

# Ge<sub>50</sub>Te<sub>50</sub>/Zn<sub>15</sub>Sb<sub>85</sub> 纳米复合多层薄膜在高热稳定性和低功耗相变存储器中的应用\*

朱小芹 胡益丰†

(江苏理工学院数理学院, 常州 213001)

(2020年4月6日收到; 2020年4月27日收到修改稿)

采用磁控溅射方法制备了 Ge<sub>50</sub>Te<sub>50</sub>/Zn<sub>15</sub>Sb<sub>85</sub> 纳米复合多层薄膜. 研究了薄膜的电阻随温度的变化以及薄膜的晶化激活能. 通过透射电子显微镜比较了晶化前后 Ge<sub>50</sub>Te<sub>50</sub>/Zn<sub>15</sub>Sb<sub>85</sub> 纳米复合多层薄膜的截面多层结构. 制备了基于 [GT(7nm)/ZS(3nm)]<sub>5</sub> 多层复合薄膜的相变存储器件, 并测试了其电性能. 研究表明, Ge<sub>50</sub>Te<sub>50</sub>/Zn<sub>15</sub>Sb<sub>85</sub> 纳米复合多层薄膜具有较好的非晶态热稳定性和数据保持力, 其器件具有较快的转变速度、较低的操作功耗和较好的循环性能. Ge<sub>50</sub>Te<sub>50</sub>/Zn<sub>15</sub>Sb<sub>85</sub> 纳米复合多层薄膜是一种潜在的高热稳定性和低功耗的相变存储材料.

**关键词:** Ge<sub>50</sub>Te<sub>50</sub>/Zn<sub>15</sub>Sb<sub>85</sub> 薄膜, 多层结构, 热稳定性, 相变存储器

**PACS:** 61.82.Fk, 68.60.-p, 61.46.-w

**DOI:** 10.7498/aps.69.20200502

## 1 引言

信息技术的快速发展对存储器的要求越来越高, 诸如高的存储密度、纳秒级的读写速度和较低的操作功耗<sup>[1,2]</sup>. 相变存储器 (PCM) 除了具备上述优点外, 还能与互补的金属氧化物半导体 (CMOS) 技术相兼容<sup>[3]</sup>, 是未来非易失性存储器最有前途的发展方向. 利用激光脉冲或者电脉冲进行加热, 可以实现硫系化合物在非晶态和晶态之间的可逆转换. 在非晶态时, 相变材料具有高的电阻, 在晶态时具有较低的电阻. 不同的电阻值可以作为信息存储的“0”和“1”态<sup>[4,5]</sup>.

作为 PCM 的核心, 相变材料的性能决定 PCM 的质量. 为了获得较快的相变速度, 常常采用富含 Sb 的相变材料作为基础, 通过掺杂的方式改善其热稳定性和操作功耗. Xu 等<sup>[6]</sup> 通过在八面体基体上添加“异质”四面体原子 C, Si 和 Ge, 显

著提高了非晶 Sb 的稳定性. 这种掺杂阻碍了高温下的结晶, 使 Sb 的结晶温度升高 170—220 °C. Guo 等<sup>[7]</sup> 研究了 Ge 掺杂的 Sb<sub>2</sub>Te 相变材料, 发现掺杂 Ge 元素后晶粒变得更加均匀细化, 结晶前后体积变化小, Ge 元素有效抑制了薄膜的晶化, 提升了非晶态的热稳定性和疲劳特性. 但是, 研究也表明掺杂方式在提高相变材料热稳定性的同时, 往往会减慢结晶转变的速度, 增大 SET 过程中的操作功耗, 这对 PCM 是不利的<sup>[8,9]</sup>.

近年来, 多层复合相变薄膜正在受到研究者的持续关注. 这种多层结构的相变材料由于界面上的声子散射效应, 从而具有良好的热约束性能. 在 PCM 器件中, 纳米结构相变材料的高表面-面积-体积比可以导致高的异质相结晶速率, 而这是提高开关速度的重要因素<sup>[10,11]</sup>. Zhou 等<sup>[12]</sup> 研究发现, 类超晶格的 GeTe/Sb<sub>2</sub>Te<sub>3</sub> 薄膜具有更小的电阻漂移. Li 等<sup>[13]</sup> 研究发现, GaSb/Ge<sub>2</sub>Te 类超晶格薄膜具有较低的转换功耗和较快的相变速度. Wu 等<sup>[14]</sup>

