

氮掺杂 Sb_2Te_3 相变材料的脉冲激光沉积法制备与性能研究

秋沉沉 张昕 周乾飞 吴晓京[†]

(复旦大学材料科学系 上海 200433)

2013-04-05收到

[†] email:wuxj@fudan.edu.cn

DOI: 10.7693/wl20131207

The fabrication and properties of N-doped Sb_2Te_3 phase-change materials prepared by pulsed laser deposition

QIU Chen-Chen ZHANG Xin ZHOU Qian-Fei WU Xiao-Jing[†]

(Department of Material Science, Fudan University, Shanghai, 200433, China)

摘要 Sb_2Te_3 (ST)薄膜虽然具有高结晶速度和低结晶温度($\sim 132^\circ\text{C}$)等优点,但由于复位电压过高,无法直接用于制备相变存储器件。文章作者尝试使用脉冲激光沉积法(PLD)制备了氮掺杂的 Sb_2Te_3 薄膜。用原子力显微镜(AFM)对此薄膜进行测试的结果表明,脉冲激光沉积法制备的生成态ST薄膜和氮掺杂ST薄膜表面粗糙度分别为0.12 nm和0.58 nm,表面较为平整。研究表明,PLD法制备的氮掺杂ST薄膜具有更好的组分稳定性,可显著提高薄膜低阻态电阻值,降低复位功耗,氮掺杂量在6 at%的ST薄膜的置位电压和复位电压适中,显示出较好的综合性能。

关键词 相变材料, 脉冲激光沉积, N掺杂 Sb_2Te_3 , 低功耗

Abstract Although Sb_2Te_3 (ST) has the merits of fast crystallization speed and low crystallization temperature (132°C), it cannot be directly used in phase change random access memories due to its high reset voltage. In this study, N-doped ST thin films with different nitrogen concentrations were deposited by pulsed laser deposition (PLD). Atomic force microscopy showed that the surface roughness of as-grown and N-doped ST thin films was 0.12 nm and 0.58 nm, respectively. The N-doped films possessed better component stability, with significantly higher resistivity in the low resistance state and so lower reset voltages. The optimum set and reset voltages were obtained for films with a nitrogen concentration of 6 at%, resulting in lower power consumption and good overall performance.

Keywords phase-change material, pulsed laser deposition(PLD), N-doped Sb_2Te_3 , low power consumption

1 引言

相变存储器由于具有高密度、高速度、低功耗、非挥发性和高稳定性等优点,被认为是最有

可能替代目前普遍使用的非易失性存储器的一种新型存储器,受到业界的广泛重视^[1, 2]。相变存储器数据的储存是通过纳秒级的电流脉冲或电压脉冲信号激发材料相变,使材料置位(set,即从高阻态(非晶态)转换为低阻态(晶态)),或复位(re-

set, 即从低阻态(晶态)转换为高阻态(非晶态), 从而实现对信息的存储。目前研究报道较多的有 $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ (GST) 和 Sb_2Te_3 (ST) 等相变材料^[3, 4], 其中 GST 材料已作为光存储材料实现商用, 但由于其熔点较高, 晶态电阻较低, 因此复位功耗较大, 限制了作为制备相变存储器材料的应用。ST 材料由于具有结晶速度快、熔点低、结晶温度低等特点, 已成为目前研究的热点。但这一材料的晶态电阻过低, 导致其复位电压过大, 功耗过高, 因而对器件集成度的提高十分不利。近年来有研究发现, 适当地掺入氮元素可以有效提高晶态电阻, 降低复位电压和功耗^[5, 6], 但氮的掺杂又会提升置位电压, 导致置位功耗的提升。因此, 必须在置位电压和复位电压之间进行平衡, 将 N 元素的掺杂含量控制在一定的范围内, 使置位功耗和复位功耗都不致于过大。

C. Wang 等人^[6]发现, 随着 N—ST 薄膜中掺杂的 N 含量的增加, 薄膜的结晶温度升高, 从而大大提高了非晶态薄膜的稳定性; 当 N 含量增加到 7.12 at% 时, 结晶温度从不到 100°C 增加到 250°C 左右, 且随着氮含量的增大, 薄膜的热导率也逐渐降低, 这有助于器件功耗的降低。Li 等人^[4]发现含氮 10.2 at% 的 N—ST 薄膜的结晶温度为 260°C ; 沉积完成的薄膜中有 Sb—N 键存在, 导致结晶温度和晶态电阻提高; 随着退火温度的升高, 氮含量和 Sb—N 键逐渐减少, 在 300°C 退火 5 分钟后, 氮会以 N_2 形式析出、逃逸, 薄膜中不再有氮存在。Zhu 等人^[8]发现, N 掺杂可将 Sb_2Te_3 的晶化温度从 139.4°C 提高到 223°C ; 掺入的氮原子位于六面体结构的间隙位置, 产生应力场, 使结晶温度升高, 可提高非晶态的热稳定性; 当薄膜

中掺入的氮过量时, 会形成氮化物, 并导致 Te 析出。Choi 等人^[9]发现, 掺氮的富锑 ST 薄膜在受热结晶过程中, 会使薄膜在制备过程中形成的 Sb—N 键出现不可逆的断裂, 并在薄膜中形成 N_2 分子; 这些分子会存在于原子间隙和空位中或晶界上, 从而阻碍原子的扩散, 限制晶粒的长大。Kim 等人^[5]发现, N 掺杂的 GeSb_4Te_7 材料可以有效地提高晶态电阻率, 同时可抑制结晶, 随着氮含量的增加, 晶粒尺寸从 21 nm 减小到了 14 nm。

