第 8 卷 第 6 期
2019 年 11 月
集 成 技 术
JOURNAL OF INTEGRATION TECHNOLOGY
Vol. 8 No. 6
Nov. 2019

引文格式：
王恒, 戴阳, 黄建平, 等. 飞秒激光制备基于 $Ge_2Sb_{2-x}Bi_xTe_5$ (x=0, 0.2) 材料忆阻器的研究 [J]. 集成技术, 2019, 8 (6) : 48-64.
Wang H, Dai Y, Huang JP, et al. Research on fabrication of memristor by femtosecond laser based on $Ge_2Sb_{2-x}Bi_xTe_5$ (x=0, 0.2) material [J]. Journal of Integration Technology, 2019, 8 (6) : 48-64.

飞秒激光制备基于 $Ge_2Sb_{2-x}Bi_xTe_5$ (x = 0, 0.2) 材料忆阻器的研究

王 恒[1,2] 戴 阳[1] 黄建平[1,2] 史 胜[1,2] 易成汉[1,2] 杨 兵[1,2] 杨春雷[1]

[1](中国科学院深圳先进技术研究院 深圳 518055)
[2](中国科学技术大学纳米科学技术学院 苏州 215124)

摘 要 忆阻器作为除电阻、电容、电感外的第四种电路元件，具有非易失性的记忆特征，有望成为类脑计算电路的基础元件。相对于传统互补金属氧化物半导体(CMOS)器件，其在开关性能和工艺尺寸等方面仍需进一步提升。$Ge_2Sb_{2-x}Bi_xTe_5$ (x=0, 0.2) 材料在热效应下可进行可逆相变，也可在飞秒激光处理下进行结晶。该文提出基于 $Ge_2Sb_{2-x}Bi_xTe_5$ (x=0, 0.2) 一维纳米线结构的忆阻器，为实现高性能与高集成度的类脑电路提供了基础。首先，利用 X 射线衍射分析、拉曼散射、扫描电子显微镜、原子力显微镜、霍尔效应测试等技术对 $Ge_2Sb_{2-x}Bi_xTe_5$ (x=0, 0.2) 材料进行了分析。结果显示，少量铋(Bi)元素的掺杂可以降低材料的结晶温度，提高电阻率及材料的相变结晶速度，而晶格结构未改变。然后，在对材料表征的基础上，利用自制的飞秒激光纳米加工系统制备了宽度为 500 nm 的 $Ge_2Sb_{2-x}Bi_xTe_5$ (x=0, 0.2) 纳米带。最后，设计并制备了完整的 Ag/$Ge_2Sb_{2-x}Bi_xTe_5$/Ag 忆阻器，其电阻开关比可达～7 400，稳定循环了 60 圈，保持了 3 250 s。

关键词 GST/GSBT；飞秒激光；电阻切换比；忆阻器
中图分类号 TN 389 **文献标志码** A doi: 10.12146/j.issn.2095-3135.20190805001

Research on Fabrication of Memristor by Femtosecond Laser Based on $Ge_2Sb_{2-x}Bi_xTe_5$ (x = 0, 0.2) Material

WANG Heng[1,2] DAI Yang[1] HUANG Jianping[1,2] SHI Sheng[1,2] YI Chenghan[1,2]
YANG Bing[1,2] YANG Chunlei[1]

[1](*Shenzhen Institutes of Advanced Technology*, *Chinese Academy of Sciences*, *Shenzhen* 518055, *China*)
[2](*Nano Science and Technology Institute*, *University of Science and Technology of China*, *Suzhou* 215124, *China*)

收稿日期：2019-08-05 **修回日期**：2019-10-13
基金项目：深圳市基础研究项目(JCYJ20170413153246713)；深圳市孔雀计划创新项目(KQJSCX20170731165602155)
作者简介：王恒，硕士研究生，研究方向为薄膜晶体管与忆阻器；戴阳(通讯作者)，博士研究生，研究方向为电子科学与技术，E-mail：yang.dai@siat.ac.cn；黄建平，硕士研究生，研究方向为光伏器件性能与工艺优化；史胜，硕士研究生，研究方向为高性能聚酰亚胺薄膜的制备和表征；易成汉，硕士研究生，研究方向为压力传感器；杨兵，硕士研究生，研究方向为柔性铜铟镓硒太阳能电池；杨春雷(通讯作者)，研究员，研究方向为化合物半导体材料和器件，E-mail：cl.yang@siat.ac.cn。

Abstract　Memristor, as the fourth fundamental circuit element (resistor, capacitor, inductor and memristor), possessing non-volatile characteristics, is expected to be one kind of the basic devices of brain-like computing circuits. Compared with traditional complementary metal oxide semiconductor (CMOS) devices, its switch performance and size need to be further improved. $Ge_2Sb_{2-x}Bi_xTe_5$（x=0, 0.2）material can undergo reversible phase change under thermal effect, and can also be crystallized under femtosecond laser treatment. To provide a basis for high performance and high integration of brain-like circuits, this work proposes the one-dimension nanowire-based memristor. Firstly, the $Ge_2Sb_{2-x}Bi_xTe_5$（x=0, 0.2）material was analyzed by X-ray diffraction analysis, Raman scattering, scanning electron microscope, atomic force microscope and Hall effect test. The results show that Bi doping could reduce the crystalline temperature, increase the resistivity and the phase transition temperature, while the lattice structure is unchanged. Secondly, the 500 nm width $Ge_2Sb_{2-x}Bi_xTe_5$ nanobelt was obtained via ourself-made femtosecond laser nano fabrication system. Finally, a resistance switch ratio up to 7 400 was observed in a Ag/$Ge_2Sb_{2-x}Bi_xTe_5$/Ag memristor, with a stable cycle of 60 cycles, maintaining 3 250 s.

Keywords　GST/GSBT; femtosecond laser; resistance switching ratio; memristor

1　引　言

随着高速智能信息时代的到来，大规模集成电路进入高速发展时代，为绿色信息技术、物联网、自主/自学系统和全球连接网络开辟了新的视野和愿景，也为人工智能铺平了道路。但在此发展下，传统的晶体管器件尺寸不断缩小，器件本身的缺陷逐渐显露，集成度不断升高导致产生芯片发热等副作用。同时，由于光刻技术的限制，电路的集成也遇到了阻碍[1]。Chua[2]提出的忆阻器具有结构简单、尺寸小、功耗低、易于集成、与互补金属氧化物半导体(CMOS)兼容等一系列优势，突破了当前最先进的纳米电子学研究成果并超越冯诺依曼架构的需求范式，实现了能够模拟人类大脑的神经形态数据处理功能[3-6]。但是，现有忆阻器的性能和稳定性难以完全胜任晶体管在集成电路中的位置，而且制作纳米级尺寸的忆阻器需要非常严格的光刻工艺。

目前，忆阻器的主流结构依然是惠普实验室最先提出的金属-绝缘层-金属的夹层交叉横杆(crossbar)结构[7-8]。惠普实验室实现的二氧化钛(TiO_2)忆阻器主要机理是通过循环加压使氧空位迁移形成电阻切换效果。以惠普实验室的忆阻器模型为基础，陆续有一些忆阻器模型被报道，如电子自旋阻塞模型、丝电导机制模型[9]、非线性离子漂移模型、电子隧穿效应模型[10-11]等。夹层交叉横杆结构忆阻器的阻变层材料一般采用二维材料，这样在施加电压的过程中会出现漏电流的情况，造成器件的高电阻态变小，从而达不到很高的器件电阻切换比性能。另外，这种类型的忆阻器阻变层为二维材料，厚度方向为纳米级，而深紫外光刻、电子束光刻(EBL)、纳米压印光刻、干涉光刻和扫描探针显微镜光刻是制造纳米和亚微米特征结构的常用技术[12-16]。但深紫外光刻、电子束光刻和干涉光刻选用的设备昂贵，而扫描探针显微镜光刻和电子束光刻的串行写入机制所需的大面积图案化成本高昂且耗时。虽然纳米压印光刻的成本相对较低，但制造母模或掩模图案所需的初始亚微米图案化技术仍然是一个必不可少的过程[17]。因此，采用一维纳米结构(如纳米线或纳米带)来减小器件尺寸和提升电阻开关特性成为新一代忆阻器的最佳选择，研究人员也将其在忆阻器中进行了实现，如将钨化氮(NW)纳米线[1]、银纳米线[18]、氧化镍(NiO)

纳米线[19]、钛酸盐纳米带[20]、氧化锌(ZnO)纳米线[21]、氧化铜系(CuO_x)纳米线[22]等作为阻变层。这些纳米线/纳米带大部分都需要单独合成，并且需要从生长基底机械转移到其他选择性基底：一方面，增加了制造工艺的麻烦；另一方面，转移过程中不能保证每个忆阻器件都能分布上纳米线阻变层。激光直写(Laser Direct Writing，LDW)技术已经被证明是一种非常有效和低成本制造大面积周期性亚微米结构的方法[23-24]。其中，飞秒激光可以提供极大的可能性在材料的辐照点处的高加热速率，这种快速能量沉积使得 $Ge_2Sb_2Te_5$ 材料的非晶或晶体结构中激光诱导的相变成为可能。通过适当调整激光参数，可以选择性地引起膜表面的非晶化或使其从非晶态再结晶[25]。

基于此，本文采用飞秒激光直写技术对 $Ge_2Sb_2Te_5$ 材料进行处理形成晶化的纳米线/纳米带，利用 25% 四甲基氢氧化铵水溶液(Tetramethylammonium Hydroxide，TMAH)浸泡 30 min 去除非晶的 $Ge_2Sb_2Te_5$[26]，从而保证每个忆阻器件都拥有一维阻变层，实现高电阻切换比和高稳定性。因对 $Ge_2Sb_2Te_5$ 材料进行少量的铋(Bi)掺杂能降低合金的结晶温度，并加快结晶速度[27]，所以本文利用 X 射线衍射分析(X-ray Diffraction，XRD)、多功能拉曼光谱仪(Raman)、扫描电子显微镜(Scanning Electron Microscope，SEM)、原子力显微镜(Atomic Force Microscope，AFM)、霍尔(Hall)等表征测试手段来比较激光直写技术与退火温度的异同点，以及 $Ge_2Sb_2Te_5$ 材料掺杂 Bi 前后的性能异同，并在此研究基础上开发出高开关比、高稳定性忆阻器。本文旨在为后续忆阻器研究提供理论依据。

