

# 强织构 p 型 $\text{Bi}_{0.5}\text{Sb}_{1.5}\text{Te}_3$ 材料的熔体旋甩快速烧结制备与热电性能研究\*

秦逸晗<sup>1)2)</sup> 李珺杰<sup>1)2)†</sup> 樊京辉<sup>1)2)</sup> 李貌<sup>1)2)</sup> 罗婷婷<sup>1)2)</sup> 吴劲松<sup>1)3)</sup>  
VLADIMIR Khovaylo<sup>4)</sup> 张清杰<sup>1)</sup> 苏贤礼<sup>1)2)‡</sup> 唐新峰<sup>1)2)</sup>

1) (武汉理工大学, 材料复合新技术全国重点实验室, 武汉 430070)

2) (武汉理工大学襄阳示范区, 湖北隆中实验室, 襄阳 441000)

3) (武汉理工大学, 纳微结构研究中心, 武汉 430070)

4) (*University of Science and Technology MISIS, Moscow 119049, Russia*)

(2025 年 10 月 10 日收到; 2025 年 11 月 23 日收到修改稿)

传统区熔制备的  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  基材料力学性能较差, 尽管粉末冶金热挤压制备技术有效改善了材料的力学性能, 但其包括制粉、烧结、热挤压等工序, 工艺流程冗长, 严重制约了多晶  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  基材料的发展及其在微型热电器件的应用. 本文采用熔体旋甩方法制备 p 型  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  基薄带材料, 然后通过直接平铺结合放电等离子活化烧结制备了系列高织构 p 型  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  基块体材料. 熔体旋甩制备的薄带具有强的织构、丰富纳米结构和缺陷结构, 采用不研磨平铺直接快速放电等离子活化烧结有效保留了薄带的取向特征, 获得与传统球磨制粉放电等离子活化烧结不一样的沿垂直烧结压力方向强 (110) 织构特征, 743 K 烧结样品取向因子与热挤压样品基本相当, (110) 面取向因子达到 0.37. 由于这种强取向特征, 样品在平行于压力方向上获得了优异的电传输性能, 室温下功率因子达到  $3.79 \text{ mW}/(\text{m}\cdot\text{K}^2)$ , 此外晶粒细化显著降低了材料的热导率, 最终 743 K 烧结样品在 398 K 下获得了最高  $ZT$  值为 1.30, 相较于传统区熔样品提升了 46%. 本文开发出一种快速、便捷的制备策略, 用以合成具备强织构、细晶粒特征的高性能  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  基热电材料, 为该类材料在微型热电器件领域的应用奠定了重要基础.

**关键词:** 碲化铋, 熔体旋甩, 织构, 放电等离子烧结, 缺陷结构

**DOI:** 10.7498/aps.75.20251368

**CSTR:** 32037.14.aps.75.20251368

## 1 引言

碲化铋 ( $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ ) 基化合物在室温附近具有优异的热电性能, 是目前唯一实现商业化应用的热电材料<sup>[1]</sup>. 该材料呈现出六方层状的晶体结构, 由  $\text{Te}(1)$ - $\text{Bi}$ - $\text{Te}(2)$ - $\text{Bi}$ - $\text{Te}(1)$ -五层结构单元沿着  $c$  轴堆叠而成<sup>[2,3]</sup>. 在单个五层结构单元内部, 原子之间由离子键和共价键紧密连接, 而在层与层之间, 相邻

结构单元的  $\text{Te}(1)$  原子则通过微弱的范德瓦耳斯力相结合. 层内强键合与层间弱键合的巨大差异, 使得  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  基化合物的热电性能表现出显著的各向异性<sup>[4]</sup>, 相较于垂直于层状结构的面外方向, 该材料沿着平行于层状结构的面内方向展现出更为优越的热电性能. 因此, 制备出高取向、强织构的材料是获得性能优异  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  基材料的关键.

为制备高取向、强织构的  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  基材料, 研究者发展了区熔 (zone melting, ZM) 技术. 采用区熔

\* 国家重点研发计划 (批准号: 2024YFF0505900) 和国家自然科学基金 (批准号: W2412066) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: lijunjie2012@whut.edu.cn

‡ 通信作者. E-mail: suxianli@whut.edu.cn

法制备的材料具有类似单晶的高取向<sup>[5]</sup>, 使得材料的载流子迁移率得以显著提高, 从而表现出卓越的电输运性能<sup>[6,7]</sup>. 然而, 由于区熔材料粗大的晶粒与显著的织构取向, 加之层间微弱的范德瓦耳斯力作用, 使材料的机械强度普遍不足<sup>[8]</sup>, 导致其在加工过程中易于沿 *ab* 面方向解理破坏, 无法用于制造微型热电器件.

为了满足微型热电器件的制造要求, 研究者广泛采用粉末冶金技术细化材料晶粒尺寸来改善材料的力学性能. 粉末冶金技术包含化合物粉体的制备和致密化两个重要步骤, 研究者通常采用包括熔融、高能球磨、湿化学法、自蔓延燃烧合成和熔体旋甩等方法合成化合物粉体<sup>[9-11]</sup>, 然后再结合放电等离子烧结 (spark plasma sintering, SPS) 和热压 (hot pressing, HP) 等方法获得致密的块体材料<sup>[12,13]</sup>. 尽管采用粉末冶金技术能有效提升材料的力学性能, 但是晶粒细化显著增强了界面对载流子的散射<sup>[14]</sup>, 此外, 晶粒破碎和细化导致样品取向和织构的减弱<sup>[15]</sup>, 样品载流子迁移率和电性能严重劣化, 限制了材料热电性能的进一步提高. 因此, 亟需开发一种能获得具有细晶粒、强织构  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  基材料的制备方法.

为了协同优化织构与晶粒尺寸, 研究者发展了热电材料的热挤压 (hot extrusion, HE) 技术<sup>[16]</sup>, 通过有效调控热挤压过程中动态再结晶与剪切变形过程<sup>[17,18]</sup>, 可在细晶基体中重建强取向结构<sup>[19,20]</sup>. 然而, 热挤压工艺往往需以粉末冶金预制体为前驱体, 然后再采用热挤压制备高取向的样品, 包括制粉、烧结、热挤压等工艺流程, 存在工艺流程冗长等问题<sup>[21]</sup>. 因此, 亟需开发出可以快捷获得强织构、细晶粒材料的新制备工艺, 这也是目前  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  基材料规模化制备技术研究的重点.

本文采用熔体旋甩 (melt spinning, MS) 结合放电等离子活化烧结技术 (SPS) 制备了强取向、细晶粒 p 型  $\text{Bi}_{0.5}\text{Sb}_{1.5}\text{Te}_3$  样品, 制备工艺流程如图 1 所示. 系统研究了熔体旋甩制备工艺和烧结工艺对材料微结构及其演化过程的影响规律, 在熔体旋甩工艺中, 极快的冷却过程以及自由面与接触面之间显著的冷却速率差异<sup>[22-24]</sup>, 共同构筑了薄带内部中包含非晶、纳米晶和枝状晶组成的多尺度结构以及强的 (110) 取向特征. 将熔体旋甩薄带不经研磨直接平铺快速放电等离子活化烧结有效保留了薄带中固有的高 (110) 择优取向和多尺度微结构; 使烧结样品表现出与传统压力烧结诱导取向不一样的 (110) 强择优取向, 这种独特的高取向性与多尺度结构显著提升了材料的热电性能, 在平行于烧结方向, 样品在 303 K 时电导率达到  $9.98 \times 10^4 \text{ S/m}$ , 相较于垂直于烧结方向的样品电导率提升了 14%, 相较于球磨结合 SPS 制备样品电导率提升了约 250%. 此外, 采用该方法制备的样品在垂直于烧结压力方向表现出了极低的热导率, 在 374 K 时晶格热导率为  $0.84 \text{ W/(m}\cdot\text{K)}$ , 最终在垂直于烧结压力方向表现出了优异的热电性能, 在 349 K 时其最大 *ZT* 值达到 1.3.