目前, 相变材料的制备方法多用磁控溅射法(magnetron sputtering)和原子层沉积法^[10](atom layer deposition, ALD)。2012年, Liu 等人^[7]用脉冲激光沉积法(pulse laser deposition, PLD)分别在聚酰亚胺衬底和硅衬底上生长了 GST 薄膜, 并研究了 GST 材料的相变性能。PLD 工艺的优势之一是, 其制备的薄膜组分与靶材的组分一致度高, 且薄膜的平整度较好, 因而被广泛用于薄膜材料的制备。我们在研究工作中, 尝试使用脉冲激光沉积工艺制备掺 N 的 ST 薄膜。利用 X 射线衍射(XRD)、原子力显微镜(AFM)、X 射线光电子能谱仪(XPS)及能量色散谱仪(EDS)等技术, 对薄膜的结晶性、表面平整度、组分等进行了表征, 并系统研究了不同氮含量 ST 薄膜的电学性质。

2 实验

用 PLD 法在室温条件下的 Si(100) 衬底上制备了锑碲(Sb_2Te_3)和氮—锑碲(N— Sb_2Te_3)薄膜。实验时, 使用自制 Sb_2Te_3 合金靶, 所用激光的波长为 355 nm, 脉冲宽度为 10 ns, 脉冲频率为 10 Hz, 能量密度为 2 J/cm^2 , 聚光镜焦距为 30 cm, 靶和衬底间距离为 4.5 cm。通过控制激光能量及沉积时间, 将各种薄膜厚度都控制在 80 nm 左右, 并通过控制样品室的氮气偏压来改变薄膜中的氮掺杂量。生成态(as-grown)薄膜(是指在室温下沉积而成并未经高温退火处理的薄膜)分别在 200°C , 300°C , 400°C 条件下的高真空炉(背景气压为 $3 \times 10^{-5} \text{ Pa}$)中退火 20 分钟, 以观察不同温度处理对薄

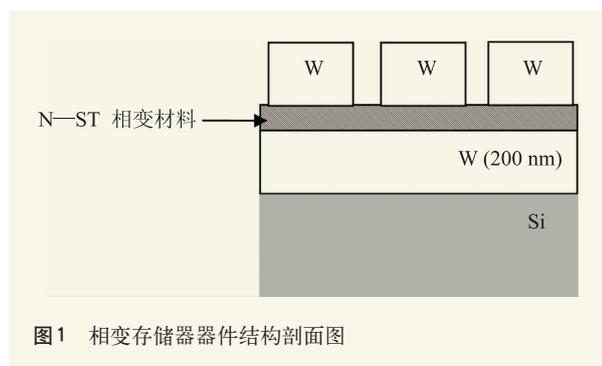


图1 相变存储器器件结构剖面图

膜结晶性能的影响。

使用X射线光电子能谱仪和能量色散谱仪测试薄膜的组分及化学键信息，用X射线衍射仪测量其结晶特性，用原子力显微镜观测其表面形貌。

为测量样品的电学特性，制备了结构如图1所示的器件。在Si(100)衬底上先用磁控溅射工艺沉积了厚度为200 nm的W薄膜作为下电极，在此之上用PLD工艺沉积厚度为80 nm左右的N—ST薄膜，再用磁控工艺沉积直径为200 μm 、厚度为200 nm的图形化W薄膜作为上电极。

器件的电学测试分为直流测试和脉冲测试。用Keithley 4200-SCS半导体分析仪对器件进行直流条件下开启电压的测试，并测试器件的电阻；用Agilent B1110A型脉冲发生器和Agilent 4156C型精密半导体参数分析仪对器件进行脉冲测试。读取电压均为0.1 V。

3 结果与讨论

利用XRD检测了生成态及热处理后的薄膜结晶性能。图2(a)为0 Pa氮气气压下制备的ST薄膜以不同温度退火后得到的XRD图。我们以Si峰为基准，对各薄膜中的峰强进行了归一化处理。退火前，XRD图谱上看不到明显的衍射峰，表明生成态薄膜为非晶态。200 $^{\circ}\text{C}$ 退火20分钟后，薄膜有明显的(015)衍射峰，表明此时ST薄膜已部分晶化。300 $^{\circ}\text{C}$ 退火20分钟后，薄膜中不仅出现了(006)衍射峰和(009)衍射峰，且(015)衍射峰的半高宽变为0.15 $^{\circ}$ ，与200 $^{\circ}\text{C}$ 退火后的(015)衍射峰的半高宽相比，减小了0.05 $^{\circ}$ ，表明300 $^{\circ}\text{C}$ 退火后，薄膜中的 Sb_2Te_3 晶粒尺寸有所增大，且薄膜中晶粒取向有显著变化，出现了相当一部分沿 c 轴取向的晶粒。400 $^{\circ}\text{C}$ 退火20分钟后，不含氮ST薄膜(006)峰和(009)峰的半高宽分别为0.4 $^{\circ}$ 和0.35 $^{\circ}$ ，与300 $^{\circ}\text{C}$ 退火后的XRD(006)峰和(009)峰的半高宽相比，均减小了0.1 $^{\circ}$ ，表明400 $^{\circ}\text{C}$ 退火后，薄膜中的 Sb_2Te_3 晶粒尺寸进一步增大，结晶更完整，而(015)衍射峰几乎完全消失不见，薄膜中的晶粒取向几乎都是沿 c 轴方向。