2 材料与方法

2.1 材料

$Ge_2Sb_2Te_5$/$Ge_2Sb_{1.8}Bi_{0.2}Te_5$(GST/GSBT)靶材(纯度 99.999%)购自中诺新材(北京)科技有限公司；单抛单氧化层硅片(晶向 100，二氧化硅层厚度 300 nm，P 型，厚度 400 μm，电阻率 0.001～0.005 Ω·cm)和掩膜版(利用 Auto CAD 制图软件自行设计图形)均购自深圳清溢光电股份有限公司；铬(Cr)颗粒(纯度 99.999%)、金(Au)颗粒(纯度 99.999%)、银(Ag)颗粒(纯度 99.999%)和铜(Cu)靶材(纯度 99.999%)均购自中诺新材(北京)科技有限公司生产；高纯氩气(Ar，纯度≥99.999%，充装压力 14.0±0.5 Mpa)和高纯氮气(N_2，纯度≥99.999%，充装压力 14.0±0.5 Mpa)均购自深圳市宏洲工业气体有限公司。

2.2 试剂

丙酮(分析纯)购自上海凌峰化学试剂有限公司；无水乙醇(分析纯)购自于国药集团化学试剂有限公司；负性光刻胶(NR9-1000PY)和显影液(RD6)均购自美国 Futurrex 公司；25% 四甲基氢氧化铵水溶液(分析纯)购自上海阿拉丁生化科技股份有限公司。

2.3 主要仪器

匀胶-旋涂仪：12A，购自章丘市冠牌电子设备厂；深紫外光刻机：URE-2000/35，功率 73 mJ/cm^2、波长 365 nm，购自中国科学院光电技术研究所；加热台：NDK-1K，电源 220VAC、50/60 Hz，购自江苏雷博科学仪器有限公司；电子束蒸发系统：购自北京中科科仪技术发展有限责任公司；射频磁控溅射镀膜设备：CV: CV-SPUTTER-1，购自大连齐维超高真空技术有限公司；原子力显微镜：原子力显微镜型号：Agilent 5500，购自安捷伦科技(中国)有限公司；扫描电子显微镜：TESCAN VEGA3，购自广东省中科进出口有限公司；X 射线衍射仪：MiniFlex600，购自深圳凯米斯科技有限公司；多功能拉曼光谱仪：XploRA PLUS，购自广东省中科进出口有限公司；半导体参数测试

仪：Keithley 2400 Source Meter，购自泰克科技(中国)有限公司；飞秒激光直写加工系统：本研究团队自己搭建，由激光器和光路调节元件组成的光源系统、CCD 相机和光学显微镜组成的聚焦监测成像系统、软件控制系统以及二维精密移动系统组成。其中，大多数光学元件和配件是由 Thorlabs 公司生产的。

2.4　实验方法

2.4.1 GST/GSBT 材料的表征

首先，利用射频磁控溅射在以 Ar 为工作气体、本底真空为 5×10^{-4} Pa、溅射功率为 75 W、工作压强为 0.5 Pa 的室温环境下，于单抛单氧化层硅片 Si/SiO_2 上分别溅射一层 100 nm GST 薄膜和 100 nm GSBT 薄膜。然后，将所得 100 nm GST 薄膜分成三块：一块不处理，另外两块分别于 200 ℃ 氩气环境下退火 30 min 和 400 ℃ 氩气环境下退火 30 min。对 100 nm GSBT 薄膜的处理与前述 100 nm GST 薄膜相同。

对上述 3 种处理的 GST 薄膜和 GSBT 薄膜材料分别进行 AFM 表征、XRD 表征和 Raman 表征。其中，通过 AFM 获取相应材料表面形貌和三维图并进行粗糙度分析；通过 XRD 测试分析获得各样品的衍射峰；通过 Raman 测试分析比较各样品拉曼峰的异同。

GST/GSBT 薄膜材料 Hall 测试：利用射频磁控溅射在以 Ar 为工作气体、本底真空为 5×10^{-4} Pa、溅射功率为 75 W、工作压强为 0.5 Pa 的室温环境下，于 7 片 1.2 cm×1.2 cm 的方形单抛单氧化层硅片 Si/SiO_2 上分别溅射一层 75 nm GST 薄膜，并于另外 7 片 1.2 cm×1.2 cm 的方形单抛单氧化层硅片 Si/SiO_2 上分别溅射一层 75 nm GSBT 薄膜，再对其分别进行 150 ℃、160 ℃、200 ℃、250 ℃、300 ℃、350 ℃ 和 400 ℃ 退火处理后的 Hall 测试。

不同激光功率密度划线的 GST/GSBT 薄膜材料的 AFM 和 Raman 表征：在上述未退火的 100 nm GST 薄膜和未退火的 100 nm GSBT 薄膜上分别利用飞秒激光直写系统获得不同激光功率密度一维纳米带结构，并用 AFM 和 Raman 对其表征分析。

2.4.2 器件的制备

图 1 为制备忆阻器件的流程图。首先，准备一块单抛单氧化层硅片(Si/SiO_2)，用丙酮、乙醇和去离子水分别超声 15 min，并用氮气吹干，置于烘烤箱中 80 ℃ 烘烤 10 min 取出待冷却，如图 1(a)所示。在冷却处理后的硅片上利用匀胶机和深紫外光刻机光刻器件图形，器件两电极间距为 2 μm，图 2 为其电极间隙 SEM 图。在光刻好的图形上利用热蒸发工艺制备器件的电极层金(Au)和电极功能层银(Ag)，如图 1(c、d)所示。其中，热蒸发蒸镀电极过程中工作真空为 5×10^{-3} Pa。而在此之前利用电子束蒸发工艺在器件电极层 Au 和硅片之间蒸镀上 3 nm 铬(Cr)作为吸附层(见图1(b))，加强器件与硅片的吸附性。其中，电子束蒸镀吸附层 Cr 的工作真空同为 5×10^{-3} Pa。电极层 Au 和电极功能层 Ag 制备完成后，先利用丙酮去除多余的光刻胶，随后利用射频磁控溅射在以 Ar 为工作气体、本底真空为 5×10^{-4} Pa、溅射功率为 75 W、工作压强为 0.5 Pa 的室温环境下，对单个器件电极层溅射 100 nm GST/GSBT 薄膜，如图 1(e)所示。然后，利用飞秒激光直写技术对所溅射 GST/GSBT 薄膜进行一维层次的晶化处理获得一维纳米带结构，如图 1(f)所示。其中，所用激光波长为 515 nm，脉冲持续时间为 150 fs，脉冲频率为 54 MHz，利用数值孔径为 0.9 的 100 倍光学显微镜物镜将激光束聚焦在 GST/GSBT 薄膜上。最后，用 25% TMAH 浸泡 30 min 器件以去除掉非晶化的 GST/GSBT 薄膜，获得晶化的 GST/GSBT 纳米带的忆阻器件，如图 1(g)所示。

2.4.3 器件的表征

在室温下，利用 AFM 对所制备的一个忆阻器

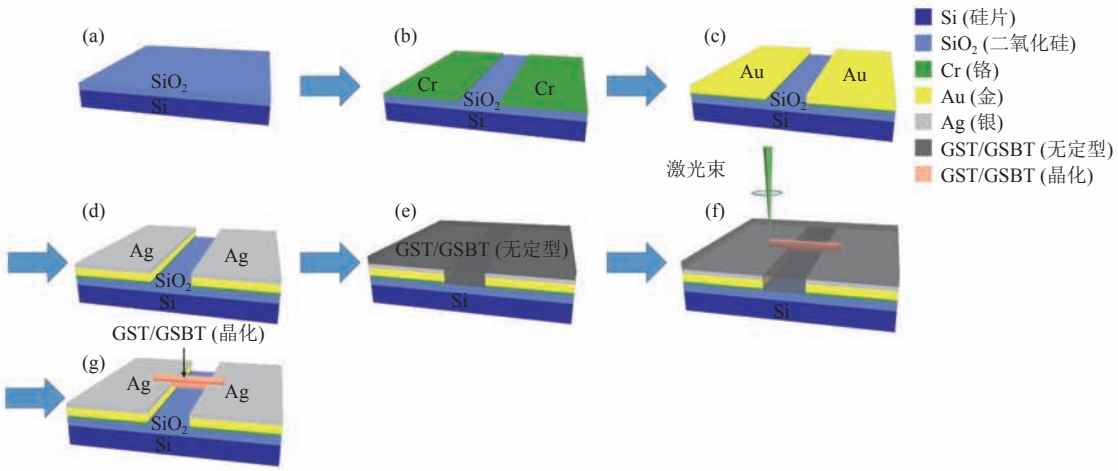


图 1 飞秒激光制备忆阻器件的制备流程

Fig. 1 Fabrication process of memristor devices fabricated by femtosecond laser

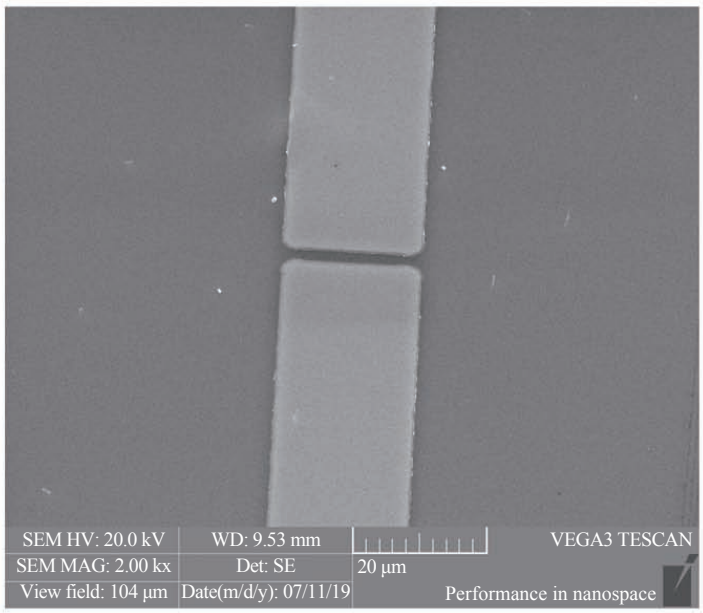


图 2 忆阻器件电极间隙扫描电子显微镜图

Fig. 2 The scanning electron microscope image of electrode gap of memristor devices