\* 国家自然科学基金 (批准号: 11974008) 和常州市重点实验室基金 (批准号: CM20173002) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: hyf@jsut.edu.cn

研究了  $\text{Ge}_{50}\text{Te}_{50}/\text{Ge}_8\text{Sb}_{92}$  类超晶格薄膜的相变性能, 发现其具有较小的体积改变和较低的操作功耗. 前期研究表明,  $\text{Ge}_{50}\text{Te}_{50}$ <sup>[15]</sup> 和  $\text{Zn}_{15}\text{Sb}_{85}$ <sup>[16]</sup> 都属于相变存储材料, 其中,  $\text{Ge}_{50}\text{Te}_{50}$ (GT) 具有较高的结晶温度 (约 250 °C)、较大的非晶-晶态电阻比 (> 5 个数量级), 缺点是结晶速度较慢. 富含 Sb 的材料  $\text{Zn}_{15}\text{Sb}_{85}$ (ZS) 被认为具有生长主导的结晶行为, 因此拥有超快的相变速度, 缺点是结晶温度较低, 数据保持力不佳. 将两者结合, 进行多层复合, 可以有效利用两者的相变优势. 本文研究了  $\text{Ge}_{50}\text{Te}_{50}/\text{Zn}_{15}\text{Sb}_{85}$  纳米复合多层薄膜的相变性能, 并对其在 PCM 中的应用进行了详细分析.

## 2 实验

采用射频磁控溅射系统, 分别以化学计量的  $\text{Ge}_{50}\text{Te}_{50}$  和  $\text{Zn}_{15}\text{Sb}_{85}$  为靶材 (纯度均大于 99.999%), 在室温下在  $\text{SiO}_2/\text{Si}(100)$  衬底上沉积了 ZS 单层薄膜和 GT/ZS 纳米复合多层薄膜. 为了避免厚度效应, 单层薄膜及多层薄膜的总厚度均固定为 50 nm. 溅射过程中, 背景气压  $< 1 \times 10^{-4}$  Pa, 工作气压为 0.2 Pa, 氩气流量为 30 sccm (1 sccm = 1 mL/min), 射频功率为 20 W. 在多层薄膜生长之前, GT 和 ZS 单层的沉积速率由 Alpha-Step 500 profiler 台阶仪进行了测定. 通过改变沉积时间, 可以控制每一层的厚度. 溅射过程中通过保持样品 20 r/min 的转速来使沉积的薄膜更加均匀.

采用双探针原位电阻-温度测试系统, 测试了薄膜从室温到相变点的  $R-T$  曲线. 采用等温晶化的方法, 测试了不同厚度比 GT/ZS 纳米复合多层薄膜的晶化激活能. 用 FEI CM200 FEG 透射电子显微镜 (TEM) 和高分辨 TEM (HRTEM) 对薄膜的截面形貌进行了分析. 采用 CMOS 工艺制备了该薄膜的 PCM 器件, 利用 Tektronix AWG5012B 任意波形发生器和 Keithley 2602A 参数分析仪对器件电性能进行了测试.

## 3 结果与讨论

图 1 为单层 ZS 和 GT/ZS 多层复合纳米薄膜在升温速率为 10 °C/min 时, 电阻随温度 ( $R-T$ ) 的变化曲线. 最初, 所有薄膜的电阻随温度的增加而缓慢减小, 这归因于非晶相中由陷阱捕获控制的

热激活能的电导 Pool-Frenkel 输运效应<sup>[17]</sup>. 电阻突然下降的温度点定义为相变温度  $T_c$ , 经过  $T_c$  意味着薄膜发生了从非晶态到晶态的相转变. 图 1 可见,  $[\text{GT}(1 \text{ nm})/\text{ZS}(9 \text{ nm})]_5$ ,  $[\text{GT}(2 \text{ nm})/\text{ZS}(8 \text{ nm})]_5$ ,  $[\text{GT}(3 \text{ nm})/\text{ZS}(7 \text{ nm})]_5$ ,  $[\text{GT}(7 \text{ nm})/\text{ZS}(3 \text{ nm})]_5$  薄膜的  $T_c$  分别为 205, 210, 227 和 241 °C. 一般来说, 相变薄膜的非晶态热稳定性正比于相变温度  $T_c$ <sup>[18]</sup>. 图 1 结果显示, 随着 GT/ZS 多层复合纳米薄膜中稳定性较高的 GT 层相对厚度的增加, 薄膜的整体热稳定性呈现单调升高的趋势, 且均优于单层 ZS 薄膜 ( $T_c \approx 180$  °C). 此外, 所有薄膜的电阻在温度到达  $T_c$  之后的降温过程中, 均维持在较低的电阻值不变, 进一步证明薄膜发生了内在的结构相转变.