图2(b)为5 Pa氮气气压下制备的N—ST薄膜以不同温度退火后的XRD图。退火前和200 $^{\circ}\text{C}$ 退火20分钟后，XRD图谱上看不到明显的衍射

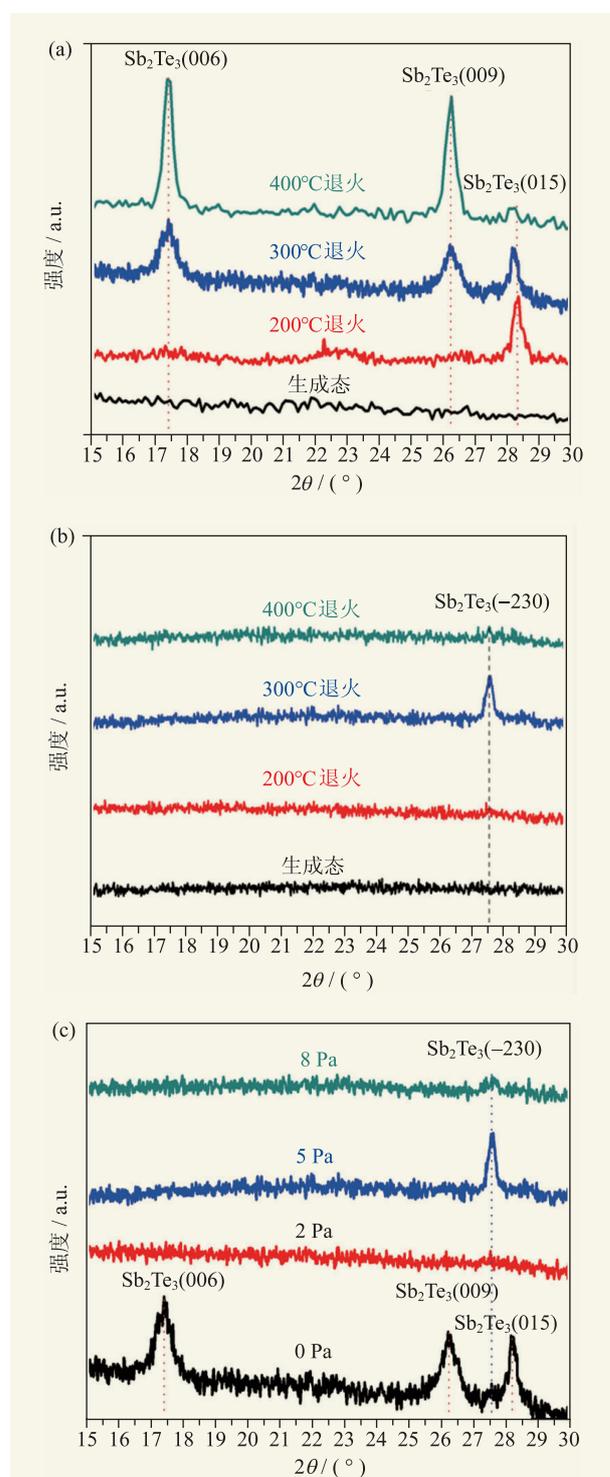


图2 (a) Sb_2Te_3 薄膜不同温度退火后的XRD；(b) 5 Pa氮气气压下制备的N—ST薄膜不同温度退火后的XRD；(c) 不同氮气气压下制备的薄膜300 $^{\circ}\text{C}$ 退火后的XRD

峰, 表明 200°C 退火后的薄膜仍为非晶态, 5 Pa 氮气气压下制备的 N-ST 薄膜的结晶温度高于 200°C。300°C 退火 20 分钟后, 5 Pa 氮气气压下制备的薄膜才有明显的衍射峰, 表明此时薄膜已结晶。虽然峰位与不含氮 ST 薄膜结晶后的衍射峰峰位不同, 但可用 Sb_2Te_3 晶胞加以指标化。在衍射图中并没有氮化物的衍射峰存在, 表明 N 并没有与 Sb 或 Te 化合形成晶化物, 而 N 掺杂的影响主要体现在提高了薄膜的结晶温度并改变了 Sb_2Te_3 薄膜晶体生长的择优取向。400°C 退火后, Sb_2Te_3 衍射峰变得非常弱, 表明此时薄膜中几乎不再含有晶态物质, 薄膜已再次非晶化。测试发现, 未退火的 0 Pa 氮气气压下制备的薄膜的电阻率约为 $9812.5 \Omega \cdot \text{cm}$, 300°C 退火后, 其电阻率约为 $650 \Omega \cdot \text{cm}$; 而 5 Pa 氮气气压下制备的薄膜的电阻率约为 $317140 \Omega \cdot \text{cm}$ (显著高于 ST 生成态薄膜的电阻率), 300°C 退火后的电阻率约为 $6000 \Omega \cdot \text{cm}$