综上, 本文提出的熔体旋甩薄带不经研磨平铺直接烧结策略, 显著缩短了制备技术路线和周期, 为  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  基热电材料在微型器件中的应用开辟了一条高效、低成本的技术新路径.

## 2 实验方法

### 2.1 材料的制备

本文以武汉新赛尔科技有限公司生产直径为 30 mm 的 p 型  $\text{Bi}_{0.5}\text{Sb}_{1.5}\text{Te}_3$  区熔棒材为初始原料, 首先使用电火花线切割设备从棒材上切取厚度约

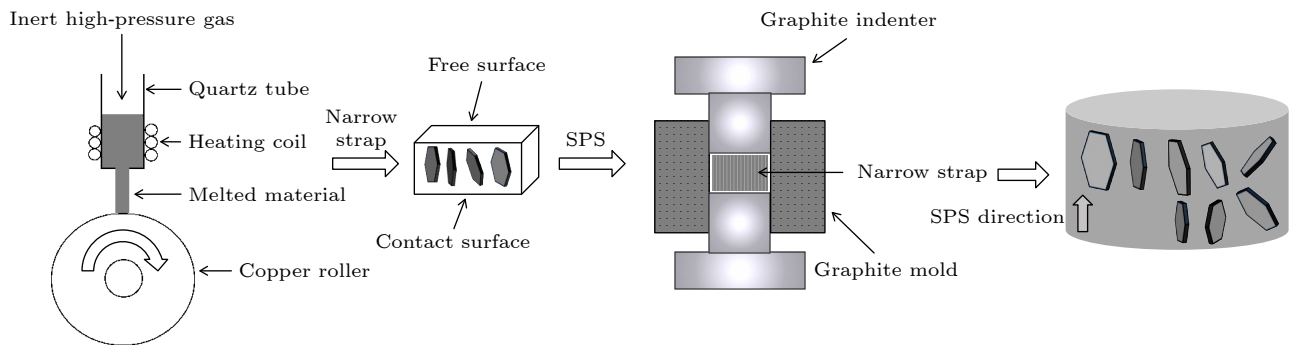


图 1 制备过程示意图

Fig. 1. Schematic illustration of the preparation process.

16 mm 的圆盘样品, 然后在该圆盘上沿径向切割出直径 15 mm 的圆柱 (该尺寸与熔体旋甩设备的石英管内径相匹配), 并去除表面氧化膜. 然后置于底部有小孔的石英玻璃管中进行熔体旋甩 (MS), 其中铜辊转速为 10 m/s, 喷射压力为 0.05 MPa, 随后收集所得到的薄带并平铺放入  $\phi$  12.7 mm 的石墨模具中进行放电等离子活化烧结, 烧结压力为 50 MPa, 在 723 K 的烧结温度下烧结获得致密的样品. 此外, 为探究不同烧结温度对材料织构强度和热电性能的影响, 在不同温度条件下对熔体旋甩所得薄带进行了直接 SPS 烧结处理. 将烧结温度为 703 K, 723 K 和 743 K 的材料及其不同方向的样品分别标记为“SPS-703 $\perp$ ”, “SPS-703 $\parallel$ ”, “SPS-723 $\perp$ ”, “SPS-723 $\parallel$ ”, “SPS-743 $\perp$ ”, “SPS-743 $\parallel$ ”. 为了对比说明前驱体微结构对材料微结构和热电性能的影响, 选取相同的区熔棒材, 采用机械球磨获得粉体, 其中球磨时间为 4 h, 在 723 K 的温度与 50 MPa 的压力下进行烧结, 制备出致密的块体样品, 并将其标记为 BM. 随后, 将所得烧结体切割成所需几何形状, 以用于后续的微结构分析及热电性能测量, 考虑到材料的各向异性, 所有热电性能均沿同一方向进行测试.

## 2.2 材料的物相组成和微结构表征

采用 X 射线衍射 (XRD) 对样品的物相组成和取向因子进行分析. 所用设备为荷兰 PANalytical 公司生产的 X 射线衍射仪, 辐射源为 Cu-K $\alpha$ . 采用配备 EDS 的电子探针显微分析仪 (EPMA, JEOL JXA-8230) 分析样品的元素组成. 采用场发射扫描电子显微镜 (FESEM, SU-8020 型, 日本日立公司) 观察样品的断口微观形貌. 采用电子背散射衍射 (EBSD, Oxford-SYMMETRY 3) 技术对材料的晶粒分布、织构、位错及晶界进行表征分析.

## 2.3 热电性能测试

使用 ZEM-3 (Ulvac Riko, Inc.) 在 300—523 K 的温度范围内测量样品的电导率和塞贝克系数. 采用激光闪光技术 (LFA 457, Netzsch) 测量了 300—523 K 温度范围内的热扩散系数  $\lambda$ . 根据杜隆-珀蒂定律计算的样品比热容  $C_p$ , 使用阿基米德排水法测量样品密度  $\rho$ , 利用公式  $\kappa = C_p \rho \lambda$  计算热导率. 采用范德堡法对样品的室温霍尔系数进行测定, 所用设备为美国 Lake Shore Cryotronics 公司

的 8400 系列霍尔效应测量系统. 载流子浓度 ( $n$ ) 和载流子迁移率 ( $\mu_H$ ) 通过公式  $n = 1/(eR_H)$  和  $\mu_H = \sigma/(ne)$  计算得到. 基于仪器规格说明, 电导率、塞贝克系数及热导率的测量不确定度估计值分别为  $\pm 3\%$ ,  $\pm 2\%$  和  $\pm 5\%$ , 由此推算  $ZT$  值的综合不确定度约为  $\pm 10\%$ .

## 3 结果与讨论

### 3.1 微结构和相组成

图 2(a) 展示了采用不同工艺制备的块体样品在垂直于烧结压力的表面上所测得的 X 射线衍射 (XRD) 图谱, 以及根据该图谱计算所得的织构取向因子. 由图可知, X 射线衍射 (XRD) 分析结果表明, 所有制备的样品均为单一的  $\text{Bi}_{0.5}\text{Sb}_{1.5}\text{Te}_3$  物相, 其衍射峰与标准数据 (PDF# 00-049-1713) 吻合良好, 在 XRD 分析的检测极限内, 未检测到明显的第二相. 图 2(b) 为不同工艺制备样品沿着 (110) 取向因子与文献报道数据对比图. 取向因子的计算方法见补充材料 (online). 采用熔体旋甩结合放电等离子烧结 (SPS) 工艺制备的样品, 在垂直于烧结压力的方向上呈现出 (110) 织构取向. 此外还发现, 该取向的择优程度会随着烧结温度的升高而增强. 743 K 烧结样品取向因子  $F(110)$  达到 0.37, 尽管该取向因子仍低于区熔法制备材料, 但与当前研究报道的热挤压制备多晶样品基本相当 [17]. 球磨 (ball milling, BM) 结合 SPS 烧结是一种典型传统粉末冶金制备技术, 采用该制备技术, 在烧结过程中受压力诱导, 与熔体旋甩结合 SPS 制备样品表现出了显著的差异, 虽然烧结压力倾向于诱导层状晶粒沿 (00 $l$ ) 方向排列, 但球磨造成的粉末细化和不规则颗粒形态显著增大了颗粒间的摩擦阻力, 阻碍了晶粒的有效重排. 这导致 BM 样品最终呈现出以无序分布为主、仅伴有极微弱 (00 $l$ ) 织构的微结构特征. 其取向因子  $F(00l)$  仅为 0.02. 由图 2(b) 可见, 本文所采用的工艺通过继承薄带原有的高取向特性, 成功制备出织构特征和织构强度明显区别于常规粉末冶金法制备样品.