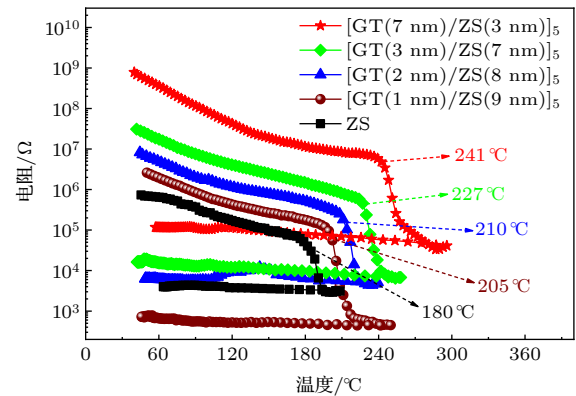


图 1 GT/ZS 多层复合纳米薄膜的电阻随温度的变化  
Fig. 1. Resistance vs. temperature of GT/ZS nanocomposite multilayer films.

GT/ZS 多层复合纳米薄膜的非晶态电阻值随着 GT 层相对厚度的增加而增大, 且均大于单层 ZS 的电阻. 根据焦耳热公式<sup>[19]</sup>  $Q = I^2Rt$ , 在 PCM 器件中施加相同的电流脉冲  $I$  时, 更大的电阻  $R$  将带来更高的自加热效率. 因此, 相比于单层 ZS, 采用 GT/ZS 多层复合纳米薄膜的 PCM 器件将拥有更低的操作功耗, 这对于提高 PCM 的集成密度是非常有意义的. 此外, 单层 ZS 的非晶-晶态电阻差异在 1 个数量级左右, 而 GT/ZS 多层复合纳米薄膜的非晶-晶态电阻差异达到了 2 个数量级, 这主要是受到了复合薄膜中具有较大电阻差异的 GT 层的调控的结果. 在 PCM 中, 较大的非晶-晶态电阻差异对于准确识别不同的信息态、保持足够的信噪比具有较好的意义.

为了进一步评价相变材料的数据保持力, 采用等温结晶法对所有材料都进行了测试. 在  $T_c$  温度

之前, 选择了固定间隔为 5 °C 的 4 个温度作为等温晶化温度. 随着退火时间的增加, 相变材料的电阻由于能量的积累而逐渐减小. 在本工作中, 定义当电阻下降到其初始值的 50% 时对应的退火时间为失效时间 (在此未显示). 图 2 显示了失效时间对数与  $1/(k_B T)$  的关系图. 根据 Arrhenius 关系, 拟合的直线反映了其相变薄膜的热激活性质<sup>[20]</sup>:

$$t = \tau_0 \exp [E_a / (k_B T)], \quad (1)$$

其中  $t$ ,  $\tau_0$ ,  $E_a$ ,  $k_B$ ,  $T$  分别为失效时间、依赖于材料性质的前置指数、晶化激活能、玻尔兹曼常数和绝对温度.  $E_a$  的大小与非晶到晶态的相转变的难易程度有关,  $E_a$  值越大反映出相变薄膜在晶化过程中需要克服的结晶障碍就越大. 图 2 显示, 通过改变 GT/ZS 多层复合纳米薄膜中两种单层薄膜的周期厚度可以有效调控薄膜的  $E_a$ , 即随着 GT 层周期厚度的增加,  $E_a$  从单层 ZS 的 1.86 eV 逐渐增加到 [GT(1 nm)/ZS(9 nm)]<sub>5</sub>, [GT(2 nm)/ZS(8 nm)]<sub>5</sub>, [GT(3 nm)/ZS(7 nm)]<sub>5</sub>, [GT(7 nm)/ZS(3 nm)]<sub>5</sub> 的 2.15, 2.24, 2.58 和 2.93 eV. 在相变存储器中常用相变材料在 10 a 时间的保持温度来衡量其数据保持能力. 为此, 将图 2 中的拟合直线延伸至 10 a, 由此获得了各材料在 10 a 的数据保持温度. 结果显示, 随着 GT/ZS 多层薄膜中 GT 层厚度的增加, 10 a 保持温度从 ZS 的 65 °C 提升到了 [GT(7 nm)/ZS(3 nm)]<sub>5</sub> 的 124 °C. 说明 GT 层薄膜的加入有效提升了 ZS 薄膜的数据保持力, 这与图 1 的结果是一致的, 对于提升 PCM 器件单元的可靠性和集成密度具有重要的意义.