(显著高于 ST 薄膜 300°C 退火后的电阻率)。

图 2(c) 为 300°C 退火后不同 N 含量薄膜的 XRD 图。可以发现, 经过 300°C 退火处理, 在 2 Pa 和 8 Pa 氮气气氛中制备的薄膜均无明显的衍射峰出现, 薄膜结晶度很低。只有在 5 Pa 氮气气氛中制备的薄膜出现了明显的衍射峰。在同样的测试条件下, 与不含氮的 Sb_2Te_3 薄膜相比, 该含氮薄膜的衍射峰强度较弱。由此可以确认, 氮掺杂对于 Sb_2Te_3 晶粒的形成与成长有显著的抑制作用, 不仅可使薄膜的结晶温度升高, 还会使薄膜在 300°C 退火的条件下的结晶度下降, 并在 400°C 处理后出现再次非晶化。Kim 等人^[5]认为, 晶体的形成是由成核和生长两个过程构成的, 而生长过程就是在非晶相中的晶粒边界从晶核表面不断向外扩展的过程。由于 N 元素会在晶粒边界聚集, 当晶粒边界遇到掺杂的 N 元素时, 这些聚集起来的 N 元素会抑制晶粒的形成, 我们的实验也在一

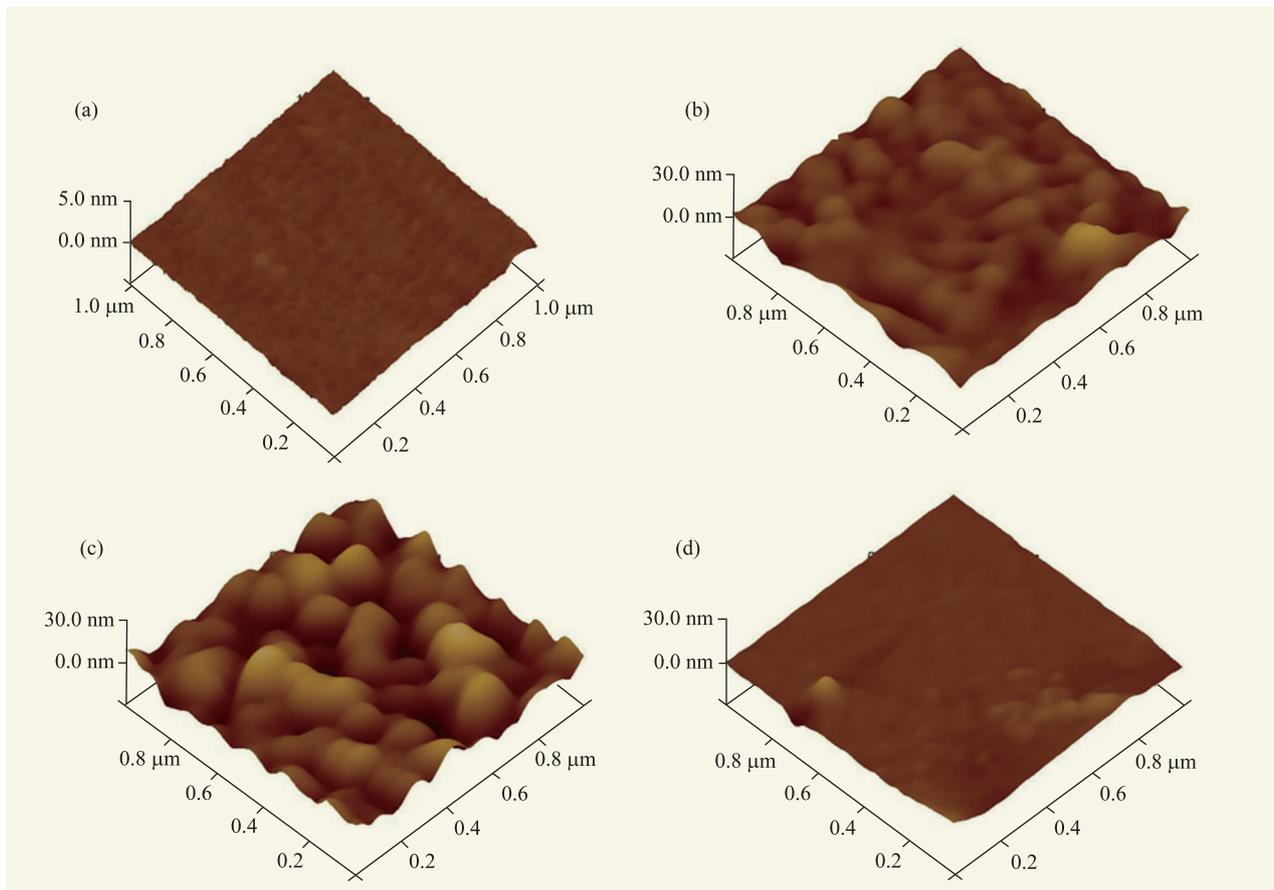


图 3 5 Pa 氮气气压下制备的 N-ST 薄膜在 (a) 未退火, (b) 200°C 退火, (c) 300°C 退火和 (d) 400°C 退火后的 AFM 形貌图像