图 3 为采用不同制备工艺制备样品自由断裂面的 FESEM 图像. 图 3(a), (b) 分别是商用区熔棒材平行于提拉方向和垂直于提拉方向的断面形貌图, 区熔样品晶粒粗大, 可以观测到大量层片状结构, 取向度高, 与文献 [25] 报道结果一致. 图 3(c), (d)

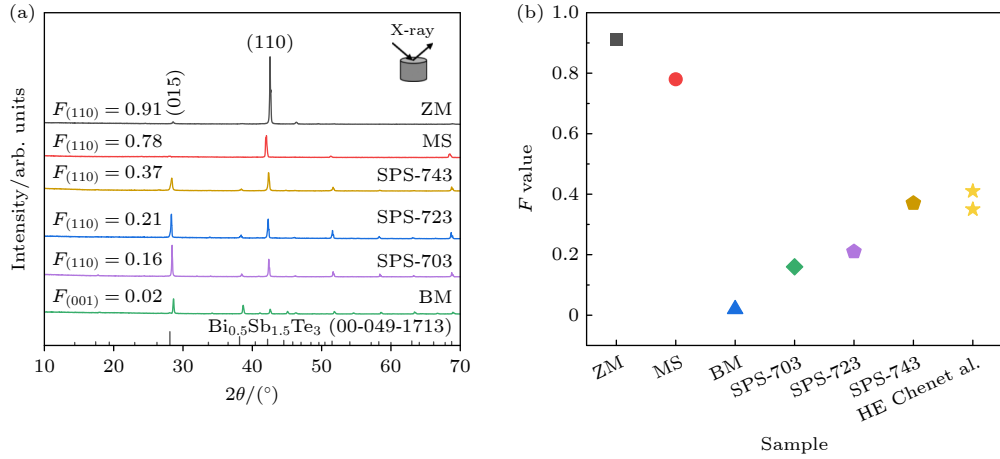


图 2 (a) 块体样品的 XRD 图谱及取向因子, 其中 ZM 表示区熔样品, MS 表示熔体旋甩薄带样品; (b) 样品取向因子与文献 [17] 数据的对比图  
 Fig. 2. (a) XRD patterns and orientation factors of the bulk samples; (b) comparison of the orientation factors with the data of Ref. [17].

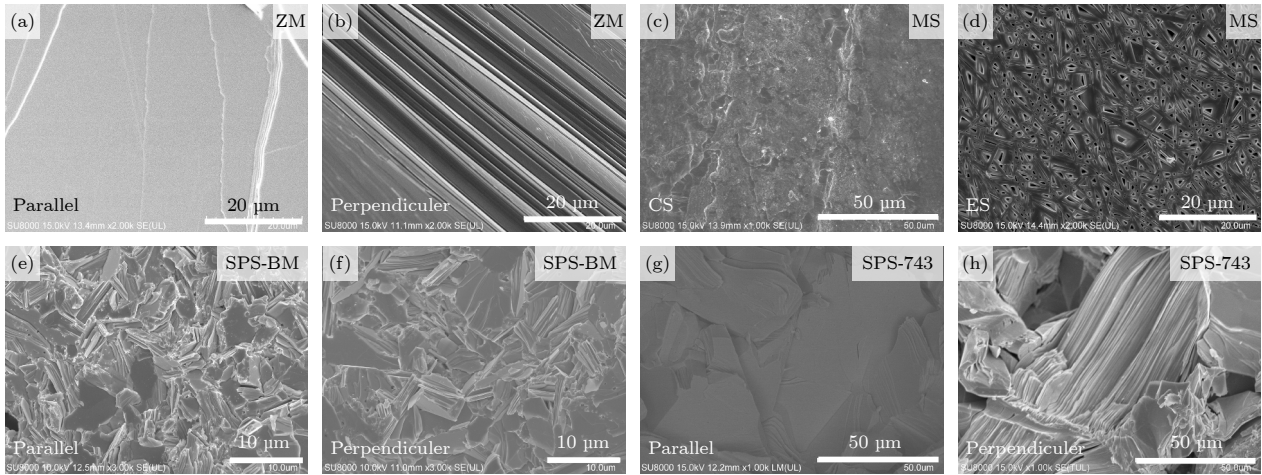


图 3 区熔样品、熔体旋甩薄带、球磨样品以及薄带烧结样品的 FESEM 图像 (a), (b) 区熔样品平行和垂直于提拉方向; (c), (d) 熔体旋甩薄带的接触面和自由面; (e), (f) SPS-BM 样品平行和垂直于烧结方向; (g), (h) SPS-743 样品平行和垂直于烧结方向  
 Fig. 3. FESEM images for various samples: (a), (b) Zone-melted sample, showing surfaces parallel (//) and perpendicular (⊥) to the pulling direction, respectively; (c), (d) contact and free surfaces of the melt-spun ribbons; (e), (f) SPS-BM sample, parallel (//) and perpendicular (⊥) to the sintering direction; (g), (h) SPS-743 sample, parallel (//) and perpendicular (⊥) to the sintering direction.

分别展示了 MS 处理后薄带的接触面与自由面形貌。二者差异显著, 接触面未观察到明显的晶粒, 而自由面呈现微米级枝状晶特征<sup>[26]</sup>, 枝晶主干长度分布约为 0.5—10 μm。这种差异主要归因于熔体旋甩过程中较大的过冷度, 以及薄带自由面与接触面冷却速度的差异所致, 接触面直接接触到铜辊表面, 冷却速率很大, 成核快但晶体生长被抑制<sup>[27]</sup>, 所以无法观察到明显的晶粒, 但可以为薄带提供丰富的、结构微小的纳米晶和缺陷结构; 而自由面的冷却速率远小于接触面, 使其晶核得到了更充分的时间生长, 所以在自由面观察到明显的枝晶结构<sup>[28]</sup>。

图 3(e)—(h) 分别是球磨后烧结的样品和薄带烧结的样品在不同方向上的 FESEM 照片。从图 3(e), (f) 可以看出, 球磨样品表现出层状的微观组织特征, 但未显示出显著的晶体取向择优性; 其晶粒尺寸较小, 我们在垂直于烧结方向的样品表面(圆柱顶面)进行 EBSD 表征。基于 EBSD 数据统计, 平均晶粒尺寸约为 1.2 μm。晶粒分布直方图见补充材料图 S1。图 3(g) 为 743 K 薄带烧结样品平行于压力方向的自由断裂面微观结构。可以观察到大量呈片状晶粒, 对应于 Bi<sub>2</sub>Te<sub>3</sub> 晶体结构的基面<sup>[29]</sup>。图 3(h) 展示了垂直于压力方向的自由断裂面微观

形貌, 其晶粒主要呈层状排列, 表现出显著的织构取向特征. 基于 EBSD 数据统计, 晶粒尺寸分布约为  $13.76\ \mu\text{m}$ . 以上结果表明, 制备工艺对材料的微观结构产生了重要影响. 采用薄带平铺直接烧结制备的样品保留了薄带强织构特征, 从而在垂直于压力方向表现出较球磨样品更高的取向性.

图 4 显示了薄带堆叠烧结后块体样品抛光面的背散射电子相和能量色散 X 射线光谱 (EDS) 元素面分布图. 结果显示, 样品中未见明显的衬度差异, 且 Bi, Sb, Te 等元素分布均匀, 这表明该样品为化学成分均匀的单一相.

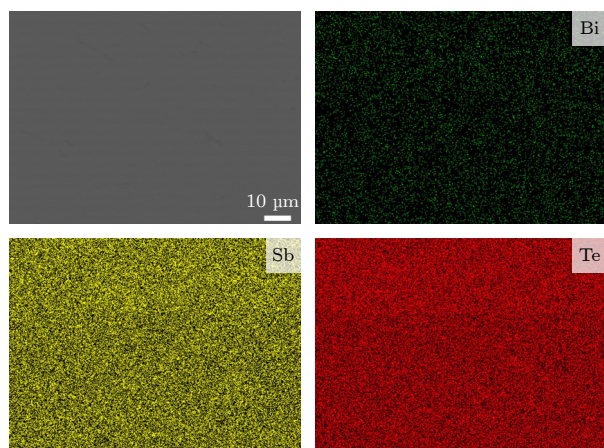


图 4 SPS-743 样品抛光截面的电子探针背散射 (BSE) 图像, 以及相应的 Bi, Sb, Te 元素能谱 (EDS) 面分布图  
Fig. 4. Backscattered electron (BSE) image and corresponding EDS elemental maps for Bi, Sb, and Te of the polished cross-section of the SPS-743 sample.