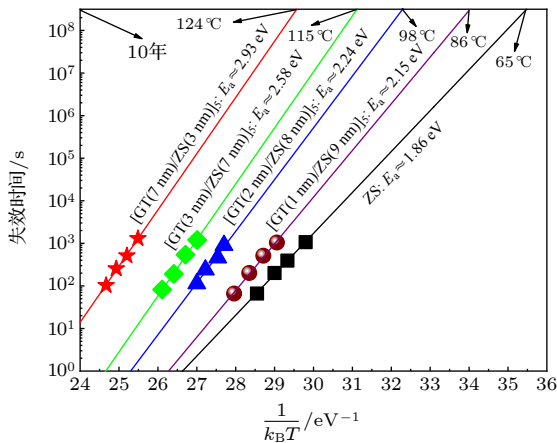


图 2 GT/ZS 多层复合纳米薄膜的失效时间随  $1/(k_B T)$  的变化曲线

Fig. 2. Failure time vs.  $1/(k_B T)$  GT/ZS nanocomposite multilayer films.

为了进一步观察 GT/ZS 复合纳米薄膜的多层结构, 分别制备了沉积态和经 350 °C 退火 10 min 后的 [GT(7 nm)/ZS(3 nm)]<sub>5</sub> 多层复合薄膜的截面样品. 图 3(a) 和图 3(b) 分别为沉积态和退火的 [GT(7 nm)/ZS(3 nm)]<sub>5</sub> 多层复合薄膜的截面高分辨透射电子显微镜图像. 亮条纹和暗条纹分别对应于 Ge<sub>50</sub>Te<sub>50</sub> 和 Zn<sub>15</sub>Sb<sub>85</sub> 层. 可以看出 Ge<sub>50</sub>Te<sub>50</sub> 和 Zn<sub>15</sub>Sb<sub>85</sub> 层的厚度分别为 7 和 3 nm 左右, 这与预期是一致的. 图 3(c) 的多晶衍射环表明在沉积态的 [GT(7 nm)/ZS(3 nm)]<sub>5</sub> 多层复合薄膜中已经存在部分的晶化现象, 这主要是由于 Zn<sub>15</sub>Sb<sub>85</sub> 薄膜较低的结晶温度, 在样品制备过程中受到电子束的辐照, 使少量的 Zn<sub>15</sub>Sb<sub>85</sub> 发生了结晶. 对于沉积的薄膜, Ge<sub>50</sub>Te<sub>50</sub> 和 Zn<sub>15</sub>Sb<sub>85</sub> 层之间的界面非常清晰. 在 350 °C 退火 10 min 后, 如图 3(b) 所示, 界面不再那么清晰, 但仍能观察到多层结构, 其截面呈明暗交替现象, 出现明显的有序晶相结构, 且 Zn<sub>15</sub>Sb<sub>85</sub> 层的结晶比相邻 Ge<sub>50</sub>Te<sub>50</sub> 更加明显 (绿线框选区域). 这表明, 在 GT/ZS 复合纳米薄膜中, Zn<sub>15</sub>Sb<sub>85</sub> 层由于受到两侧 Ge<sub>50</sub>Te<sub>50</sub> 层的夹持, 结晶受到抑制, 晶粒变得更细, 这进一步解释了 GT/ZS 多层复合纳米薄膜具有更好热稳定性的原因, 同时也有助于提高 PCM 器件中相变层与电极之间的有效接触, 从而提升 PCM 的可靠性<sup>[21]</sup>. 在选区电子衍射图样图 3(d) 中, 出现了较多的衍射斑, 表明经过 350 °C 退火后薄膜的晶化变得更加明显. 图 3 表明, 多层结构在沉积和退火过程中均能保持稳定, 这对于提高 PCM 器件的疲劳特性是有帮助的.