一定程度上证实了这一点。

图3为气压在5 Pa条件下制备的N—ST膜的生成态在未退火以及进行200°C退火、300°C退火和400°C退火时得到的三维AFM表面形貌图(1 μm×1 μm)，其表面粗糙度分别为0.583 nm, 2.65 nm, 5.28 nm, 1.16 nm。我们用PLD法制备的生成态ST薄膜表面粗糙度仅为0.12 nm。显然，N元素的掺入使薄膜表面的粗糙度有所增加，但即使退火后都还可以使粗糙度控制在6 nm以内。C.Wang等人^[6]的研究发现，磁控溅射法制备的厚度为200 nm, 250°C退火10 min后的含氮量为6.07 at%的N—ST薄膜，结晶后的表面粗糙度为11.2 nm，远比本实验制备的薄膜的表面粗糙度大，表明PLD法制备的薄膜更为平整，结晶后所形成的Sb₂Te₃晶粒更小。结合图2(b)可以看出，生成态N—ST薄膜表面均匀，比较光滑，且观测不到明显的XRD峰，薄膜是非晶化的。随着样品经200°C和300°C退火，薄膜中晶态比例升高，样品表面越来越粗糙，到300°C时薄膜表面最为粗糙，而此时的XRD衍射峰最尖锐，薄膜的晶化程度最高。但当退火温度达到400°C时，薄膜的表面又再次变得较为平整，此时的XRD图谱又几乎观测不到Sb₂Te₃相的衍射峰。这些结果表明，400°C退火处理导致了薄膜再次被非晶化，而薄膜的表面平整度与薄膜的晶化程度之间有明显的正相关性。另外，电学测试发现，当薄膜在200°C和300°C条件下退火时，薄膜的电阻会随着退火温度的升高而逐渐减小，但是当薄膜的退火温度达到400°C时，薄膜电阻则开始显著升高。与图2(b)中XRD的结果相印证，可以发现，薄膜结构此时经历了非晶 $\xrightarrow{300^\circ\text{C退火}}$ 晶化 $\xrightarrow{400^\circ\text{C退火}}$ 非晶过程，而其电阻值也相应地经历了高阻态 $\xrightarrow{300^\circ\text{C退火}}$ 低阻态 $\xrightarrow{400^\circ\text{C退火}}$ 高阻态的过程，正好完成了一次关 $\xrightarrow{300^\circ\text{C退火}}$ 开 $\xrightarrow{400^\circ\text{C退火}}$ 关的循环。较大范围的AFM扫描显示，300°C退火的薄膜晶粒分布均匀，表明用PLD法制备的薄膜能有效地抑制薄膜中元素的分离，增强低阻态的稳定性。

图4为XPS测得的不同氮气气压下制备的生

成态薄膜和400°C退火后的薄膜的氮含量。从图中可以看出，400°C退火后薄膜的氮含量与生成态薄膜的氮含量基本一致，表明我们用PLD法制备的N—ST薄膜具有相当好的组分稳定性。随着制备过程中氮气气压的升高，薄膜中氮的原子百分比逐渐由4.66 at%升高到了7.96 at%。同时，EDS和XPS测试结果均表明，薄膜中Sb和Te的比例基本稳定在2:3左右，与靶材的组分一致。

从XPS图谱可以获得薄膜中各种组分的化学键信息。图5为5 Pa氮气气压下制备的N—ST薄膜生成态和在不同温度退火后氮元素的XPS图。在生成态薄膜中，N除了以单质形式存在外，还会部分地与Sb原子键合形成化合物。由于在XRD图谱中没有观测到Sb—N化合物的衍射峰，可以认为这种在生成态薄膜中的Sb—N化合物是一种非晶物质。300°C退火后，薄膜被晶化，此时XPS的N-1s峰也就成为一个单峰，薄膜中的N仅以单质形式存在，表明此时Sb—N键完全分解。400°C退火后，薄膜虽然再次被非晶化，但薄膜中的N还是仅以单质形式存在，Sb—N键不具有可逆性。我们的研究也发现，其他氮气气压下制备的生成态和不同温度退火后的N—ST薄膜氮元素的XPS图与图5类似，表明氮元素仅在生成态薄膜中会与Sb原子键合。图6为不同氮气气压下制备的N—ST薄膜在300°C退火后氮元素的