件进行表征。其中，忆阻器件的基本参数为：衬底单抛单氧化层硅片依次镀了 5 nm Cr、50 nm Au、20 nm Ag 和 100 nm GSBT，利用 14.6 mJ/cm^2 的飞秒激光功率密度进行划线得到晶化的 GSBT 纳米条带，并在 25% 的 TMAH 浸泡下去除非晶化 GSBT。

2.4.4 器件的性能测试

在制备好完整器件后，利用 Keithley 2400 半导体参数测试仪对其进行电流-电压(I-V)测试。随后，通过实验考察器件在不同的 GST/GSBT 阻变层厚度(40～200 nm)及激光功率下的性能变化情况，最终得出最优性能器件。

3 结果与分析

3.1 器件的表征结果分析

图 3 为所制备忆阻器件的 AFM 形貌表征

图。由图 3 可以清楚地得出，器件两电极间距为 2 μm，利用 14.6 mJ/cm^2 的飞秒激光功率密度进行划线得到晶化的 GSBT 纳米条带宽度为 900 nm。

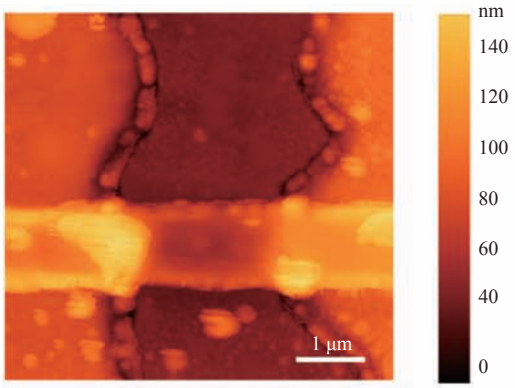


图 3　忆阻器件两电极间 GSBT 纳米条带的原子力显微镜图

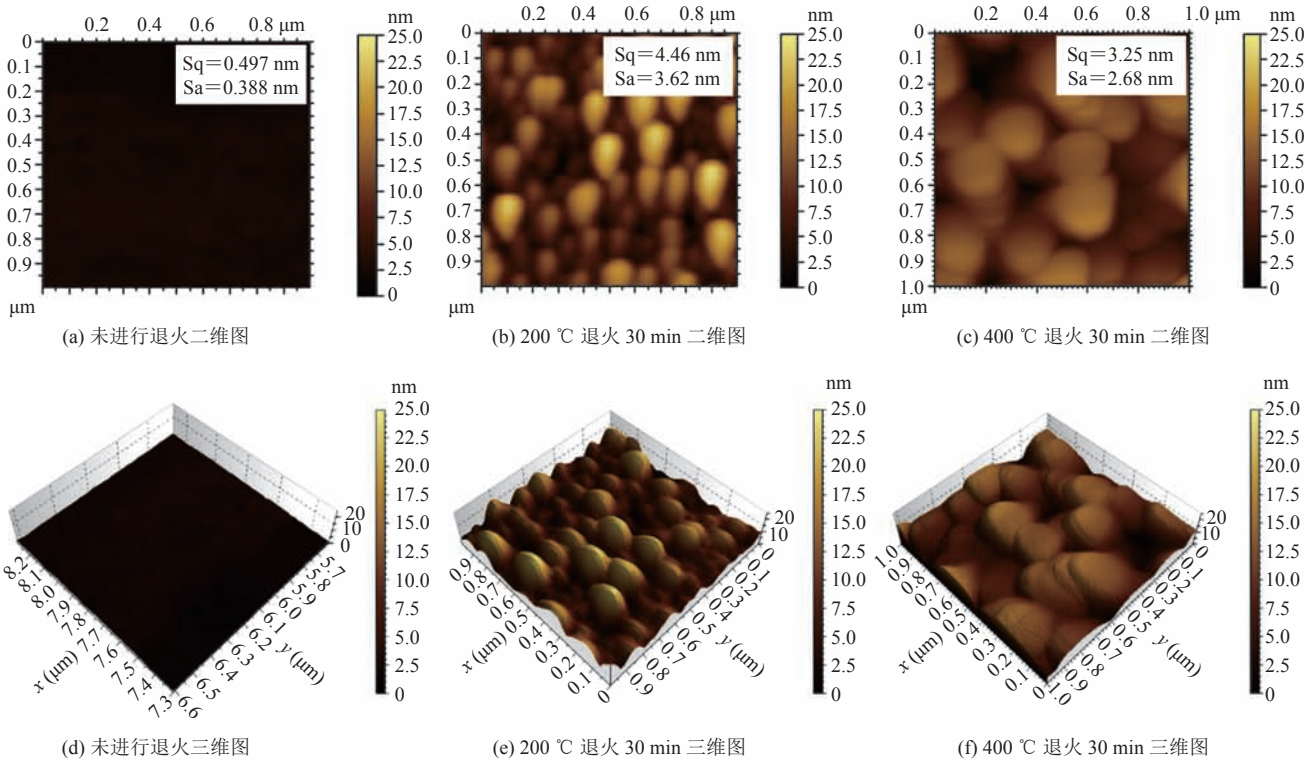
Fig. 3　Atomic force microscope image of a GSBT nanobelt between two electrodes the memristor device

3.2　GST/GSBT 材料的表征结果分析

本实验制备的器件分别采用了 GST 和 GSBT 材料作为阻变层。GST 薄膜沉积通常使用磁控溅射。这种 GST 薄膜具有独特的性能，可在晶态和非晶态间可逆转变[28]（可逆转换循环次数多并超过 10 年的高记录寿命），且在不发生相变的情况下，也能表现出良好阻变性能，具有高结晶速度、突出的光学反射率和电阻率对比度。采用射频磁控溅射形成的 GST 薄膜处于无定型状态，利用热效应可以进行相变：在 140 ℃ 左右退火得到面心立方（FCC）亚稳态相，在 260 ℃ 左右退火得到六方形（HEX）相。GSBT 是在 $Ge_2Sb_2Te_5$ 的基础上掺杂一定的铋（Bi）形成的 $Ge_2Sb_{1.8}Bi_{0.2}Te_5$ 薄膜材料。为了考察掺杂与未掺杂两种材料给予所做器件的性能差异，本实验对二者（GST/GSBT 薄膜材料）的不同状态分别进行 AFM 表征、XRD 表征、Raman 表征和 Hall 测试表征，对比分析如下所述。

3.2.1　GST/GSBT 薄膜材料 AFM 表征

将通过射频磁控溅射制备的 100 nm GST 薄膜分别进行不退火处理、Ar 气氛下 200 ℃ 退火 30 min 处理和 Ar 气氛下 400 ℃ 退火 30 min 处理，并对处理后的样品分别进行 AFM 表征。为了更好地比较它们表面形貌之间的区别，将 AFM 表征的扫描范围均设为 1 μm×1 μm，标尺高度均设为 0～25 nm。图 4(a-c)为不同处理条件下 GST 薄膜的 AFM 二维形貌图，图中右上角为不同处理条件下 GST 薄膜材料相对应的粗糙度分析；图 4(d-f)为不同处理条件下 GST 薄膜的 AFM 三维形貌图。从图 4(a、d)可以看到，未退火处理的 GST 薄膜表面很平整，粗糙度分析中根均方高度(Sq)＝0.497 nm，算术平均高度(Sa)＝0.388 nm。从图 4(b、e)可以看到，Ar 气氛下 200 ℃ 退火 30 min 后，Sq＝4.46 nm、Sa＝3.62 nm，GST 薄膜表面发生了晶化形成凸起的晶粒造成粗糙度增加。从图 4(e)可以看出，退火处理后的 GST 薄膜表面出现了晶粒的生长，晶粒轮廓清晰锐利，平均晶粒尺寸约为 125 nm。从图 4(c)和(f)可以看到，Ar 气氛下 400 ℃ 退火 30 min 后，Sq＝3.25 nm、Sa＝2.68 nm，GST 薄膜表面粗糙度比 200 ℃ 退火 30 min 时的表面粗糙度降低了，但是平均晶粒尺寸增加至 200 nm。同时，从图 4(f)能很直观地观察到，GST 薄膜表面很多晶粒重叠在一起，晶粒呈扁平状，与 200 ℃ 退火 30 min 的 GST 薄膜表面形成的晶粒相比薄很多，这也是其粗糙度降低的重要原因。从图 4 可以看到，GST 薄膜表面的平均晶粒尺寸随着退火温度的上升而增加，但粗糙度是先增加后降低，晶粒的轮廓也从锐利变得扁平。这是因为在晶粒的生长过程中，最初的退火晶化阶段是晶粒的快速生长阶段，初始的晶核非常小，晶粒生长所受到的表面阻力也很小，此时晶核进行三维自由生长，在短时间内平均晶粒尺寸迅速变大。该阶段晶粒的快速生长主要体现在厚度的增加，出现的晶粒不仅轮廓清晰而且很锐利。随着温度的上升，晶粒继续生长，但生长的速度逐渐减慢，