在直径为 190 nm 的钨基底部电极上采用 0.13 μm CMOS 工艺, 制备了基于 [GT(7 nm)/ZS(3 nm)]<sub>5</sub> 多层复合薄膜的 PCM 器件. 图 4(a) 给出了 PCM 器件单元的横截面结构示意图<sup>[14]</sup>. [GT(7 nm)/ZS(3 nm)]<sub>5</sub>, TiN 接触层和 Al 上电极的厚度分别为 50, 20 和 200 nm. 在顶电极 (TE) 和底电极 (BE) 上施加电压脉冲进行 SET 和 RESET 操作. 图 4(b) 给出了 PCM 器件典型的电流-电压 ( $I$ - $V$ ) 特性曲线. 在电流扫描过程中,  $I$ - $V$  曲线表现出明显的电压回跳现象, 并伴有负阻现象, 表明从最初的无定形态到最终的晶态转变的发生. 基于 [GT(7 nm)/ZS(3 nm)]<sub>5</sub> 薄膜的 PCM 器件的阈值开关电压 ( $V_{th}$ ) 为 0.97 V, 远小于 GST 的阈值开关电压 (1.97 V), 表示基于 [GT(7 nm)/ZS(3 nm)]<sub>5</sub> 的器件的 SET 电压较低.



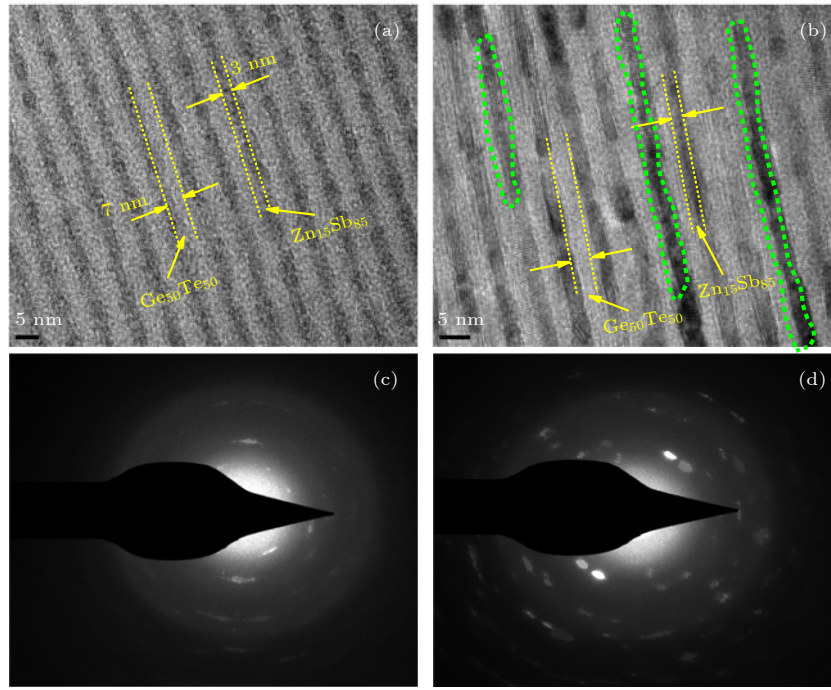


图 3 [GT(7 nm)/ZS(3 nm)]<sub>5</sub> 多层复合薄膜的截面高分辨透射电子显微镜图像 (a)(b) 和选取电子衍射图 (c) (d) (a), (c) 非晶态; (b), (d) 晶态

Fig. 3. The high-resolution transmission electron microscopy images (a) (b) and selected area electron diffraction diagrams (c) (d) of section for [GT(7 nm)/ZS(3 nm)]<sub>5</sub> multilayer composite film: (a), (c) Amorphous; (b), (d) crystalline.