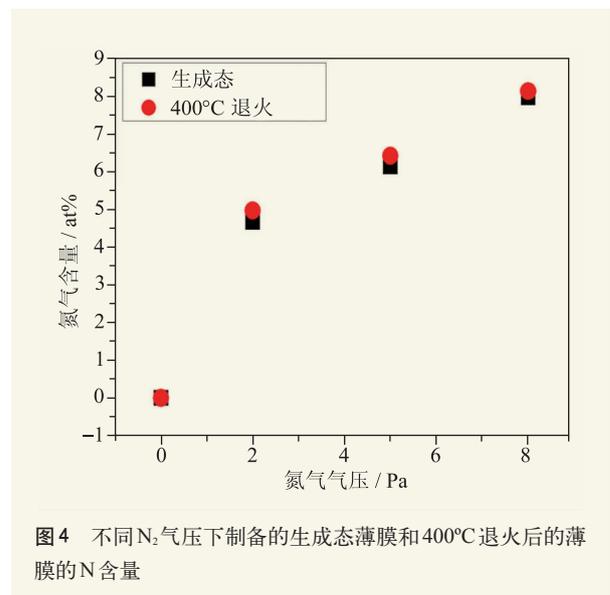


图4 不同N₂气压下制备的生成态薄膜和400°C退火后的薄膜的N含量

XPS图。随着薄膜中氮气含量的增加，N-1s峰峰位没有明显移动，均在400.8 eV附近，对应于N单质峰，说明在退火后的各种N含量的薄膜中，N原子都不再与Sb原子成键。Choi等人^[9]发现，在其用磁控溅射方法制备的生成态薄膜中，氮会以氮化物和氮气分子的形式存在，Sb—N键十分微弱，很容易获得能量形成稳定的N₂分子，这会限制晶体的成核与生长。在结晶后，薄膜中的N不会与Sb或Te成键，而会以单质形式存在于晶界、间隙和空位中。Li等人^[4]也发现在其用磁控溅射方法制备的生成态薄膜中，N会以SbN_x和N₂分子的形式存在，氮被束缚在晶格中，无法在薄

膜中自由扩散。当退火温度升高时，Sb—N键不可逆转地断裂，形成N₂分子，在高温下，N₂分子获得较高的热动能，使之能够克服晶格束缚，在薄膜中自由扩散，进而全部逸出。因此，在经过热处理的薄膜中，不再含有N元素。我们的研究表明，在用PLD法制备的N—ST薄膜中，N掺杂对晶体的生长确有抑制作用，在我们的生成态薄膜中，N也会与Sb原子键合形成化合物，可是在薄膜受热后的晶化结晶过程中和随后的非晶化过程中，虽然Sb—N键不复存在，但薄膜中的N含量却没有显著变化，400°C退火后，N依然稳定地存在于薄膜之中。显然，我们用PLD法制备的N—ST薄膜具有相当好的组分稳定性，而这种材料的组分稳定性是器件性能可靠性的重要前提。

图7(a)为不同氮气气压下制备的N—ST薄膜的直流*I—V*曲线(电压扫描模式)。生成态薄膜处于高阻非晶态。随着电压的增加，电流按照欧姆定律而逐渐增加。当电压超过阈值电压且电流达到一定数值时，薄膜中局部区域温度快速上升，部分薄膜由高阻的非晶态变为低阻的晶态，形成电流通道，导致电流瞬间增大，器件开启。这一结果与Qiao等人^[11]的工作结果十分相像。在我们的实验中，由于采取了限流措施，电流达到0.01 A后就无法继续增大。从图7(a)可以发现，随着氮含量的增加，阈值电压逐渐由0.4 V变为6.5 V，意味着开启器件所需要的能量变大。由于阈值电压太小容易引发误操作，而阈值电压太大则会导致存储器置位能量过高，不符合存储器低功耗的要求。因此，我们认为，2 V左右的置位电压，也就是在5 Pa的氮气气压下制备的薄膜，即含氮量在6 at%左右的薄膜用于相变存储器比较适宜。

图7(b)显示了不同气压下制备的N—ST薄膜以各自的阈值电压置位后的低阻态电阻率。与纯ST薄膜相比，N掺杂ST薄膜的低阻态电阻率有了极为显著的增加，随着薄膜中氮含量的增加，电阻率有不断升高的趋势。这是因为氮掺杂一方面抑制了薄膜中的Sb₂Te₃晶粒的生长速度，在一定程度上降低了薄膜总体的晶化率，另一方面，由于在薄膜中氮含量的增加，将会导致更多的结