为进一步揭示熔体旋甩薄带对烧结材料微观结构的调控作用, 对球磨样品和薄带 743 K 烧结得到的样品进行了电子背散射衍射 (EBSD) 分析. 图 5(a), (b) 分别给出了 SPS-743 样品与球磨样品垂直于烧结方向的反极图分布, 其中红色、蓝色和绿色分别对应  $[0001]$ ,  $[10\bar{1}0]$  和  $[01\bar{1}0]$  晶向. 与球磨样品相比, SPS-743 样品中蓝色与绿色区域显著增多, 且插图所示的  $\{11\bar{2}0\}$  极图呈现出更强烈的择优取向特征. 这表明, 经由熔体旋甩薄带堆叠直接烧结所得样品在  $(110)$  晶向上形成了明显的织构增强, 而球磨样品则主要保持了相对分散的  $(00l)$  取向分布. 二者在织构类型上的差异进一步证明, 该新工艺不仅能够有效提升织构强度, 而且形成了  $(110)$  择优取向, 区别于机械合金化结合压力烧结工艺的  $(00l)$  择优取向.

图 5(c), (d) 分别为 SPS-743 样品及球磨样品

的晶界分布图. 图中为晶界错配角的分级表征: 图中红线表示  $2^\circ\text{--}5^\circ$ 、绿线表示  $5^\circ\text{--}10^\circ$ 、蓝线表示  $>10^\circ$ . 经过 MS 处理后的样品中小角度晶界 (low-angle grain boundary, LAGB) 数量明显增多, SPS-743 样品中小角度晶界的比例为 7.87%, 而球磨样品中仅为 4.14%. 这一现象归因于熔体旋甩工艺所特有的非平衡快速凝固过程, 一方面, 接触面与内部区域之间存在巨大的温度梯度, 从而产生强烈的热应力<sup>[30]</sup>, 在凝固后的固态冷却阶段, 热应力可能超过材料的屈服强度, 诱发局部塑性变形, 促使位错滑移与增殖<sup>[31]</sup>, 并通过位错重排形成 LAGB; 另一方面, 在超快冷却条件下, 自由面以枝晶方式生长, 枝晶主干与分支之间亦可能存在微小取向差 ( $<5^\circ$ )<sup>[32]</sup>. 图 5(e), (f) 分别为 SPS-743 样品的几何必需位错 (GND) 和核平均取向差 (KAM) 分布图, 显示样品中存在高密度位错阵列, 与球磨样品特征相似. 薄带平铺烧结样品中的位错主要源于熔体旋甩过程中快速凝固形成的缺陷结构. 而球磨样品中的位错则源于机械变形诱导的塑性应变累积. 球磨样品的 GND 和 KAM 分布图见补充材料图 S2.

$\text{Bi}_2\text{Te}_3$  基化合物具有独特的层状晶体结构, 其层内方向 ( $ab$  平面) 通过共价键和离子键连接, 而层间仅由弱的范德瓦耳斯力键合. 在熔体旋甩过程中, 极高的冷却速率使得薄带的接触面和自由面之间形成显著的温度梯度, 促使晶体沿特定方向择优生长, 从而在薄带中形成了  $(110)$  织构. 这种独特的微结构特征归因于“定向生长-物理继承-快速固化”的协同机制. 首先, 熔体旋甩过程中的超快冷却和定向热流驱动  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  晶体沿  $ab$  面择优生长, 在薄带中建立了本征的  $(110)$  取向. 随后, 薄带平铺堆叠工艺避免了传统球磨对晶体结构的机械破碎, 通过物理排列的方式将微观织构转化为宏观取向. 最后, SPS 烧结技术极快的升温速率和短时保温特性有效抑制了原子扩散和晶粒粗化, 配合适度的单轴压力促进致密化, 从而在不破坏层状堆叠结构的前提下, 成功将快速凝固引入的强织构和多尺度缺陷结构 (如小角度晶界、位错阵列) 保留在最终块体材料中. 因此相较于球磨结合 SPS 烧结工艺通过在烧结过程中依靠压力诱导形成较弱的  $(00l)$  织构和无序缺陷分布, 熔体旋甩薄带平铺直接烧结工艺能够形成强的  $(110)$  织构, 同时保留了快速凝固过程中产生的多尺度缺陷结构. 这种微结构特征会对材料的电热输运性能产生显著的影响.

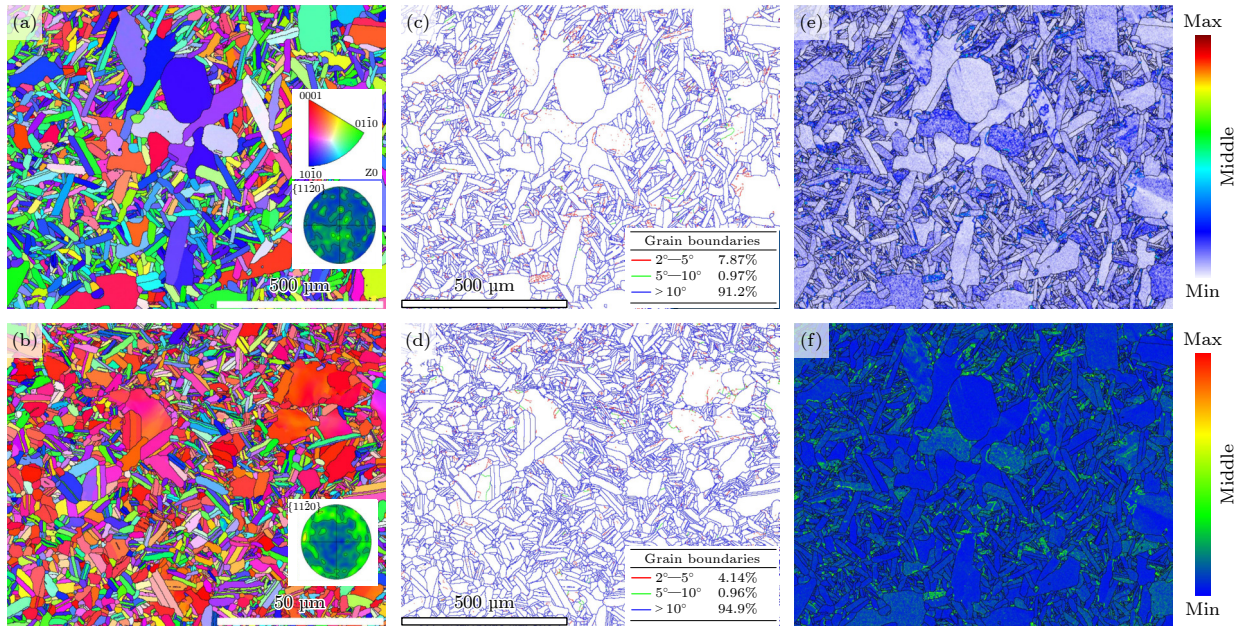


图 5 SPS-743 与 BM 样品在垂直于加压方向上的 EBSD 微观结构表征 (a), (b) 分别为 SPS-743 和 BM 样品的反极图 (IPF), 其内嵌图为对应的  $\{11\bar{2}0\}$  极图; (c), (d) 两种样品相应的晶界分布图; (e), (f) SPS-743 样品的几何必需位错密度与核平均取向差 (KAM) 分布

Fig. 5. Electron backscatter diffraction (EBSD) microstructure characterization of the SPS-743 and BM samples perpendicular to the pressing direction: (a), (b) Inverse pole figure (IPF) maps for the SPS-743 and BM samples, respectively, with their corresponding  $\{11\bar{2}0\}$  pole figures as insets; (c), (d) corresponding grain boundary maps for the two samples; (e), (f) geometrically necessary dislocation density and Kernel average misorientation (KAM) maps for the SPS-743 sample.