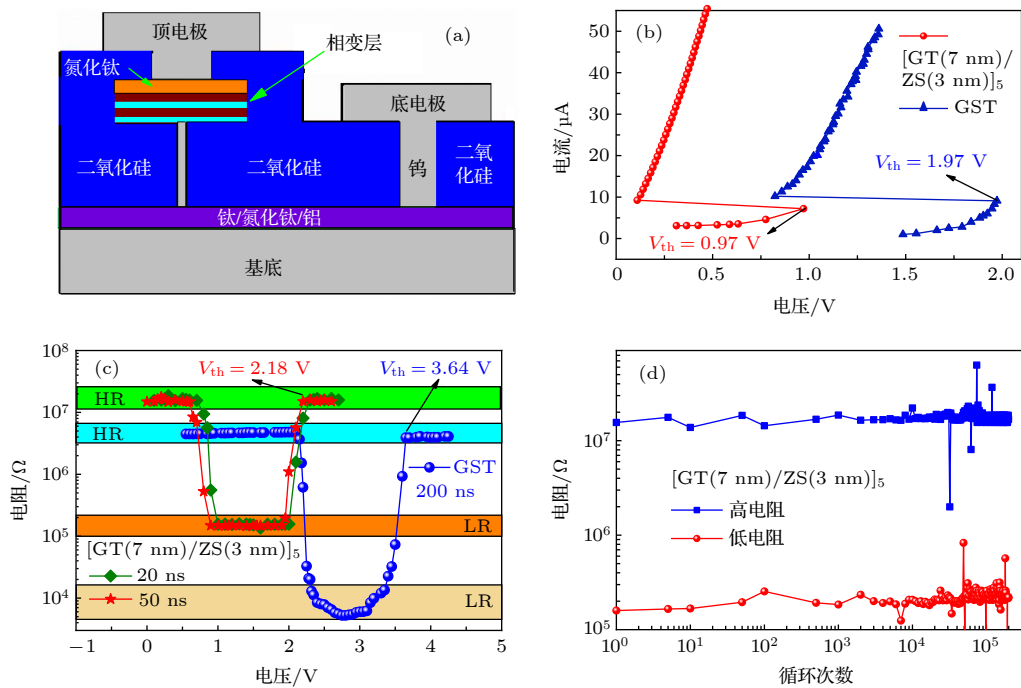


图 4 基于 [GT(7 nm)/ZS(3 nm)]<sub>5</sub> 多层复合薄膜的 PCM 器件的 (a) PCM 器件单元的截面示意图, (b)  $I$ - $V$  曲线, (c)  $R$ - $V$  曲线, (d) 循环特性曲线

Fig. 4. (a) The cross section diagram of PCM devices cell; the curves of (b)  $I$ - $V$ , (c)  $R$ - $V$ , (d) cycling performance for PCM device based on [GT(7 nm)/ZS(3 nm)]<sub>5</sub> multilayer composite film.

图 4(c) 给出了基于 [GT(7 nm)/ZS(3 nm)]<sub>5</sub> 和 GST 薄膜 PCM 器件的  $R$ - $V$  曲线. 可见, 随着

脉冲电压的增加, [GT(7 nm)/ZS(3 nm)]<sub>5</sub> 和 GST 薄膜均表现出从高电阻 (HR) 到低电阻 (LR) 再

到高电阻 (HR) 的可逆操作过程, 这对应于相变薄膜非晶态-晶态-非晶态的相变过程. 其中,  $[\text{GT}(7 \text{ nm})/\text{ZS}(3 \text{ nm})]_5$  的 HR 和 LR 分别为  $2 \times 10^7$  和  $2 \times 10^5 \Omega$ , 即两者的电阻比值超过 2 个数量级.  $[\text{GT}(7 \text{ nm})/\text{ZS}(3 \text{ nm})]_5$  可以在 20 和 50 ns 宽度的电压脉冲下顺利实现可逆转换, 相比之下, 基于 GST 的 PCM 器件当电压脉冲宽度小于 100 ns 时已经很难实现有效的高低电阻切换 [22]. 这表明  $[\text{GT}(7 \text{ nm})/\text{ZS}(3 \text{ nm})]_5$  具有较快的相变速度, 这一方面跟  $[\text{GT}(7 \text{ nm})/\text{ZS}(3 \text{ nm})]_5$  薄膜中富含的 Sb 元素有关, 大量较弱 Sb—Sb 金属键在相变过程中容易断裂而成为晶核从而缩短形核时间 [23]; 另一方面, 多层薄膜较低的热导率也有助于加热过程中热量的累积, 从而快速达到相变温度点 [24]. 此外, 对应  $[\text{GT}(7 \text{ nm})/\text{ZS}(3 \text{ nm})]_5$  在 50 ns 时的 RESET 阈值电压为 2.18 V, 低于 GST 在 200 ns 时的阈值电压 3.64 V, 这也进一步印证了  $[\text{GT}(7 \text{ nm})/\text{ZS}(3 \text{ nm})]_5$  具有较低的操作功耗. 图 4(d) 给出了基于  $[\text{GT}(7 \text{ nm})/\text{ZS}(3 \text{ nm})]_5$  薄膜的 PCM 器件的循环特性曲线. 结果表明, 在多次循环中高低电阻分别维持在  $2.1 \times 10^7$  和  $1.8 \times 10^5 \Omega$  的稳定值, 且在经历了  $2 \times 10^5$  次循环之后, 器件的高低电阻仍然保持了 2 个数量级的差异. 这说明,  $[\text{GT}(7 \text{ nm})/\text{ZS}(3 \text{ nm})]_5$  多层复合薄膜具有较好的稳定性, 能够满足工程技术领域的应用要求.