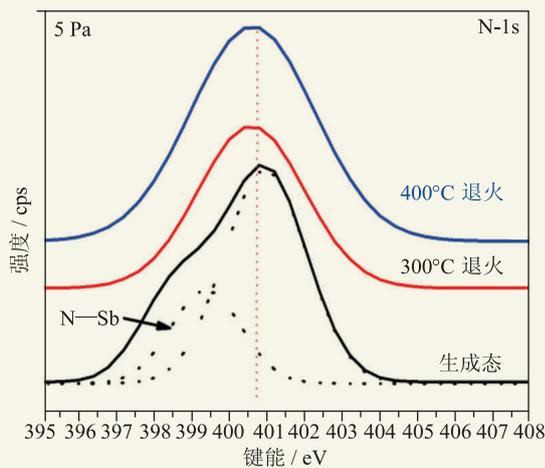


图5 5 Pa氮气气压下制备的N—ST薄膜生成态和在不同温度退火后氮元素的XPS图

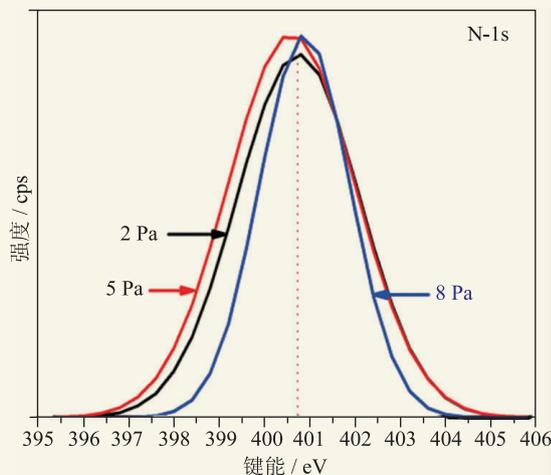


图6 300°C退火后不同氮气气压下制备的N—ST薄膜氮元素的XPS图

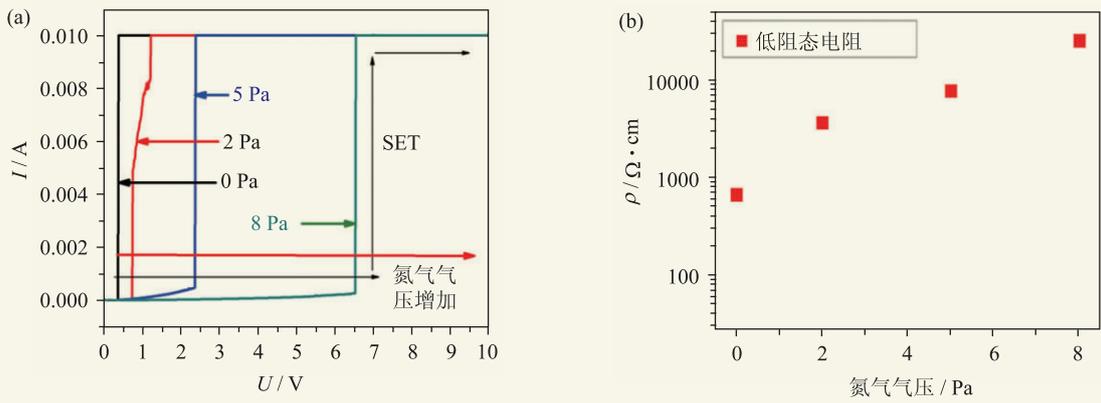


图7 (a)不同氮气气压下制备的N—ST薄膜的直流 I — V 曲线；(b)不同氮气气压下制备的N—ST薄膜的低阻阻值

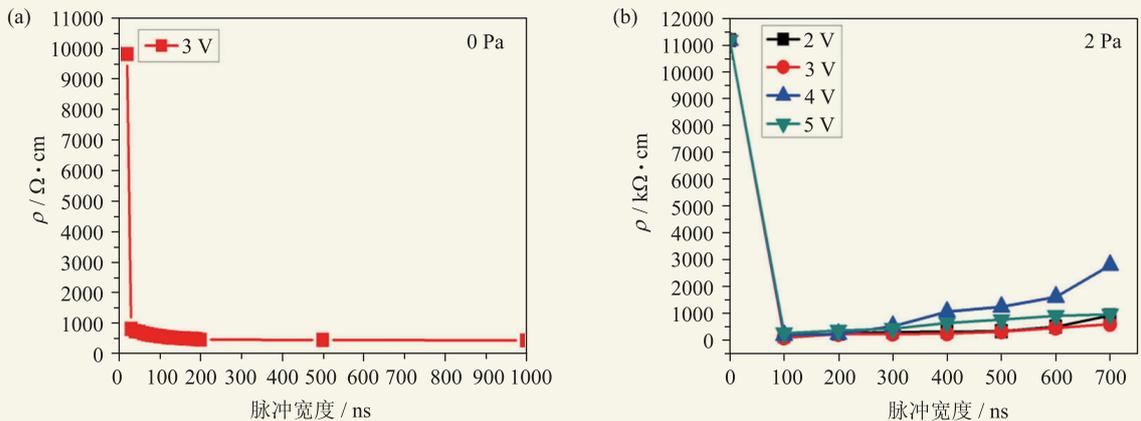


图8 (a)0 Pa和(b)2 Pa氮气气压下制备的N—ST薄膜的脉冲开关性能

构缺陷，使载流子的散射增多，降低薄膜的电导率，从而使薄膜的电阻率升高。

图8(a), (b)分别显示了用0 Pa和2 Pa氮气气压下生长的生成态薄膜制备的器件在不同脉宽和不同脉冲电压作用下的电阻率，从中可以间接看出不同薄膜的晶化条件。因为在0 Pa氮气气压下生长的薄膜的低阻态电阻率过低，3 V的脉冲电压在晶化区的分压比例过低，其所能提供的焦耳热过小，导致ST薄膜难以在3 V以下的脉冲条件下由低阻态重归高阻态。此外，由于ST薄膜的整体低阻态阻值过低，而测试仪器本身有一定的阻抗，受分压的限制，我们无法在ST薄膜上施加更高的脉冲电压。2 Pa条件下制备的N—ST薄膜在2 V和100 ns的脉冲作用下，可以从高阻态转变为低阻态，但是即使不断提高脉冲信号的电压强度和脉冲宽度，使之分别达到5 V和700 ns，也

无法使薄膜从低阻态重归高阻态。这是因为此时薄膜的低阻态电阻过低，导致在晶化区域的电压分压过小。所以此时5 V和700 ns脉冲在晶化区所能提供的焦耳热依然过小，无法使已经晶化的相变材料重新非晶化。

图9显示了5 Pa氮气气压下制备的器件(含氮量为6.13 at%)在不同脉宽和不同脉冲电压作用下的电阻率变化情况，从中可看出，当脉宽达到700 ns时，如果脉冲电压达到3 V，薄膜即可实现从低阻态到高阻态的可逆转变。这是由于5 Pa条件下制备的薄膜低阻态电阻较高，在晶化区所获得的电压分压值较高，在相同的脉冲下，在晶化区容易获得较多的焦耳热，使薄膜从低阻态变为高阻态。C.Wang等人^[6]的研究发现，掺N的薄膜的热导率较低，更容易形成局部高温状态，这也有助于复位功耗的降低。我们发现，对于5 Pa氮