(a) 未进行退火二维图 (b) 200 ℃ 退火 30 min 二维图 (c) 400 ℃ 退火 30 min 二维图

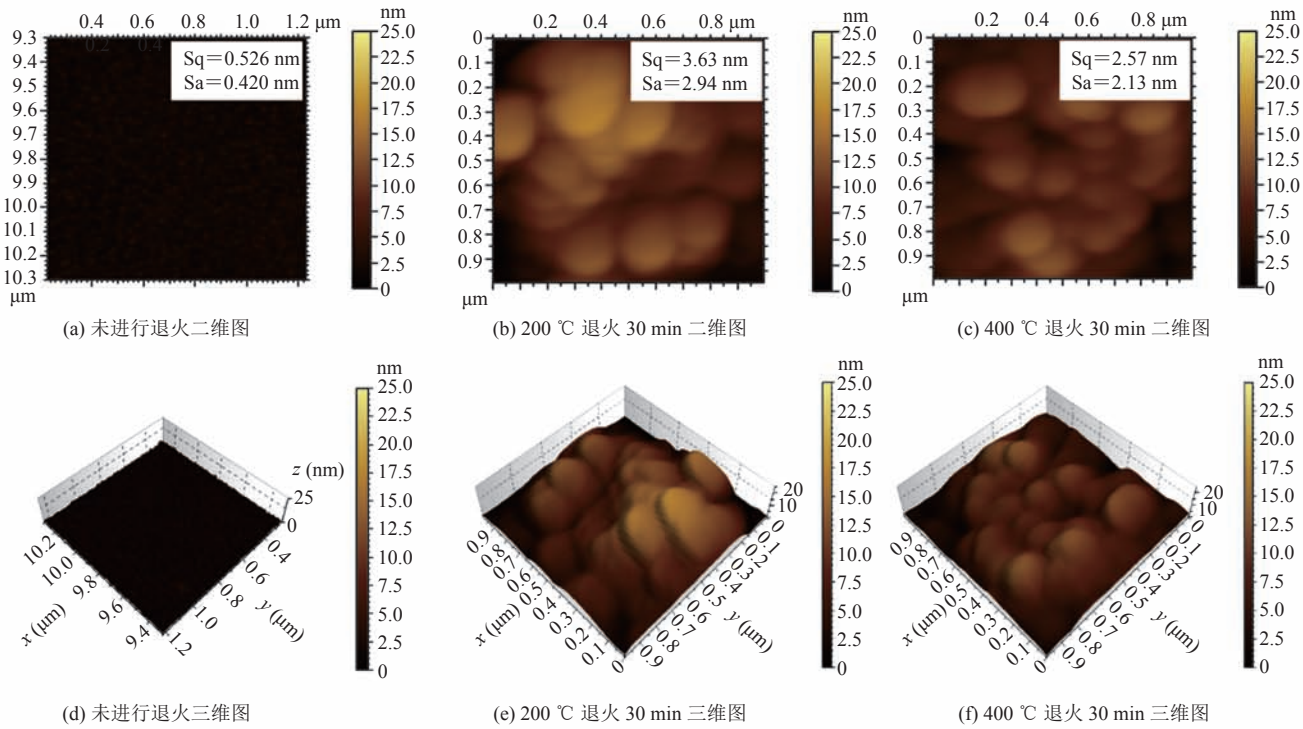
(d) 未进行退火三维图 (e) 200 ℃ 退火 30 min 三维图 (f) 400 ℃ 退火 30 min 三维图

图 4 不同条件处理的 GST/Si(100)薄膜的原子力显微镜图

Fig. 4 Atomic force microscope images of GST/Si(100) thin film with different treatments

并趋近于一个生长尺寸极限值。这是因为晶粒充分生长后，两晶粒接触，晶界逐渐消失，晶粒与晶粒生长合为一体，出现了很多晶粒重叠的现象，此时表面晶粒呈现扁平状，粗糙度自然就降低了。

将通过射频磁控溅射制备的 100 nm GSBT 薄膜同样分别进行不退火处理、Ar 气氛下 200 ℃ 退火 30 min 处理和 Ar 气氛下 400 ℃ 退火 30 min 处理，并对处理后的样品分别进行 AFM 表征。为了更好地比较它们表面形貌之间、以及 GSBT 薄膜与上述 GST 薄膜的区别，同样将 AFM 表征的扫描范围设为 1 μm×1 μm，标尺高度设为 0～25 nm。图 5(a、d)为未进行退火处理的 GSBT 薄膜的形貌，其表面很平整，粗糙度分析 Sq=0.526 nm、Sa=0.420 nm。从图 5(b)和(e)可以看到，Ar 气氛下 200 ℃ 退火 30 min 后，Sq=3.63 nm、Sa=2.94 nm，GSBT 薄膜表面形成了凸起的晶粒造成粗糙度增加。同时，从图 5(e)可以很直观地看到，退火处理后的 GSBT 薄膜表面出现了晶粒的生长，但没有相同条件处理后的 GST 薄膜表面晶粒那样清晰锐利，而是与 400 ℃ 退火 30 min 后 GST 薄膜表面晶粒轮廓很相似，出现多个晶粒堆叠呈现扁平状，平均晶粒尺寸约为 195 nm。从图 5(c)和(f)可以看到，Ar 气氛下 400 ℃ 退火 30 min 后，Sq=2.57 nm、Sa=2.13 nm，GSBT 薄膜表面粗糙度比 200 ℃ 退火 30 min 时的表面粗糙度降低了，但平均晶粒尺寸增加至 203 nm 左右，增幅没有 GST 薄膜那么快；晶粒呈现的轮廓形态与 200 ℃ 退火 30 min 的 GSBT 薄膜表面很相似，也是多个晶粒堆叠呈现出扁平状，只是堆叠的晶粒数目增加了。从图 5 可以看到，GSBT 薄膜表面的平均晶粒尺寸随着退火温度的上升而增加，但粗糙度则是先增加后降低，晶粒的轮廓也从锐利变得扁平，且晶粒



(a) 未进行退火二维图　(b) 200 ℃ 退火 30 min 二维图　(c) 400 ℃ 退火 30 min 二维图

(d) 未进行退火三维图　(e) 200 ℃ 退火 30 min 三维图　(f) 400 ℃ 退火 30 min 三维图

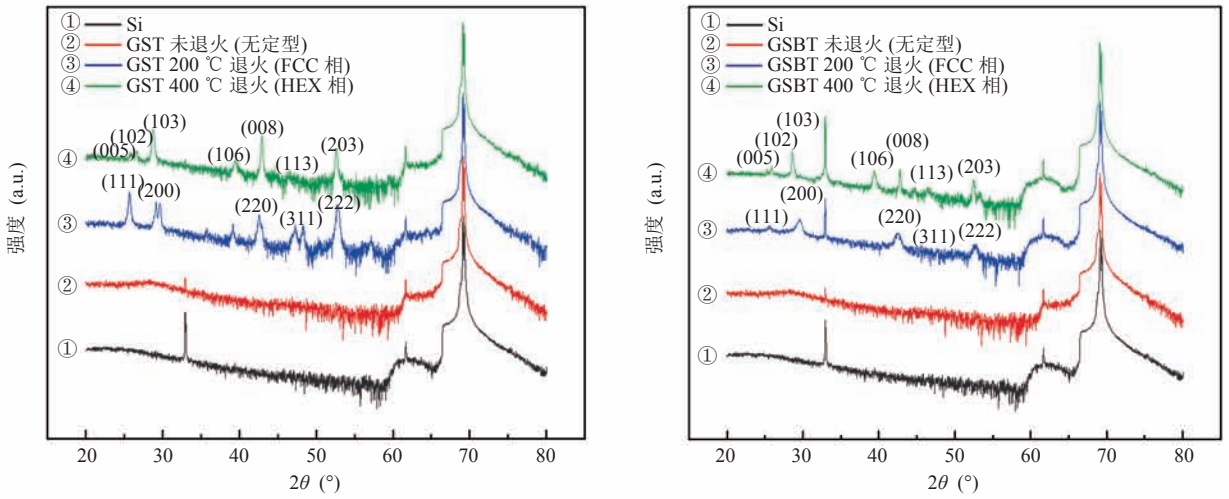
图 5　不同条件处理的 GSBT/Si（100）薄膜的原子力显微镜图

Fig. 5　Atomic force microscope images of GSBT/Si（100）thin film with different treatments

轮廓从锐利变得扁平这个过程比 GST 薄膜要快很多，GSBT 薄膜在 200 ℃ 退火 30 min 的晶粒形成状态就已经达到了 GST 薄膜在 400 ℃ 退火 30 min 的晶粒形成状态。这是因为锑-碲（Sb—Te）的键能高于铋-碲（Bi—Te），GSBT 中少量 Bi 的掺杂降低合金的结晶温度，加快结晶的相变速度，从而在同样的退火温度下就能结晶得更完全。

3.2.2 GST/GSBT 薄膜材料 XRD 表征

GST 相变材料有非晶态、面心立方（Face Center Cubic/Face-Centered Cubic，FCC）亚稳态和六方形（Hexangular，HEX）稳态三种相变态。GST 薄膜材料在退火温度为 140 ℃ 左右时将从非晶态开始结晶形成 FCC 亚稳态，退火温度达到 360 ℃ 左右时转变为 HEX 稳态。为了探究比较 GST 薄膜三种相变态之间的差异、它们之间的差异对所制备忆阻器件性能的影响以及 Bi 的少量掺杂对 GST 所带来的影响，对通过射频磁控溅射制备的 100 nm GST 薄膜和 100 nm GSBT 薄膜分别进行不退火处理、Ar 气氛下 200 ℃ 退火 30 min 处理和 Ar 气氛下 400 ℃ 退火 30 min 处理，并对处理后的样品分别进行 XRD 表征，结果如图 6 所示。衍射角在 20～80（°）内扫描，曲线①（黑色）对应 Si/SiO_2（100）的 XRD 衍射峰曲线，作为背景峰以便样品峰的观察；曲线②（红色）对应 GST 薄膜（图 6（a））和 GSBT 薄膜（图 6（b））未退火处理的样品，该样品除 Si/SiO_2（100）的 XRD 衍射峰外没有可识别的峰，沉积的薄膜处于非晶态；曲线③（蓝色）对应 GST 薄膜 200 ℃ 退火 30 min 处理，XRD 曲线出现了属于亚稳态 FCC 结构的衍射峰（111）、（200）、（220）、（311）和（222），表明该条件处理使 GST 薄膜发生了一级相变，从无定型状态转化为 FCC 态；曲线④（绿色）对应 GST 薄膜（图 6（a））和 GSBT 薄膜（图 6（b））400 ℃ 退火 30 min 处理，XRD 曲线出现了属于 HEX 结构的衍射峰（005）、（102）、（103）、（106）、（008）、（113）和（203），表明该条件处理