### 3.2 样品的电热运输性能

图 6(a) 展示了不同工艺制备样品的电导率随温度变化的关系曲线. 对于薄带平铺烧结样品, 随烧结温度的升高, 其室温电导率在垂直与平行的两个方向上均逐渐增大, 并且电导率在垂直和平行烧结压力方向表现出明显的各向异性. 室温下, SPS-743<sub>⊥</sub> 样品的电导率仅为  $8.72 \times 10^4$  S/m, SPS-743<sub>∥</sub> 样品的电导率达到  $9.98 \times 10^4$  S/m, 较垂直压力方向提升了约 14%, 这主要与 Bi<sub>2</sub>Te<sub>3</sub> 基热电材料电热运输各向异性和样品垂直方向表现 (110) 强织构特征密切相关. 而 BM 样品的电导率最低, 仅为  $2.85 \times 10^4$  S/m. 图 6(b) 展示了采用不同工艺制备的样品的 Seebeck 系数随温度的变化关系. 所有样品的 Seebeck 系数在整个测试温度范围内始终大于零, 表明其具有 p 型导电特性. 除 BM 样品外, 其余样品的 Seebeck 系数随温度变化呈现先升后降的变化规律. 这一现象归因于本征激发效应: 当温度足够高时, 热激发能量可跨越带隙产生电子-空穴对, 本征激发的电子作为少数载流子对 Seebeck 系数产生负贡献, 导致总 Seebeck 系数下降. 这种从外在半导体向本征半导体过渡的特征在 Bi<sub>2</sub>Te<sub>3</sub> 基

材料中是普遍现象. 在垂直和平行烧结压力方向样品的 Seebeck 系数基本表现各向同性. 在室温下, BM 样品的 Seebeck 系数最高, 达到  $274.97 \mu\text{V/K}$ , SPS-743<sub>∥</sub> 的 Seebeck 系数为  $194.81 \mu\text{V/K}$ .

为了揭示电导率和 Seebeck 系数的演变规律, 本工作测量了样品的室温霍尔系数, 并基于该数据推算出室温条件下样品的载流子浓度及迁移率. 如图 6(c) 所示, 室温下 BM 样品的载流子浓度仅为  $1.15 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ , 显著低于常规样品. 这可能与球磨产生的类施主效应有关, 导致球磨制备 p 型 Bi<sub>2</sub>Te<sub>3</sub> 基材料的载流子浓度降低<sup>[10,33]</sup>, Seebeck 系数异常升高. 变温霍尔测试结果 (见补充材料图 S3) 显示, BM 样品的载流子浓度随温度升高而增大, 表明其因球磨引入的类施主效应导致空穴浓度极低, 从而使本征激发的起始温度显著降低, 相较于其他样品, BM 样品在更低的温度下进入本征激发区. 这解释了其 Seebeck 系数在 300 K 后即开始下降的现象. 在载流子迁移率方面, BM 样品在室温下仅为  $145.9 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ , 而薄带平铺烧结样品的载流子迁移率得到了大幅提升, 703 K 烧结样品室温下载流子迁移率达到  $173.1 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ , 且随烧结温

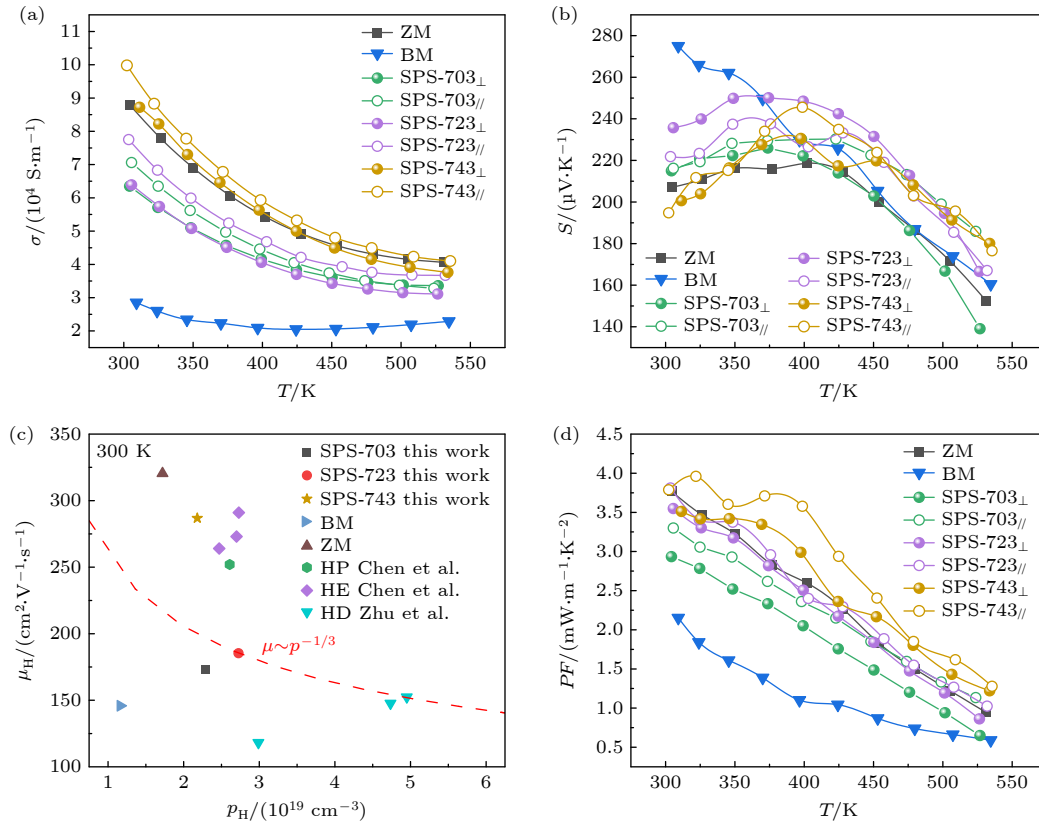


图 6 样品的电输运性能 (a) 电导率; (b) Seebeck 系数; (c) 室温下载流子迁移率与载流子浓度的函数关系<sup>[16,17]</sup>; (d) 功率因子  
 Fig. 6. Electrical transport properties of the samples: (a) Electrical conductivity; (b) Seebeck coefficient; (c) carrier mobility as a function of carrier concentration at room temperature<sup>[16,17]</sup>; (d) power factor.

度升高而进一步增大, 743 K 烧结样品的室温载流子迁移率高达  $286.7 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ , 表现出了与文献<sup>[16,17]</sup>报道热挤压工艺制备材料相当的水平. 如前所述, 熔体旋甩薄带平铺直接烧结能够在垂直于烧结方向形成显著的 (110) 择优取向, 获得与热挤压工艺制备样品类似的取向特征和取向因子, 使其在平行压力方向表现出高的载流子迁移率. 相比之下, 球磨工艺虽然能够细化晶粒, 但其产生的随机取向分布使得载流子传输路径曲折, 同时引入的高密度无序缺陷进一步增强了对载流子的散射, 严重阻碍了电子输运. 因此, 熔体旋甩薄带平铺直接烧结工艺通过建立有序的 (110) 织构, 在保持细晶结构的同时构建了高效的电子传输网络, 实现了电导率的大幅提升.

图 6(d) 为不同工艺制备样品的功率因子随温度变化的关系曲线. 室温下, BM 样品尽管具有较高的 Seebeck 系数 ( $274.97 \mu\text{V}/\text{K}$ ), 但由于极低的电导率 ( $2.85 \times 10^4 \text{ S}/\text{m}$ ), 其功率因子仅为  $2.15 \text{ mW}/(\text{m}\cdot\text{K}^2)$ . 通过熔体旋甩薄带直接平铺显著提升了材料的功率因子, 这主要归因于电导率的大幅提高. 其

中 SPS-743 $_{\parallel}$  样品室温电导率达到  $9.98 \times 10^4 \text{ S}/\text{m}$ , 较 BM 样品提升了 250%, 尽管 Seebeck 系数降至  $197.1 \mu\text{V}/\text{K}$ , 但电导率的大幅提升占据主导作用, 最终室温功率因子达到  $3.79 \text{ mW}/(\text{m}\cdot\text{K}^2)$ , 较 BM 样品提升 76%.