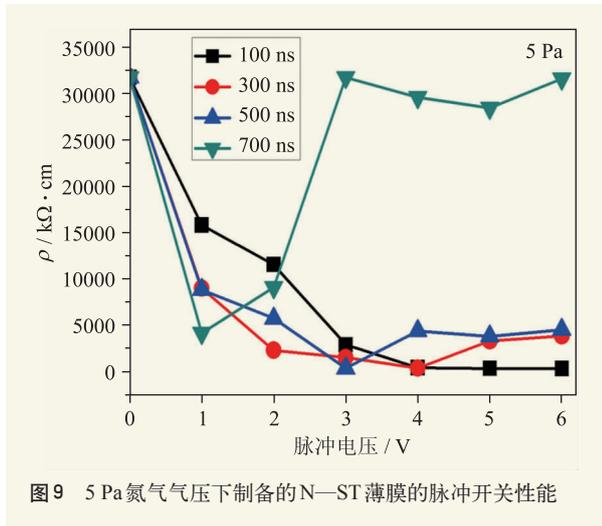


图9 5 Pa氮气气压下制备的N—ST薄膜的脉冲开关性能

气气压下制备的器件，在施加脉宽为100 ns的脉冲时，需要3 V的脉冲电压才能使器件电阻率降至4000 kΩ·cm以下，而在此时，即使脉冲电压达到6 V，仍无法使薄膜的电阻上升，使器件复位。然而，在施加脉宽为700 ns的脉冲时，只需要1 V的脉冲电压就能使器件电阻率降至4000 kΩ·cm左右，当再次施加3 V的脉冲电压时，薄膜的电阻率即可上升至30000 kΩ·cm左右，完成了复位操作。这一结果表明，随着脉宽的增加，置位电压和复位电压都在减小。其原因在于薄膜的相变来源于局部区域的温度提高，而这一温度提高与脉冲电压分压值及脉宽大小有直

参考文献

[1] Cheng H Y, Kao K F, Lee C M *et al.* *Thin Solid Films*, 2008, 516: 5513
 [2] Ding S, Song Z T, Liu B *et al.* *Chin. Phys. Lett.*, 2008, 25(10): 3815
 [3] Wang C Z, Zhai J W, Song Z T *et al.* *Applied Surface Science*, 2010, 257: 949
 [4] Li X L, Rao F, Song Z T *et al.* *Journal of Applied Physics*, 2011, 110: 094318
 [5] Keun K H, Sung R J, Jin C D. *Thin Solid Films*, 2010, 518: 6422
 [6] Wang C Z, Zhai J W, Bai S Y *et al.* *Materials Letters*, 2010, 64: 2314
 [7] Lu H B, Thelander E, Gerlach J W *et al.* *Applied Physics Letters*, 2012, 101:031905
 [8] Zhu M, Wu L C, Rao F *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509:10105

接关系。脉宽过短或脉冲电压分压值过低都无法提供足够的能量，使局部薄膜区域的温度达到所需要的相变点，引起材料相变。

4 结束语

本研究采用PLD法制备了表面较为平整的N—ST薄膜，生成态薄膜表面粗糙度被控制在1 nm以下。通过控制薄膜生长时的氮气偏压可有效控制薄膜中的N含量。在生成态N—ST薄膜中，可以看到Sb—N键，但当薄膜经过升温处理后，Sb—N键就会消失，而薄膜中的N含量却无显著变化，显示了PLD法制备的N—ST薄膜具有较好的组分稳定性。氮掺杂有效地抑制了Sb₂Te₃晶粒的生长速度，提高了薄膜的晶化温度，降低了薄膜的结晶度。因此，氮元素的掺入可有效提高薄膜的晶态电阻，降低复位功耗。在本实验中，掺N约6 at%，即在氮气偏压为5 Pa气氛下制备的N—ST薄膜，在脉宽为700 ns时，其置位电压为1 V，而复位电压为3 V，具有较好的综合性能。

致谢 感谢上海集成电路研发中心蒋宾博士、叶红波博士、张悦强工程师和周永星工程师在脉冲性能测试实验中所给予的帮助。

[9] Choi J, Lee H S, Lee T S *et al.* *Applied Physics Letters*, 2009, 95:081905
 [10] Pore V, Knapas K, Hatanpa T *et al.* *Chem. Mater.*, 2011, 23: 247
 [11] Qiao B W, Feng J, Lai Y F *et al.* *Journal of Electronic Materials*, 2007, 36(1):88
 [12] Peng C, Yang P X, Wu L C *et al.* *Electrochemical and Solid-State Letters*, 2012, 15(4):101
 [13] Debonne A, Virwani K, Padilla A *et al.* *Journal of The Electrochemical Society*, 2011, 158(10):965
 [14] Washington J S, Joseph E A, Raoux S *et al.* *Journal of Applied Physics*, 2011, 109:034502
 [15] Kim K H, Chung J G, Kyoung Y K *et al.* *J. Mater. Sci: Mater. Electron.*, 2011, 22:52
 [16] Zhou X L, Wu L C, Song Z T *et al.* *Thin Solid Films*, 2011, 520:1155