（a）100 nm GST 薄膜　　（b）100 nm GSBT 薄膜

图 6　GST 与 GSBT 样品的沉积态及 200 ℃、400 ℃ 退火后的 X 射线衍射分析图谱

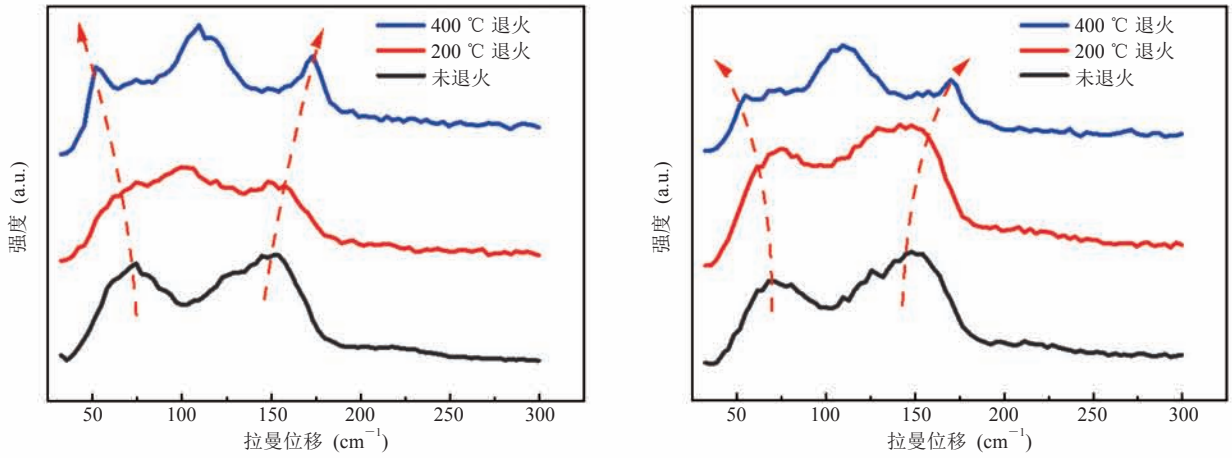
Fig. 6　X-ray diffraction spectra of GST and GSBT samples for as-deposited state and after annealing at 200 ℃, 400 ℃

使 GST 薄膜发生了二级相变，从 FCC 态转化为 HEX 态。对比两种薄膜的 XRD 图谱可以看到，GSBT 薄膜峰的位置与相应处理的 GST 薄膜衍射峰的位置很好地对齐，这证实了 GST 薄膜中少量 Bi 的掺杂不会显著改变本身晶格结构；但 200 ℃ 退火 30 min 的 GSBT 薄膜 FCC 相特征峰的强度比相应处理的 GST 薄膜低，并开始出现 HEX 相的特征峰，而 400 ℃ 退火 30 min 的 GSBT 薄膜 HEX 相特征峰的强度则比相应处理的 GST 薄膜高，说明 GST 薄膜中少量 Bi 的掺杂会降低相变温度。

3.2.3 GST/GSBT 薄膜材料 Raman 表征

进一步地，本文还对 100 nm GST/GSBT 薄膜进行了 Raman 表征，结果如图 7 所示。其中，图中 Raman 光谱均在 30～300 cm^{-1} 测量数据。图 7(a)显示，沉积的 GST 薄膜 Raman 光谱(黑色曲线)在 66 cm^{-1} 和 150 cm^{-1} 附近出现了两个峰。其中，66 cm^{-1} 附近的峰与 Sb-Te_3 单元的 Sb—Te 键振动有关；150 cm^{-1} 附近的峰则对应于 Ge—Te 键的拉伸振动。相对于沉积的 GST 薄膜，200 ℃ 退火 30 min 的 GST 薄膜 Raman 光谱(红色曲线)在 66 cm^{-1} 和 150 cm^{-1} 附近的峰均出现了红移。这是由于温度的升高，较高的能量导致更强的热应力，这种热应力有助于拉曼光谱的移动。此外，在 103 cm^{-1} 附近出现了新的峰，这来自于锥体 $GeTe_3Ge$ 或四面体 $GeTe_4$ 结构的异质键振动。相对于 200 ℃ 退火 30 min，400 ℃ 退火 30 min 的 GST 薄膜 Raman 光谱(蓝色曲线)在 66 cm^{-1} 附近的峰出现了蓝移，而在 150 cm^{-1} 附近的峰出现了红移，并且两个峰的强度也更高了。这是由于温度升高所产生的热应力促使拉曼光谱的移动，但 Raman 光谱在 66 cm^{-1} 附近的峰由无定型状态转化为 FCC 相时出现了红移，而从 FCC 相转化为 HEX 相时出现了蓝移。这是由不同的相变行为引起的应力导致拉曼光谱的不同移动。当发生液固相变时，熔化过程可以释放部分应力，从而固态相变的应力要强得多。此外，在 115.7 cm^{-1} 附近出现了新的峰，这和 Sb—Te 键的振动模有关。

图 7(b)为 100 nm GSBT 薄膜沉积态、退火 200 ℃ 和退火 400 ℃ 的 Raman 光谱，与 GST 薄膜相同处理下的 Raman 光谱有着相似的特性，但 200 ℃ 退火 30 min 时在 103 cm^{-1} 附近没有出现新的峰，这是由 Bi—Te 键振动和 Sb—Te 键振动



(a) 100 nm GST 薄膜　　(b) 100 nm GSBT 薄膜

图 7　GST 薄膜和 GSBT 薄膜在不同温度下退火的拉曼光谱

Fig. 7　Raman spectra for GST films and GSBT films annealed at different temperatures

共同造成的。

3.2.4 GST/GSBT 薄膜材料 Hall 测试

利用射频磁控溅射在以 Ar 为工作气体、本底真空为 5×10^{-4} Pa、溅射功率为 75 W、工作压强为 0.5 Pa 的室温环境下，于 7 片 1.2 cm×1.2 cm 方形单抛单氧化层硅片 Si/SiO_2 上溅射一层 75 nm GST 薄膜，并在相同条件下制备 7 片 75 nm GSBT 薄膜。因沉积的非晶态方块电阻远大于 10 MΩ，故需对薄膜退火，待冷却至室温，再在直流电流为 0.1 mA、磁场为 0.5 T 的室温条件下测量其霍尔系数、载流子迁移率及浓度等。实验测得霍尔系数均为正值，表明退火后样品均为空穴(P-type)导体。图 8 为 75 nm GST 薄膜(蓝色曲线)和 GSBT 薄膜(红色曲线)在不同温度退火后室温下的方块电阻变化。由图 8 可知，GST 薄膜和 GSBT 薄膜的方块电阻均随着退火温度的上升而下降。这是因为 GST 薄膜和 GSBT 薄膜沉积状态是非晶态，本身电阻很大、禁带宽度大、导电性差，加热后电子受激发跃迁，使原来的满带变为导带，使其导电能力提升，从而电阻变小。GSBT 薄膜的方块电阻在 150～300 ℃ 退火温度急剧下降，300 ℃ 后基本保持稳定；GST 薄膜的方块电阻在 150～200 ℃ 退火温度也是急剧下降，200 ℃ 后保持稳定。另外，从图 8 中还能看到，GSBT 薄膜的方块电阻在不同的退火温度区间都高于 GST 薄膜，这是由于少量掺杂的 Bi 导致其方块电阻增加。

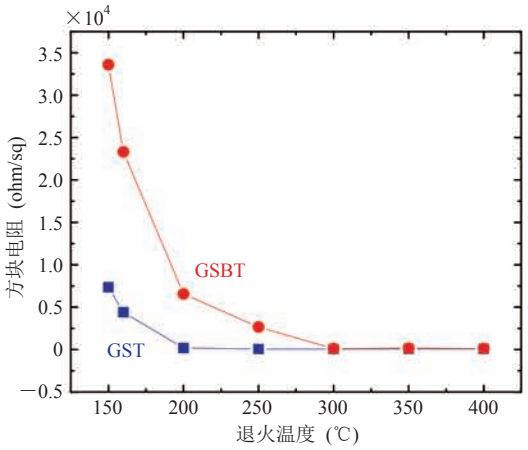


图 8　样品的方块电阻在不同温度下退火处理后的结果

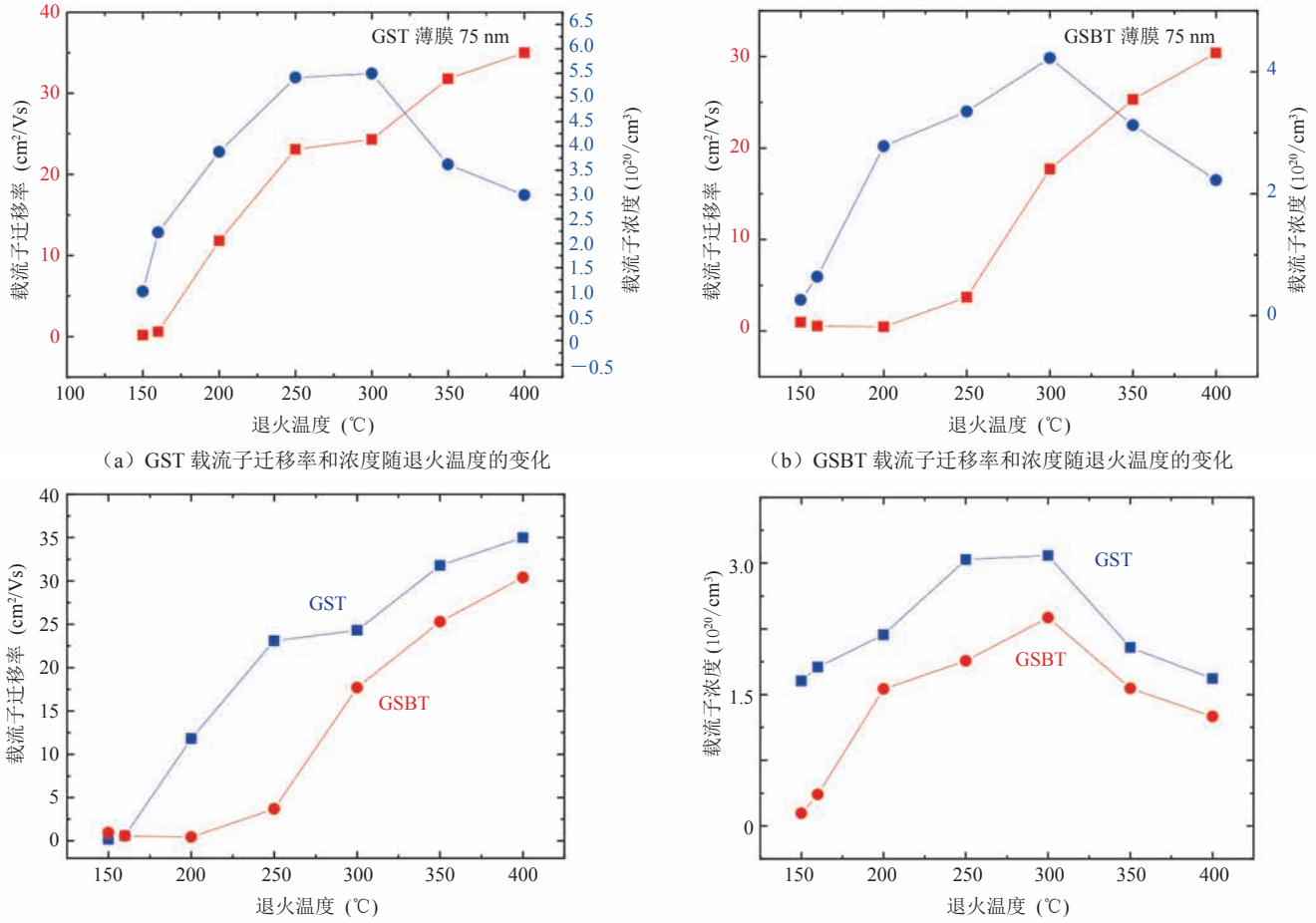
Fig. 8　The results of annealing at different temperatures for the sheet resistance of samples