所有薄带烧结样品的功率因子均表现出明显的各向异性. 以 SPS-743 样品为例, 平行于烧结方向的室温功率因子为  $3.79 \text{ mW}/(\text{m}\cdot\text{K}^2)$ , 垂直方向为  $3.51 \text{ mW}/(\text{m}\cdot\text{K}^2)$ , 提升约 8%. 这种各向异性主要源于电导率的差异 (平行方向较垂直方向提升约 14%), 而 Seebeck 系数在两个方向上表现为各向同性, 表明织构对电输运的影响主要体现在载流子迁移率而非载流子浓度或能带结构. 这种通过织构工程优化电导率而不牺牲 Seebeck 系数的策略, 是实现高功率因子的关键.

值得注意的是, 功率因子的峰值出现在 321 K, 此时 SPS-743 $_{\parallel}$  样品达到最高值  $3.99 \text{ mW}/(\text{m}\cdot\text{K}^2)$ . 相比室温, 峰值功率因子的提升主要归因于 Seebeck 系数的增加, 而电导率在此温度区间略有下降. 这种温度依赖性反映了载流子能量分布随温度的演

变, 表明材料在室温到 400 K 的宽温区内都能保持优异的电输运性能. 该功率因子值已可与区熔和热挤压样品的电学性能相媲美.

图 7(a), (b) 展示了所有样品的热导率随温度的变化关系. 总热导率 ( $\kappa$ ) 由三部分构成, 即电子热导率 ( $\kappa_e$ )、晶格热导率 ( $\kappa_L$ ) 以及双极热导率 ( $\kappa_b$ ). 热导率的计算方法见补充材料 (online). 如图 7 所示, ZM 样品的热导率在整个温区内都是最高的, 在 350 K 时达到最小值 1.29 W/(m·K); 在熔体旋甩平铺直接烧结样品中, SPS-723 $_{\perp}$  样品在 374 K 达到最小值 0.86 W/(m·K). 图 7(b) 为采用不同工艺制备的样品的晶格热导率与双极热导率之和 ( $\kappa_L + \kappa_b$ ) 随温度的变化关系. 该值由总热导率减去电子热导率计算得出. 其中, ZM 样品在 304 K 时达到其最小值, 为 0.73 W/(m·K). 而在所有烧结样品中, SPS-723 $_{\perp}$  样品则在 325 K 时降低至最小值为 0.45 W/(m·K), 相较于 SPS-723 $_{//}$  样

品的 0.59 W/(m·K) 降低了 23%. 这种显著的各向异性源于垂直方向密集的纳米界面和缺陷对声子散射的增强作用. 图 7(c) 展示了本文烧结样品在垂直方向室温晶格热导率与文献数据的对比结果. 与现有常规制备工艺相比, 本文烧结样品的晶格热导率达到了目前报道的比较低水平. 值得注意的是, 根据支持信息可知, 尽管 BM 样品具有更小的晶粒尺寸, 并同样包含位错等缺陷结构, 但薄带平铺直接 SPS 烧结样品在两个方向上的晶格热导率均低于 BM 样品.

出现上述现象的原因, 可能源于熔体旋甩工艺所特有的非平衡缺陷结构对声子运输的多尺度协同抑制作用. 尽管熔体旋甩样品的晶粒尺寸较大, 且其宏观位错密度与球磨样品相当, 但由于极端冷却速率 ( $>10^5$  K/s) 诱导了高比例的小角度晶界 (LAGB) 的形成<sup>[37]</sup>, 其本质为由位错规则排列构成的亚晶界, 这些位错阵列对声子的散射效率可能远

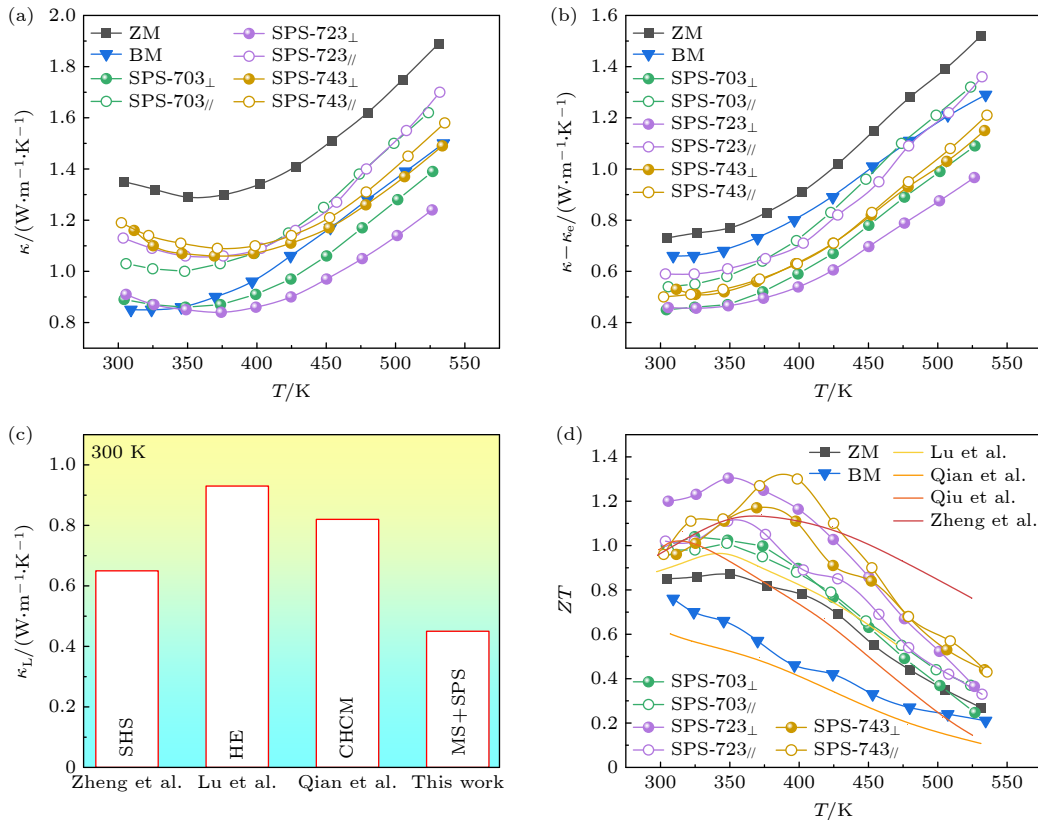


图 7 样品的热输运性能和 ZT 值 (a) 总热导率  $\kappa$ ; (b) 晶格热导率与双极热导率之和  $\kappa_L + \kappa_b$ ; (c) SPS-723 K $_{\perp}$  样品室温晶格热导率与文献数据的对比图, 图例中标注了各样品对应的制备工艺 (MS, SPS, HE, SHS, CHCM 分别表示熔体旋甩、放电等离子烧结、热挤压、自蔓延高温合成、约束热压成型); (d) ZT 值<sup>[16,34-36]</sup>

Fig. 7. Temperature dependence of the thermal transport properties and figure of merit ( $ZT$ ) for the samples: (a) Total thermal conductivity ( $\kappa$ ); (b) the sum of lattice and bipolar thermal conductivity ( $\kappa_L + \kappa_b$ ); (c) room-temperature lattice thermal conductivity of the SPS-723 K $_{\perp}$  sample in comparison with literature data, where the legend indicates the fabrication processes, MS represents melt spinning, SPS represents spark plasma sintering, HE represents hot extrusion, SHS represents self-propagating high-temperature synthesis, CHCM represents constrained hot compression molding; (d) dimensionless figure of merit ( $ZT$ )<sup>[16,34-36]</sup>.

