的 XPS 光谱图, STE₁ 薄膜 Te 3d 轨道结合能相较未掺杂 Er 的 ST 薄膜并未发生变化. 然而, 随着 Er 掺杂含量的增加, STE₂ 薄膜 Te 3d 轨道对应的结合能位置较 ST 薄膜发生明显变化, 2 个劈裂轨道的变化量分别为 0.25 eV 和 0.23 eV.

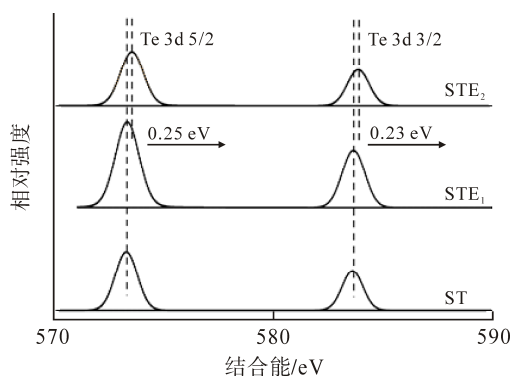


图9 薄膜 Te 3d 轨道的 XPS 图谱

上述结果表明, 少量 Er 掺杂并未引起 Er 和 Te 成键, 但大量 Er 掺杂会引起 Er—Te 键, 这是由于含量增加后 Er 原子与 Te 原子相互作用加强. Er 与 Te 之间的电负性差异较大, 容易形成偏极性的共价键, 使得 Er—Te 键相较于 Te—Te 键具有更高的

键能, 从而使 Te 3d 结合能增加, 这也是 STE₂ 相变薄膜具备最优非晶态热稳定性的根本原因.

3 结语

通过磁控溅射法制备了 Sb₂Te₃ 和不同 Er 含量掺杂的 Sb₂Te₃ 相变薄膜, 系统研究了 Er 掺杂对非晶态热稳定性、电阻漂移系数、光学/电学特性、结晶行为、非晶态结构等的影响. 研究发现: Er 掺杂含量从 1.5% 增至 4.9% 时, Sb₂Te₃ 结晶温度从 80 °C 分别提升至 120 °C 和 210 °C, 其电阻漂移系数从 0.015 90 分别降至 0.010 40 和 0.002 41, 表明 Er 掺杂显著提高了 Sb₂Te₃ 相变薄膜的非晶态稳定性. 此外, 随着 Er 掺杂及其掺杂含量的增加, Sb₂Te₃ 的短波截止边发生明显蓝移, 光学带隙增加, 且光学折射率减小. 结合 AFM 和 XRD 图像, 观测并分析结晶态薄膜的结晶行为发现: Er 掺杂没有改变 Sb₂Te₃ 的析出物相, 但其晶粒尺寸明显细化, 在高 Er 含量的相变薄膜中发现晶格畸变. 利用 XPS 研究相变薄膜非晶态结构表明, 掺杂 1.5%Er 的 Sb₂Te₃ 结构中并未发现 Er—Te 键存在, 而掺杂 4.9%Er 会使 Sb₂Te₃ 结构中形成 Er—Te 键. Er—Te 强键的形成是高含量 Er 掺杂能显著提高 Sb₂Te₃ 相变薄膜非晶态热稳定性的根本原因. 可见, Er 掺杂优化了 Sb₂Te₃ 薄膜的相变特性, 可为用于存算一体大规模神经形态计算的相变神经元基质材料提供潜在选择.

参考文献:

- [1] JONES R O, ELLIOTT S R, DRONSKOWSKI R. The myth of “metavalency” in phase-change materials[J]. *Advanced Materials*, 2023, 35(30):e2300836.
- [2] WANG Q, WANG Y C, WANG Y K, et al. Long-term and short-term plasticity independently mimicked in highly reliable Ru-doped Ge₂Sb₂Te₅ electronic synapses [J]. *InfoMat*, 2024, 6(8):e12543.
- [3] WANG X P, LI X B, CHEN N K, et al. Phase-change-memory process at the limit: a proposal for utilizing monolayer Sb₂Te₃[J]. *Advanced Science*, 2021, 8(13): 2004185.
- [4] 张祖发, 张胤, 冯洁, 等. 基于 Si 掺杂 Sb₂Te₃ 薄膜的相变存储器研究[J]. *物理学报*, 2007, 56(7):4224-4228.
- [5] LIM H, KIM Y, JO K J, et al. Advanced interfacial phase change material: structurally confined and interfacially