## 4 结 论

本文研究了  $\text{Ge}_{50}\text{Te}_{50}/\text{Zn}_{15}\text{Sb}_{85}$  纳米复合多层相变薄膜的相变性能. 与单层  $\text{Zn}_{15}\text{Sb}_{85}$  薄膜相比,  $\text{Ge}_{50}\text{Te}_{50}/\text{Zn}_{15}\text{Sb}_{85}$  有更高的晶化温度 ( $[\text{GT}(1 \text{ nm})/\text{ZS}(9 \text{ nm})]_5$  为 205 °C,  $[\text{GT}(2 \text{ nm})/\text{ZS}(8 \text{ nm})]_5$  约为 210 °C,  $[\text{GT}(3 \text{ nm})/\text{ZS}(7 \text{ nm})]_5$  约为 227 °C,  $[\text{GT}(7 \text{ nm})/\text{ZS}(3 \text{ nm})]_5$  约 241 °C).  $\text{Ge}_{50}\text{Te}_{50}$  间隔层的加入增大了  $\text{Zn}_{15}\text{Sb}_{85}$  薄膜非晶态-晶态电阻差异, 同时将薄膜的晶化激活能从  $\text{Zn}_{15}\text{Sb}_{85}$  的 1.86 eV 提高到  $[\text{GT}(7 \text{ nm})/\text{ZS}(3 \text{ nm})]_5$  的 2.93 eV. 晶化前后多层结构保持了较好的稳定性. 基于  $[\text{GT}(7 \text{ nm})/\text{ZS}(3 \text{ nm})]_5$  薄膜的 PCM 器件测试表明, 其拥有更低的 RESET 操作电压 (2.18 V) 和更快的电阻转换速度 (20 ns), 且具有较好的循环特性 ( $2 \times 10^5$  次).

研究表明,  $\text{Ge}_{50}\text{Te}_{50}/\text{Zn}_{15}\text{Sb}_{85}$  纳米复合多层相变薄膜具有高热稳定性和低功耗的特性, 是 PCM 的潜在应用材料.