高于随机分布的单个位错<sup>[38]</sup>, 从而对降低晶格热导率具有显著作用. 材料内部还存在高密度的位错阵列等特殊微结构, 进一步强化了对声子的散射效应. 相比之下, 球磨工艺虽能引入高密度位错, 但其微观结构特征存在本质差异. 球磨过程产生的位错呈无序分布, 缺乏位错阵列的规则排列特征, 导致对声子的散射效率相对较低<sup>[39]</sup>. 更为关键的是, 球磨引入的强晶格畸变场不仅散射声子, 同时也严重阻碍载流子传输<sup>[40]</sup>, 导致电导率显著下降. 因此, 尽管球磨样品具有细小的晶粒尺寸和高位错密度, 其热导率仍高于熔体旋甩样品. 这一现象表明, 缺陷的微观结构形态比单纯的缺陷密度对热输运性能的影响更为关键<sup>[41]</sup>. 熔体旋甩工艺通过快速凝固形成的小角度晶界和位错阵列, 在有效降低热导率的同时保持了较高的载流子迁移率, 实现了电热输运性能的协同优化.

图 7(d) 显示了不同工艺制备样品和文献<sup>[16, 34–36]</sup>报道样品的  $ZT$  值随温度的变化曲线. 在平行方向上, 得益于织构优化, SPS-743<sub>//</sub>样品在 398 K 时实现了最高  $ZT$  值 1.30; 而在垂直方向, 由于织构较弱但缺陷结构丰富, SPS-723<sub>⊥</sub>样品表现出极低的总热导率 (0.84 W/(m·K)), 最终在 348 K 时  $ZT$  值仍达到 1.30. 与传统粉末冶金工艺制备的球磨样品 (345 K 时为 1.02) 相比提升了 27.4%, 较商用 ZM 材料 (350 K 时为 0.87) 提升了 49.4%. 这表明本文工艺充分利用了 Bi<sub>2</sub>Te<sub>3</sub> 基材料的各向异性, 并保留了熔体旋甩工艺所带来的强织构优势, 从而能够制备出在平行与垂直于烧结方向两个方向上均具备优异热电性能的材料.

## 4 结 论

本文采用熔体旋甩方法制备 p 型 Bi<sub>2</sub>Te<sub>3</sub> 基薄带材料, 然后通过直接平铺结合放电等离子烧结成功构筑了一系列 p 型 Bi<sub>2</sub>Te<sub>3</sub> 基块体材料. 在此基础上, 系统地研究了烧结温度对材料的微观结构演变、织构特征及其热电性能的影响规律. 熔体旋甩制备的薄带具有丰富纳米结构和缺陷结构, 并且还能获得仅次于区熔材料的强织构, 取向因子  $F(110)$  达到 0.78, 采用不研磨平铺直接放电等离子活化烧结的方法能有效保留薄带的取向特征, 获得与传统粉末冶金放电等离子活化烧结不一样的沿垂直烧结压力方向表现强 (110) 织构特征, 743 K 烧结样

品, 在垂直于压力方向上表现出  $F(110) = 0.37$ , 同时在平行于压力方向上实现了 3.99 mW/(m·K<sup>2</sup>) 的高功率因子 (321 K), 最终在 398 K 下获得了最高  $ZT$  值 1.30, 相较于初始区熔样品提升了 46%. 本文所提出的方法为高性能 Bi<sub>2</sub>Te<sub>3</sub> 基材料的研发开辟了一条新途径, 并对微型热电器件的工程化应用具有重要的指导意义.

## 参考文献

- [1] Goldsmid H 2014 *Materials* **7** 2577
- [2] Gharsallah M, Serrano-Sánchez F, Bermúdez J, Nemes N M, Martínez J L, Elhalouani F, Alonso J A 2016 *Nanoscale Res. Lett.* **11** 142
- [3] Pei J, Cai B W, Zhuang H L, Li J F 2020 *Natl. Sci. Rev.* **7** 1856
- [4] Shi Q, Li J, Zhao X W, Chen Y Y, Zhang F J, Zhong Y, Ang R 2022 *ACS Appl. Mater. Interfaces* **14** 49425
- [5] Jiang J, Chen L D, Bai S Q, Yao Q, Wang Q 2005 *J. Cryst. Growth* **277** 258
- [6] Huang W J, Tan X J, Cai J F, Zhuang S, Zhou C D, Wu J H, Liu G Q, Liang B, Jiang J 2023 *Mater. Today Phys.* **32** 101022
- [7] Jiang J, Chen L D, Yao Q, Bai S Q, Wang Q 2005 *Mater. Chem. Phys.* **92** 39
- [8] Deng T T, Gao Z Q, Li Z, Qiu P F, Li Z, Yuan X J, Ming C, Wei T R, Chen L D, Shi X 2024 *Science* **386** 1112
- [9] Jimenez S, Perez J G, Tritt T M, Zhu S, Sosa-Sanchez J L, Martinez-Juarez J, López O 2014 *Energy Convers. Manage.* **87** 868
- [10] Liu D, Zhu B R, Feng J H, Ling Y F, Zhou J, Qiu G J, Zhou M H, Li J, Hou X F, Ren B G, Huang Y, Liu R H 2022 *ACS Appl. Mater. Interfaces* **14** 54044
- [11] Xie W J, Wang S Y, Zhu S, He J, Tang X F, Zhang Q J, Tritt T M 2013 *J. Mater. Sci.* **48** 2745
- [12] Salloum S, Bendt G, Heidelmann M, Loza K, Bayesteh S, Sepideh Izadi M, Kawulok P, He R, Schlörb H, Perez N, Reith H, Nielsch K, Schierning G, Schulz S 2021 *ChemistryOpen* **10** 189
- [13] El-Makaty F, Hamouda A M, Abutaha A, Youssef K 2024 *Nanomaterials* **14** 260
- [14] Bumrungron M, Hirota K, Takagi K, Hanasaku K, Hirai T, Morioka I, Yasufuku R, Kitamura M, Hasezaki K 2020 *Ceram. Int.* **46** 13869
- [15] Ma S F, Li J N, Du D M, Ruan X F, Cao M, Lin M, Hua Q X, Luo Q, Tang P, Guan J Z, Yu J 2024 *Materials* **17** 5751
- [16] Lu T B, Wang B Y, Li G D, Yang J W, Zhang X F, Chen N, Liu T H, Yang R G, Niu P J, Kan Z X, Zhu H T, Zhao H Z 2023 *Mater. Today Phys.* **32** 101035
- [17] Chen S, Luo T T, Yang Z, Zhong S L, Su X L, Yan Y G, Wu J S, Poudeu Poudeu P F, Zhang Q J, Tang X F 2024 *Mater. Today Phys.* **46** 101524
- [18] Lim S S, Jung S J, Kim B K, Kim D I, Lee B H, Won S O, Shin J, Park H H, Kim S K, Kim J S, Baek S H 2020 *J. Eur. Ceram. Soc.* **40** 3042
- [19] Chen Z C, Suzuki K, Miura S, Nishimura K, Ikeda K 2009 *Mater. Sci. Eng. A* **500** 70
- [20] Feng J H, Yang P, Li A L, Li H, Min E B, Li F J, Zhang H C, Li J, Zhao P Y, Sun R, Liu R H 2025 *Acta Mater.* **295**