- extended superlattice[J]. *Materials Today*, 2023, 68:62-73.
- [6] XUE Y, XU Y K, SONG S N, et al. Excellent performance Ruthenium doped Sb_2Te_3 alloy for phase change memory[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 911:165100.
- [7] ZHAO J, YUAN Z H, SONG W X, et al. High performance of Er-doped Sb_2Te_3 material used in phase change memory[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 889:161701.
- [8] ZHANG W, MA E. Unveiling the structural origin to control resistance drift in phase-change memory materials [J]. *Materials Today*, 2020, 41:156-176.
- [9] LUCKAS J, KREBS D, GROTHE S, et al. Defects in amorphous phase-change materials[J]. *Journal of Materials Research*, 2013, 28(9):1139-1147.
- [10] KIM Y, JEONG K, CHO M H, et al. Changes in the electronic structures and optical band gap of $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ and N-doped $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ during phase transition[J]. *Applied Physics Letters*, 2007, 90(17):171920.
- [11] SAFFARINI G, SAITER J M, SCHMITT H. The composition dependence of the optical band gap in Ge-Se-In thin films[J]. *Optical Materials*, 2007, 29(9): 1143-1147.
- [12] MOHELKY I, WYZULA J, LE MARDELE F, et al. Electronic band structure of Sb_2Te_3 [J]. *Physical Review B*, 2024, 109(16):165205.
- [13] FOUAD S S, AMIN G A M, EL-BANA M S. Physical and optical characterizations of $\text{Ge}_{10}\text{Se}_{90-x}\text{Te}_x$ thin films in view of their spectroscopic ellipsometry data[J]. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2018, 481:314-320.
- [14] SAVITHA D, LATHA H K E, LALITHAMBA H S, et al. Structural, optical and electrical properties of undoped and doped (Al, Al+Mn) ZnO nanoparticles synthesised by green combustion method using terminalia catappa seed extract[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2022, 60:988-997.

Study on the properties of Er-doped Sb_2Te_3 chalcogenide phase-change material

CHEN Qiqi¹, CHEN Yimin^{1,2}, SHEN Xiang^{1,2}, XU Tiefeng^{1,2}

(1.Advanced Technology Research Institute, Ningbo University, Ningbo 315211, China;

2.Key Laboratory of Photoelectric Materials and Devices of Zhejiang Province, Ningbo 315211, China)

Abstract: By using magnetron sputtering, we deposited pure and Er doped Sb_2Te_3 chalcogenide phase-change films. The morphologies, structures, electrical and optical properties were examined by the techniques such as atomic force microscopy, X-ray diffractometry (XRD), X-ray photoelectron spectroscopy (XPS), spectrophotometry, and infrared ellipsometry. It was found that, Er doping significantly reduces the crystalline grain size of Sb_2Te_3 films, which is accompanied by the increases of crystallization temperature and decreases of resistance drift coefficient (0.015 90 to 0.002 41). It implies Er doping can enhance the overall amorphous thermal stability of Sb_2Te_3 films. Moreover, an increase of Er doping content correlates with a blue shift of short-wave cutoff absorption edge, which results in the elevation of optical band gap from 1.40 eV to 1.76 eV and subsequently to 1.94 eV, and leads to the apparent reduction of refractive index in the infrared spectrum simultaneously. The XRD results support the fact that Er doping can decrease the crystalline grain size and induce the lattice distortion in Sb_2Te_3 crystalline phase. The XPS results demonstrate that the formation of high-binding-energy Er—Te bonds can be found in high Er doped Sb_2Te_3 film but is not detected in low doped film, which is the essence of the thermal stability enhancement for Er doped Sb_2Te_3 film. The above results show the Er doping can improve the data storage reliability of Sb_2Te_3 when used as the phase-change material for photoelectric storage devices, and provide an effective support for the phase-change memory use in large-scale neuromorphic computing.

Key words: magnetron sputtering; chalcogenide phase-change film; Sb_2Te_3 ; Er doping

(责任编辑 史小丽)