## 参考文献

- [1] Slesazek S, Mikolajick T 2019 *Nanotechnology* **30** 352003
- [2] Micoulaut M, Piarristeguy A, Flores-Ruiz H, Pradel A 2017 *Phys. Rev. B* **96** 184204
- [3] Ding K Y, Wang J J, Zhou Y X, Tian H, Lu L, Mazzarello R, Jia C L, Zhang W, Rao F, Ma E 2019 *Science* **366** 210
- [4] Rao F, Ding K Y, Zhou Y X, Zheng Y H, Xia M J, Lv S L, Song Z T, Feng S L, Ronneberger I, Mazzarello R, Zhang W, Ma E 2017 *Science* **358** 1423
- [5] Wang Z R, Joshi S, Savelev S E, Jiang H, Midya R, Lin P, Hu M, Ge N, Strachan J P, Li Z Y, Wu Q, Barne M, Li G L, Xin H L, Williams R S, Xia Q F, Yang J J 2017 *Nat. Mater.* **16** 101
- [6] Xu M, Li B, Xu K, Tong H, Cheng X, Xu M, Miao X 2019 *Phys. Chem. Chem. Phys.* **21** 4494
- [7] Guo T Q, Song S N, Zheng Y H, Xue Y, Yan S, Liu Y X, Li T, Liu G Y, Wang Y, Song Z T, Qi M, Feng S L 2018 *Nanotechnology* **29** 505710
- [8] Hu Y F, Qiu Q Q, Zhu X Q, Lai T S 2020 *Appl. Surf. Sci.* **505** 144337
- [9] Zheng L, Song W X, Song Z T, Song S N 2019 *ACS Appl. Mater. Interfaces* **11** 45885
- [10] Okabe K L, Sood A, Yalon E, Neumann C M, Asheghi M, Pop E, Goodson K E, Wong H S P 2019 *J. Appl. Phys.* **125** 184501
- [11] Lu Y G, Wang M, Song S N, Xia M J, Jia Y, Shen X, Wang G X, Dai S X, Song Z T 2016 *Appl. Phys. Lett.* **109** 8181
- [12] Zhou L J, Yang Z, Wang X J, Qian H, Xu M, Cheng X M, Tong H, Miao X S 2019 *Adv. Electron. Mater.* **5** 1900781
- [13] Li Z G, Lu Y G, Wang M, Shen X, Zhang X H, Song S N, Song Z T 2018 *J. Non-Cryst. Solids* **481** 110
- [14] Wu W H, Chen S Y, Zhai J W, Liu X Y, Lai T S, Song S N, Song Z T 2017 *Nanotechnology* **28** 405206
- [15] Zhang J H, Hu Y F, Zhang R, Zou H, Xue J Z, Zhu X Q, Song S N, Song Z T 2019 *Ecs J. Solid State Sc.* **8** 563
- [16] Zhang R, Hu Y F, Chou Q Q, Lai T S, Zhu X Q 2019 *J. Alloys Compd.* **798** 342
- [17] He Z F, Chen S Y, Wu W H, Zhai J W, Song S N, Song Z T 2017 *Appl. Phys. Express* **10** 055504
- [18] Wang Y, Wang T B, Liu G Y, Guo T Q, Li T, Lv S L, Cheng Y, Song S N, Ren K, Song Z T 2019 *Scr. Mater.* **164** 25
- [19] Saxena N, Manivannan A 2020 *J. Phys. D: Appl. Phys.* **53** 025103
- [20] Cho J Y, Kim D, Park Y J, Yang T Y, Lee Y Y, Joo Y C 2015 *Acta Mater.* **94** 143
- [21] Feng X Y, Wen T, Zhai J W, Lai T S, Wang C Z, Song S N, Song Z T 2014 *Appl. Surf. Sci.* **316** 286
- [22] Hu Y F, You H P, Chou Q Q, Lai T S 2019 *J. Phys. D: Appl. Phys.* **52** 415104
- [23] Xue Y, Song S N, Yan S, Guo T Q, Song Z T, Feng S L 2018 *Scr. Mater.* **157** 152
- [24] Lu Y G, Song S N, Song Z T, Wu L C, He A D, Gong Y F, Rao F, Liu B 2012 *Appl. Phys. Lett.* **101** 113104

# Application of $\text{Ge}_{50}\text{Te}_{50}/\text{Zn}_{15}\text{Sb}_{85}$ nanocomposite multilayer films in high thermal stability and low power phase change memory\*

Zhu Xiao-Qin    Hu Yi-Feng<sup>†</sup>

(*School of Mathematics and Physics, Jiangsu University of Technology, Changzhou 213001, China*)

( Received 6 April 2020; revised manuscript received 27 April 2020 )

## Abstract

The  $\text{Ge}_{50}\text{Te}_{50}/\text{Zn}_{15}\text{Sb}_{85}$  nanocomposite multilayer films are prepared by the magnetron sputtering. The variation of resistance with temperature and with crystallization activation energy is studied. The multilayer structure of the section before and after the crystallization for  $\text{Ge}_{50}\text{Te}_{50}/\text{Zn}_{15}\text{Sb}_{85}$  nanocomposite multilayer film is compared by transmission electron microscope. The phase change memory device based on  $[\text{GT}(7\text{nm})/\text{ZS}(3\text{nm})]_5$  is manufactured, and the electrical performance is measured. The fast switching speed, low operating power consumption, and good cycling performance are achieved for  $\text{Ge}_{50}\text{Te}_{50}/\text{Zn}_{15}\text{Sb}_{85}$ .  $\text{Ge}_{50}\text{Te}_{50}/\text{Zn}_{15}\text{Sb}_{85}$ , which is a kind of nanocomposite multilayer film, a promising phase change storage material with high thermal stability and low power consumption.

**Keywords:**  $\text{Ge}_{50}\text{Te}_{50}/\text{Zn}_{15}\text{Sb}_{85}$  film, multilayer structure, thermal stability, phase change memory

**PACS:** 61.82.Fk, 68.60.-p, 61.46.-w

**DOI:** [10.7498/aps.69.20200502](https://doi.org/10.7498/aps.69.20200502)

---

\* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 11974008) and the Changzhou Key Laboratory of High Technology Research, China (Grant No. CM20173002).

<sup>†</sup> Corresponding author. E-mail: [hyf@jsut.edu.cn](mailto:hyf@jsut.edu.cn)