图 9 为 75 nm GST 薄膜和 75 nm GSBT 薄膜在不同温度退火后室温下的样品载流子迁移率及载流子浓度结果。从图 9(a)可以看到，随着退火温度的上升，GST 薄膜的载流子迁移率不断上升，而载流子浓度在 300 ℃ 前一直上升，300 ℃ 后开始下降。间接证明随着退火

温度升高，电子共有化运动加剧，能级分裂加剧、允带变宽、禁带变窄，电子更容易从价带跃到导带，所以温度升高，电子空穴对增多，自由载流子浓度增加。但 300 ℃ 时发生了二级相变为稳态 HEX 相，样品晶化程度变高，晶界变大，自由载流子数目不断减少。另一方面，由于晶界由多而散乱到逐渐规整的排列，晶界对载流子散射作用减小，也导致载流子迁移率不断提高。从图 9(b) 可以看到，随着退火温度的上升，GSBT 薄膜的载流子迁移率和载流子浓度的整体趋势与 GST 薄膜相似。图 9(c) 显示， GST 薄膜和 GSBT 薄膜的载流子迁移率均随着退火温度的上升而呈现上升趋势，且除了在 150 ℃ 退火温度阶段外，GST 薄膜迁移率一直比 GSBT 薄膜迁移率高。图 9(d) 显示，GST 薄膜和 GSBT 薄膜的载流子浓度随着退火温度的上升呈现出相似的趋势，但 GST 薄膜的载流子浓度在不同退火温度下都高于 GSBT 薄膜的。图 9 结果表明，GST 薄膜的电导率要大于 GSBT 薄膜，从而 GST 薄膜具有更小的方块电阻、更强的导电性，结合图 8 更能说明这一点；而 GSBT 薄膜具有更高的方块电阻，赋予了所制备忆阻器件更高的电阻态，增加了电阻切换范围。

3.2.5 不同激光功率密度划线的 GST/GSBT 薄膜材料的 AFM 和 Raman 表征

本文基于 GST/GSBT 薄膜材料采用飞秒激



（a）GST 载流子迁移率和浓度随退火温度的变化

（b）GSBT 载流子迁移率和浓度随退火温度的变化

（c）GST 和 GSBT 载流子迁移率随退火温度变化对比

（d）GST 和 GSBT 载流子浓度随退火温度变化对比

图 9 样品载流子迁移率及载流子浓度在不同温度退火处理后的结果

Fig. 9 Results of sample carrier mobility and carrier concentration after annealing at different temperatures

光制备忆阻器件。其中，利用飞秒激光直写加工系统制备了不同激光功率密度处理阻变层 GST/GSBT 材料后的多个忆阻器件，并进行了 AFM 表征和 Raman 表征。由于热扩散随着激光功率密度的增加而增加，从而所制备的纳米条带也越宽，此时若要使纳米条带更窄，则需降低激光功率，但随之带来其晶化程度也会减小，所以此实验是为后续器件性能提升做验证。图 10 为在不同激光功率下所制备忆阻器件的阻变层纳米带 AFM 图。其中，图 10(a-h)的功率密度分别为 3.56 mJ/cm^2、7.41 mJ/cm^2、11.39 mJ/cm^2、15.41 mJ/cm^2、19.47 mJ/cm^2、23.55 mJ/cm^2、27.74 mJ/cm^2、32.02 mJ/cm^2，纳米带的宽度则从 500 nm 一直增加到 1.8 μm。如果增加飞秒激光功率的同时增加扫描步长，那么可以使纳米线宽度达到 100 nm。使用 25% TMAH 进行相同的刻蚀时间后，所有纳米带的高度均接近 50 nm。图 10(a)中有部分纳米带被刻蚀掉，这可能是 3.56 mJ/cm^2 的激光能量密度相对比较弱的原因。因为能量低，其强度不足以使非晶 GST 薄膜完全结晶，此时可能会存在多晶。图 11 为在以上激光功率密度下对 GST/GSBT 薄膜进行的 Raman 表征。对比图 8 不同温度退火实验，GST/GSBT 薄膜在激光功率密度为 7.41～15.41 mJ/cm^2 时转变为 FCC 相，在激光功率密度大于 15.41 mJ/cm^2 时转变为 HEX 相。图 10(f-h)中结晶 GST 纳米带的中心会有低谷结构产生。这是由于随着光束强度上升超过损伤阈值，GST 薄膜就会从光束中心(这里温度最高)开始熔化，导致在最后显影的过程中被去除。为了保证器件阻变层晶化程度完好，纳米条带宽度尽可能的小以达到更高电阻态。本文选择使用 11.39 mJ/cm^2 的激光功率密度加工忆阻器件，此时阻变层处于 FCC 相。

3.3　器件的性能测试

本文利用 Keithley 2400 对制备的器件进行 I-V 测试，并利用 Origin 软件处理数据得到器件电阻切换比，即高电阻态(R_H)/低电阻态(R_L)。图 12 为在器件吸附层铬厚度为 5 nm、电极层金厚度为 50 nm、电极功能层银厚度为 20 nm，采用飞秒激光功率密度为 11.39 mJ/cm^2 的情况下，所做器件的电阻切换比 R_H/R_L 随 GST/GSBT 厚度变化的曲线。从图 12 可以看到，GSBT 薄膜作为阻变层的器件电阻切换比高于 GST 薄膜的。这是由于少量 Bi 的掺杂增加了 GST 的电阻，而低电阻态取决于阻变层材料中银导电丝的形成。从图 12 还可以看到，100 nm 左右的 GST/GSBT

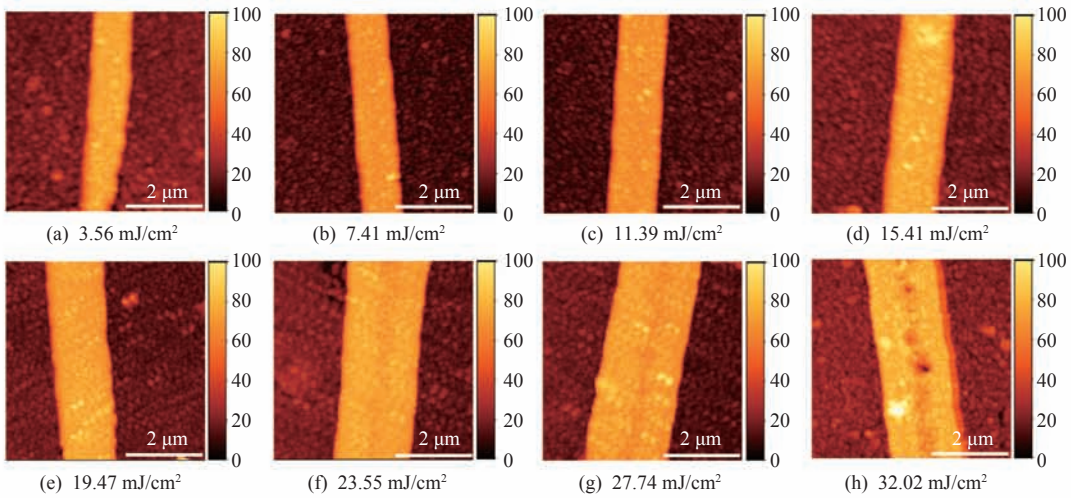
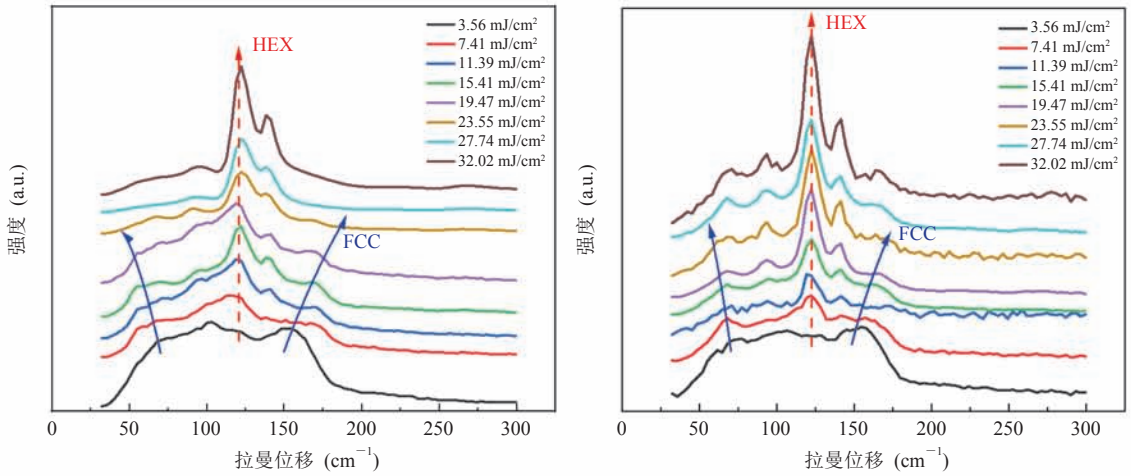


图 10　不同激光功率密度制备的 GST 纳米带的原子力显微镜图

Fig. 10　Atomic force microscope images of GST nanobelts prepared by different laser fluences



(a) 激光处理后 GST 的 Raman 光谱　　(b) 激光处理后 GSBT 的 Raman 光谱

图 11　不同激光功率密度下制备的 GST/GSBT 纳米带的拉曼光谱图

Fig. 11　Raman spectra of GST/GSBT nanobelts prepared by different laser fluences

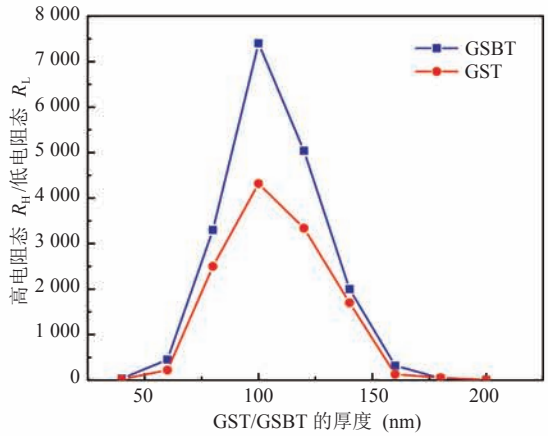


图 12　电阻切换比（R_H/R_L）随着 GST/GSBT 薄膜厚度变化的关系

Fig. 12　Relation diagram of resistance switching ratio（R_H/R_L）with thickness of GST/GSBT films

薄膜带来的器件电阻切换比最高，其中以 100 nm GSBT 薄膜作为阻变层所制备的器件达到最高电阻切换比～7 400。这是因为飞秒激光功率密度为 11.39 mJ/ cm^2 时所处理的 GST/GSBT 纳米带高度约为 50 nm(图 13)，而所制备的铬、金和银的总厚度为 75 nm 左右，本文所制备器件的低电阻态主要是通过银导电丝的形成，其中银活泼电极层为 20 nm，从而 100 nm 左右的 GST/GSBT 可以使银活泼电极层更好地与阻变层结合发挥最大的器件性能。图 14 为对 11.39 mJ/cm^2 飞秒激光功率密度制备的 100 nm GSBT 薄膜器件进行 I-V 测试的结果。从图 14 可以看到，所制备的器件展现出很好的电阻转换行为，高电阻态和低电阻态稳定循环达 120 次，即“8”字回形忆阻器特性曲线达到了 60 圈。图 15 也能很好地验证这一点，R_H/R_L 达到了 10^3 并稳定在此状态达到 65 圈，最高达到了 7 400。图 16 为基于 GSBT 制备的器件切换到高电阻态和低电阻态后的保持特性，R_H/R_L 在 3 个数量级的情况下能持续保持～3 250 s。

电阻切换机制主要分为阻变层材料的相变、界面效应、氧空位的迁移和导电丝的形成。目前，最常见的电阻切换机制就是基于导电纤维的形成和断裂，由活泼的金属离子(如铜、银、镍、钛等)在阻变层中进行迁移。其中，银离子能很好地在 GST 材料中迁移。本文对 GST 材料进行了少量 Bi 的掺杂，得到更大晶粒的 GSBT 材料，因此更利于银离子的迁移，而且增加了电阻切换比。图 14 中的高电阻态就是 GSBT 本身的状态，当加入连续的电压驱动金属银在正极释放出银离子并逐步在负极结合电子形成银导电丝

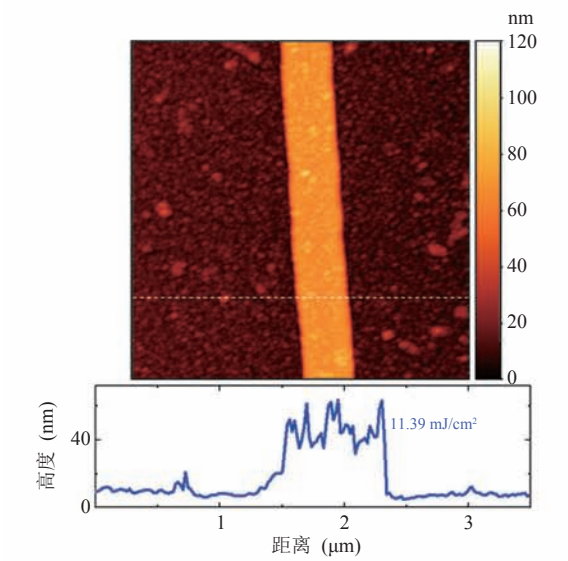
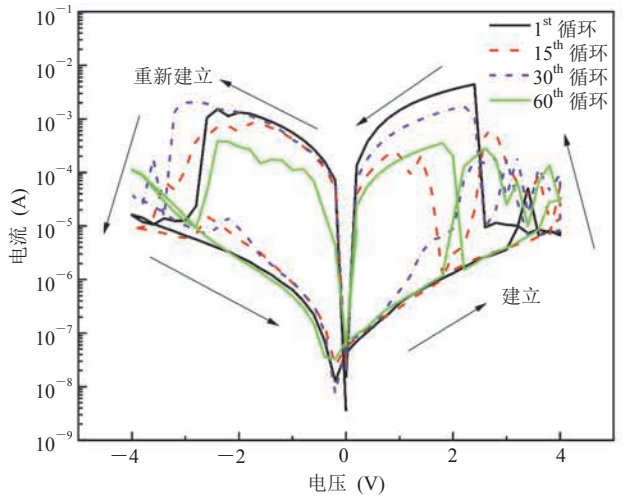


图 13　在 11.39 mJ/cm² 激光能量下制备的 GST 纳米带的原子力显微镜图及其剖面高度

Fig. 13　Atomic force microscope image of GST nanobelts prepared with laser fluence at 11.39 mJ/cm² and their profile height



注：箭头表示电压扫描方向(0→4 V→0→−4 V→0)；扫描速率为 0.3 V/s

图 14　100 nm GSBT 薄膜器件的电流-电压特性

Fig. 14　Current-voltage characteristics of the GSBT thin film device of 100 nm thick

时，形成低电阻态；当电压继续加大，银导电丝继续延长，从负极一直延长到正极时就连通了两边电极，从而形成低电阻态。这时再加上反向电压刺激，银导电丝开始断裂，电阻又会越来越大，也就是高电阻态恢复过程。

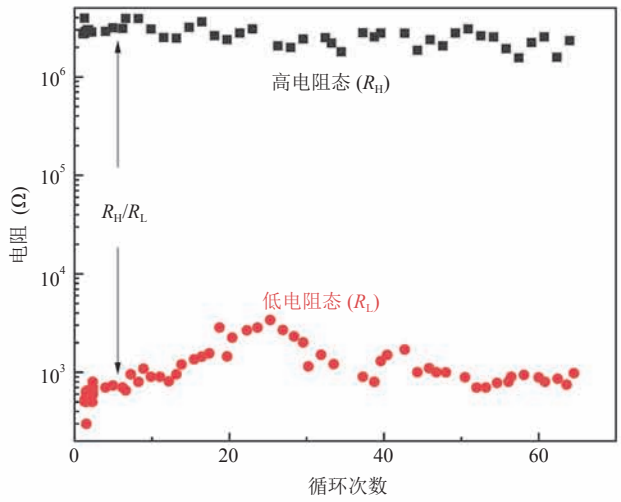


图 15　100 nm GSBT 薄膜器件的高电阻态/低电阻态

Fig. 15　High resistance/low resistance of the GSBT thin film device of 100 nm thick

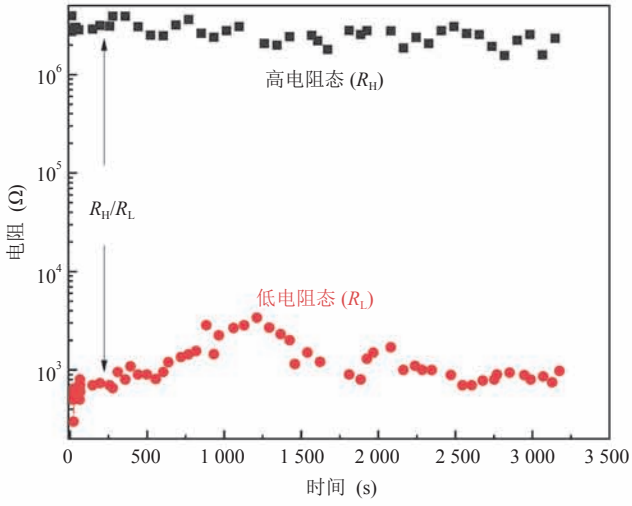


图 16　基于 GSBT 的器件切换到低电阻态和高电阻态后的保持特性

Fig. 16　Retention properties of a GSBT-based device after being switched to the low resistance and high resistance

4　讨　论

目前，忆阻器的主流结构模型是金属-绝缘体-金属的夹层结构，其中采用的阻变层多为二维材料。Prezioso 等[28]采用 $Ta/Pt/Al_2O_3/TiO_{2-x}/Ti/Pt$ 的金属-绝缘体-金属夹层结构制备出基于氧空

位缺陷机制的忆阻器，其开关比性能达～100。2011 年，研究人员已证明 GST 作为忆阻材料是提高忆阻器性能的理想选择。如 Wang 等[29]采用 Cu/Ag/GST/Cu 的金属-绝缘体-金属夹层结构制备出了基于银导电丝机制的忆阻器，其器件开关比性能最高可达～4 000。但这种二维材料作为阻变层的忆阻器漏电流严重，不能保证器件的开关比性能都稳定达到～4 000，且工作过程中功耗比较大。基于此，Milano 等[1]采用化学沉积合成方法自下而上生长一维材料 NW 作为阻变层制备忆阻器，其电阻切换比均可达到～10^3，并且在此电阻切换比下稳定循环 300 圈，持续时间达 1 000 s。但这些一维材料大多是单独合成后再进行转移，很难保证每一个器件都拥有纳米线/纳米带式阻变层，且一维材料 NW 的制备过程耗时较长。

与之相比，本文采用的是一维材料作为阻变层、基于银导电丝机制的 Ag-GST 纳米带-Ag 平面结构忆阻器。其中，一维材料 GST 的制备是通过本文研究团队自制的飞秒激光纳米加工系统，不需要特别合成，工艺简单省时。根据需要，飞秒激光加工一维材料 GST 的宽度精度达到 100 nm 以下，比 Milano 等[1]采用化学沉积合成方法生长宽～110 nm NW 的精度要高。同时，本文采用飞秒激光制备的 GST/GSBT 纳米带可以保证有效面积上的每一个器件都能拥有纳米线/纳米带式阻变层的完整性，大大提高了器件的良品率，且能在电阻切换比～7 400 的状态下维持～3 250 s，比 Prezioso 等[28]采用氧化物作为阻变层其性能提升了 7 300%，比 Wang 等[29]采用 GST 薄膜材料作为阻变层其性能提升了 85%，比 Milano 等[1]采用一维材料 NW 作为阻变层性能提升了 640%，且循环稳定性提升了 225%。目前，利用飞秒激光制备的忆阻器一批次只能制备出一个完整的器件，后续将进行器件的矩阵化，并对飞秒激光系统程序进行改进，使其能够一次性加工多个器件。

5 结 论

本文所制备的忆阻器为薄膜晶体管式的结构模型：先将两金属电极放置于一个平面上，在其间隙处溅射阻变层材料 GST/GSBT，再采用最新激光直写技术自行搭建飞秒激光直写平台，运用其对阻变层快速进行晶化处理，并用 25% TMAH 浸泡 30 min 去除掉非晶部分，从而得到最小宽度为 500 nm 的阻变层 GST/GSBT 纳米带。本文还针对性地对掺杂 Bi 和未掺杂 Bi 的 GST 进行了表征比较，发现两者晶体结构未改变，从无定型状态到 FCC 相再到 HEX 相，两者的表面粗糙度先增加后减小，晶粒尺寸先剧烈增大后再缓慢增大。但 GSBT 晶粒轮廓从锐利变得扁平这个过程比 GST 薄膜要快很多，GSBT 薄膜 200 ℃ 退火 30 min 的晶粒形成状态就已经达到了 GST 薄膜在 400 ℃ 退火 30 min 的晶粒形成状态。这是因为 Sb—Te 的键能高于 Bi—Te，GSBT 中少量掺杂的 Bi 降低了合金的结晶温度，也加快了结晶的相变速度，从而在同样的退火温度下就能结晶得更完全。Raman 光谱中，二者都表现出相同的蓝移和红移，且出现新的特征峰，并表现出相似的晶格振动。XRD 相应处理后的 GSBT 各特征峰的强度没有 GST 薄膜相应处理的高，表明 GST 薄膜中掺杂少量的 Bi 会降低相变温度。从 Hall 测试中可以看到，GST 掺杂少量 Bi 后方块电阻增加了，一定程度上可以提高忆阻器的高电阻态。同时，本文对飞秒激光所制备的 GST/GSBT 纳米带进行了 AFM 和 Raman 表征，得到在保证晶化程度和纳米带完整度的情况下能使纳米带足够窄的激光功率为 11.39 mJ/cm^2。另外，在此功率下制备的器件性能与阻变层溅射厚度的变化关系表明，阻变层为 100 nm 厚的 GSBT 薄膜器件的性能最好，电阻

切换比达到了～7 400，能稳定循环 60 圈，并在电阻切换比保持在～10^3 的状态下维持～3 250 s。本文所采用的阻变层制备技术手段及表征结果可为忆阻器件后续的研究提供强大的理论和实验依据。

参 考 文 献

[1] Milano G, Luebben M, Ma Z, et al. Self-limited single nanowire systems combining all-in-one memristive and neuromorphic functionalities [J]. Nature Communications, 2018, 9(1): 5151.

[2] Chua L. Memristor-the missing circuit element [J]. IEEE Transactions on Circuit Theory, 1971, 18(5): 507-519.

[3] Jo SH, Chang T, Ebong I, et al. Nanoscale memristor device as synapse in neuromorphic systems [J]. Nano Letters, 2010, 10(4): 1297-1301.

[4] 张晨曦, 陈艳, 仪明东, 等. 基于忆阻器模拟的突触可塑性的研究进展 [J]. 中国科学：信息科学, 2018, 48(2): 115-142.

[5] Le VQ, Do TH, Retamal JRD, et al. Van der Waals heteroepitaxial AZO/NiO/AZO/muscovite (ANA/muscovite) transparent flexible memristor [J]. Nano Energy, 2019, 56: 322-329.

[6] 陈义豪, 徐威, 王钰琪, 等. 基于二维材料 MXene 的仿神经突触忆阻器的制备和长/短时程突触可塑性的实现 [J]. 物理学报, 2019, 68(9): 245-250.

[7] Strukov DB, Snider GS, Stewart DR, et al. The missing memristor found [J]. Nature, 2008, 453(7191): 80-83.

[8] Williams S. How we found the missing memristor [J]. IEEE Spectrum, 2008, 45(12): 24-31.

[9] Pershin YV, Ventra MD. Spin memristive systems: spin memory effects in semiconductor spintronics [J]. Physical Review B, 2008, 78(11): 113309.

[10] Linn E, Menzel S, Rosezin R, et al. Modeling complementary resistive switches by nonlinear memristive systems [C] // IEEE 2011 11th Internation Conference on Nanotechnology, 2011: 1474-1478.

[11] Yang JJ, Pickett MD, Li X, et al. Memristive switching mechanism formetal-oxide-metal nanodevices [J]. Nature Nanotechnology, 2008, 7(3): 429-433.

[12] Verschuuren MA, de Dood MJA, Stolwijk D, et al. Optical properties of high-quality nanohole arrays in gold made using soft-nanoimprint lithography [J]. MRS Communications, 2015, 5(4): 547-553.

[13] Tseng AA, Notargiacomo A, Chen TP. Nanofabrication by scanning probe microscope lithography: a review [J]. Journal of Vacuum Science & Technology B, 2005, 23(3): 877-894.

[14] Kim DS, Ji R, Fan HJ, et al. Laserinterference lithography tailored for highly symmetrically arranged ZnO nanowire arrays [J]. Small, 2007, 3(1): 76-80.

[15] Vieu C, Carcenac F, Pepin A, et al. Electron beam lithography: resolution limits and applications [J]. Applied Surface Science, 2000, 164(1-4): 111-117.

[16] Lin BJ. Deep UV lithography [J]. Journal of Vacuum Science and Technology, 1975, 12(6): 1317-1320.

[17] Chen K, Azhar E, Ma T, et al. Facile large-area photolithography of periodic sub-micron structures using a self-formed polymer mask [J]. Applied Physics Lettters, 2012, 100(23): 233503.

[18] Du H, Wan T, Qu B, et al. Engineering silver nanowire networks: from transparent electrodes to resistive switching devices [J]. ACS Applied Materials and Interfaces, 2017, 9(24): 20762-20770.

[19] Herderick ED, Reddy KM, Sample RN, et al. Bipolar resistive switching in individual Au-NiO-Au segmented nanowires [J]. Applied Physics Letters, 2009, 95(20): 203505-253507.

[20] Xiao M, Shen DZ, Musselman KP, et al. Oxygen vacancy migration/diffusion induced synaptic plasticity in a single titanate nanobelt [J]. Nanoscale, 2018, 10(13): 6069-6079.

[21] Puzyrev YS, Shen X, Zhang CX, et al. Memristive devices from ZnO nanowire bundles and meshes [J]. Applied Physics Letters, 2017, 111(15): 153504.

[22] Liang KD, Huang CH, Lai CC, et al. Single CuO_x nanowire memristor: forming-free resistive

switching behavior [J]. ACS Applied Materials and Interfaces, 2014, 6(19): 16537-16544.

[23] Li J, Zheng L, Xi H, et al. A study on inorganic phase-change resist $Ge_2Sb_{2(1-x)}Bi_{2x}Te_5$ and its mechanism [J]. Physical Chemistry Chemical Physics, 2014, 16(40): 22281-22286.

[24] Dostovalov AV, Korolkov VP, Babin SA. Simultaneous formation of ablative and thermochemical laser-induced periodic surface structures on Ti film at femtosecond irradiation [J]. Laser Physics Letters, 2015, 12(3): 036101.

[25] Huang YQ, Huang R, Liu QL, et al. Realization of III-V semiconductor periodic nanostructures by laser direct writing technique [J]. Nanoscale Research Letters, 2017, 12(1): 12-21.

[26] Deng C, Geng Y, Wu Y. Selective wet etching of $Ge_2Sb_2Te_5$ phase-change thin films in thermal lithography with tetramethylammonium [J]. Applied Physics A, 2011, 104(4): 1091-1097.

[27] Babich A, Sherchenkov A, Kozyukhin S, et al. Effect of doping on the crystallization kinetics of phase change memory materials on the basis of Ge-Sb-Te system [J]. Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, 2016, 127(1): 283-290.

[28] Prezioso M, Merrikh-Bayat F, Hoskins BD, et al. Training and operation of an integrated neuromorphic network based on metal-oxide memristors [J]. Nature, 2015, 521: 61-64.

[29] Wang Q, Sun HJ, Zhang JJ, et al. Electrode materials for $Ge_2Sb_2Te_5$-based memristors [J]. Journal of Electronic Materials, 2012, 41(12): 3417-3422.

欢迎订阅 2020 年《集成技术》

《集成技术》系由中国科学院主管，中国科学院深圳先进技术研究院为第一主办单位，科学出版社有限责任公司为第二主办单位及出版单位的学术期刊。于 2012 年 5 月创刊，国际连续出版物号 ISSN 2095-3135，国内连续出版物号 CN 44-1691/T，是一本大 16 开中文双月刊（逢单月 20 日出版）。

《集成技术》办刊主旨为：努力反映理工农医四大领域的新理论、新技术、新成果和发展趋势以及交叉集成。尤其关注一些新的热点领域：虚拟现实与增强现实、大数据、云计算、机器学习、机器人及先进制造、新能源新材料、纳米医疗、精准医学和脑科学等。

栏目设置：生物医药与生物医学工程、电子信息和新能源新材料。

期刊订阅：

2020 年定价 48 元 / 册，全年刊期：6 期，全年定价 288 元。

①各地邮局订阅：邮发代号 46-139；

②科学出版社期刊发行部：联系电话 010-64017032 64017539；

③网上购买：搜淘宝店、微店店铺名称：中科期刊（订阅及销售过刊）；或扫描下方二维码。

④淘宝购买链接：

https://item.taobao.com/item.htm?spm=a1z38n.10677092.0.0.1e261debktbJMv&id=45473999484

⑤微店购买链接：

https://weidian.com/item.html?itemID=2580439973