- 121185
- [21] Cho H, Yun J H, Back S Y, Lee J S, Kang N, Jang Y I, Lim J, Son J H, Park J Y, Kim J, Joo M, Rhyee J S 2021 *J. Alloys Compd.* **888** 161572
- [22] Kim T S, Kim I S, Kim T K, Hong S J, Chun B S 2022 *Mater. Sci. Eng. B* **90** 42
- [23] Wang S Y, Xie W F, Li H, Tang X F 2011 *Intermetallics* **19** 1024
- [24] Meena D K, Bose R S C, Vinoth S, Annapurna K, Ramesh K 2022 *Appl. Phys. A* **128** 528
- [25] Chen C, Wang B H, Ying P, Song A H, Wang D, Shen T, Zhao P, Zhao H D, Xu B, Tian Y J 2025 *J. Alloys Compd.* **1020** 179543
- [26] Ohorodnichuk V, Dauscher A, Branco Lopes E, Migot S, Candolfi C, Lenoir B 2017 *Crystals* **7** 172
- [27] Fan L S, Tang J Y, Wu L, Zhang S W, Liu F, Yao J H, Guo L B 2023 *Appl. Surf. Sci.* **639** 158164
- [28] Wang X Y, Yu J, Zhao R F, Zhu B, Gao N, Xiang B, Yu Y, Zhang K M, Huang Z Y, Zu F Q 2019 *J. Phys. Chem. Solids* **124** 281
- [29] Jung S J, Lee B H, Won S O, Baek S H, Kim J S, Kim S K 2021 *Mater. Lett.* **301** 130278
- [30] Hu D J, Grilli N, Yan W T 2023 *J. Mech. Phys. Solids* **173** 105235
- [31] Lin X, Li X, Zhou Y, Li Y Y, Chen S M, Zhu K P 2025 *Virtual Phys. Prototyp.* **20** e2544759
- [32] Ren M C, Nie Y F, Wang H Q, Yuan Y, Feng F, Lian Y Y, Yin H, Cheng L, Shi D Q, Lu G H 2025 *Int. J. Plast.* **184** 104205
- [33] Hu L P, Guo Y M, Li J Q, Ao W Q, Liu F S, Zhang C H, Li Y, Zeng X R 2018 *Mater. Res. Bull.* **99** 377
- [34] Zheng G, Su X, Xie H, Shu Y, Liang T, She X, Liu W, Yan Y, Zhang Q, Uher C, Kanatzidis M G, Tang X 2017 *Energy Environ. Sci.* **10** 2638
- [35] Qian D S, Ye Z Y, Pan L B, Zuo Z J, Yang D W, Yan Y G 2021 *Metals* **11** 1060
- [36] Qiu J H, Yan Y G, Luo T T, Tang K C, Yao L, Zhang J, Zhang M, Su X L, Tan G J, Xie H Y, Kanatzidis M G, Uher C, Tang X F 2019 *Energy Environ. Sci.* **12** 3106
- [37] Zhang Q, Lin Y J, Lin N, Yu Y, Liu F, Fu C G, Ge B H, Cojocaru-Mirédin O, Zhu T J, Zhao X B 2022 *Mater. Today Phys.* **22** 100573
- [38] Kim S I, Lee K H, Mun H A, Kim H S, Hwang S W, Roh J W, Yang D J, Shin W H, Li X S, Lee Y H, Snyder G J, Kim S W 2015 *Science* **348** 106
- [39] Kim H S, Kang S D, Tang Y, Hanus R, Jeffrey Snyder G 2016 *Mater. Horiz.* **3** 234
- [40] Ma S F, Zeng L J, Du D M, Cao M, Lin M, Hua Q X, Luo Q, Tang P, Guan J Z, Yu J 2024 *J. Power Sources* **618** 235191
- [41] Liu Z T, Hong T, Xu L Q, Wang S N, Gao X, Chang C, Ding X D, Xiao Y, Zhao L D 2023 *Interdiscip. Mater.* **2** 161

# Fabrication and thermoelectric properties of highly textured p-type $\text{Bi}_{0.5}\text{Sb}_{1.5}\text{Te}_3$ via melt spinning and spark plasma sintering\*

QIN Yihan<sup>1)2)</sup> LI Junjie<sup>1)2)†</sup> FAN Jinghui<sup>1)2)</sup> LI Mao<sup>1)2)</sup> LUO Tingting<sup>1)2)</sup>  
 WU Jinsong<sup>1)3)</sup> VLADIMIR Khovaylo<sup>4)</sup> ZHANG Qingjie<sup>1)</sup>  
 SU Xianli<sup>1)2)‡</sup> TANG Xinfeng<sup>1)2)</sup>

1) (*State Key Laboratory of Advanced Technology for Materials Synthesis and Processing, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China*)

2) (*Longzhong Laboratory in Hubei Province, Xiangyang Demonstration Zone of Wuhan University of Technology, Xiangyang 441000, China*)

3) (*Center for Nanostructure and Microstructure Research, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China*)

4) (*University of Science and Technology MISIS, Moscow 119049, Russia*)

( Received 10 October 2025; revised manuscript received 23 November 2025 )

## Abstract

$\text{Bi}_2\text{Te}_3$ -based materials prepared by traditional zone melting often have poor mechanical properties. Although powder metallurgy followed by hot extrusion can effectively enhance mechanical strength, this approach involves a lengthy, multi-step processes including powdering, sintering, and extrusion. Such a complex procedure s hinders the development of polycrystalline  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ -based materials and their application in micro-thermoelectric devices. In this work, p-type  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ -based ribbons are first fabricated via melt spinning. Subsequently, a series of highly textured, fine-grained p-type  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ -based bulk materials are prepared by directly tiling these ribbons and consolidating them through spark plasma sintering (SPS). The as-spun ribbon has a strong texture, as well as numerous nanostructures and defects. The subsequent consolidation, achieved by directly tiling these ribbons and applying SPS without any pulverization, effectively preserves their intrinsic preferred orientation. This results in a strong (110) texture perpendicular to the pressing direction, which is different from those obtained via the traditional ball-milling and SPS routes. The sample sintered at 743 K exhibits an orientation factor of 0.37, comparable to those of hot-extruded counterparts. Owing to this strong texture, the sample exhibits superior electrical transport properties along the direction parallel to the pressing direction. A high power factor of  $3.79 \text{ mW}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-2}$  is achieved at room temperature. Furthermore, grain refinement leads to a significant reduction in thermal conductivity. Consequently, a peak  $ZT$  value of 1.30 is obtained at 398 K for the sample sintered at 743 K, representing a 46% enhancement over the  $ZT$  values of traditional zone-melted samples. This study provides a rapid and facile strategy for fabricating highly textured, fine-grained, high-performance  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ -based materials, thereby laying a solid foundation for their engineering applications in micro-thermoelectric devices.

**Keywords:** bismuth telluride, melt spinning, texture, spark plasma sintering, defect structure

DOI: [10.7498/aps.75.20251368](https://doi.org/10.7498/aps.75.20251368)

CSTR: [32037.14.aps.75.20251368](https://cstr.cn/32037.14.aps.75.20251368)

\* Project supported by the National Key Research and Development Program of China (Grant No. 2024YFF0505900) and the National Natural Science Foundation of China (Grant No. W2412066).

† Corresponding author. E-mail: [lijunjie2012@whut.edu.cn](mailto:lijunjie2012@whut.edu.cn)

‡ Corresponding author. E-mail: [suxianli@whut.edu.cn](mailto:suxianli@whut.edu.cn)

## 强织构p型 $\text{Bi}_{0.5}\text{Sb}_{1.5}\text{Te}_3$ 材料的熔体旋甩快速烧结制备与热电性能研究

秦逸晗 李珺杰 樊京辉 李貌 罗婷婷 吴劲松 VLADIMIR Khovaylo 张清杰 苏贤礼 唐新峰

## Fabrication and thermoelectric properties of highly textured p-type $\text{Bi}_{0.5}\text{Sb}_{1.5}\text{Te}_3$ via melt spinning and spark plasma sintering

QIN Yihan LI Junjie FAN Jinghui LI Mao LUO Tingting WU Jinsong VLADIMIR Khovaylo  
ZHANG Qingjie SU Xianli TANG Xinfeng

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 75, 040802 (2026) DOI: 10.7498/aps.75.20251368

CSTR: 32037.14.aps.75.20251368

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.75.20251368>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn>

### 您可能感兴趣的其他文章

#### Articles you may be interested in

熔融旋甩制备Co掺杂 $\text{TiNiCo}_x\text{Sn}$ 合金的热电性能

Thermoelectric properties of Co doped  $\text{TiNiCo}_x\text{Sn}$  alloys fabricated by melt spinning

物理学报. 2024, 73(10): 107201 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20240112>

$\text{Cu}_{1.8x}\text{Sb}_x\text{S}$ 热电材料的相结构与电热输运性能

Phase structure and thermoelectric properties of  $\text{Cu}_{1.8x}\text{Sb}_x\text{S}$  thermoelectric material

物理学报. 2021, 70(12): 128401 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20201852>

石墨烯/ $\text{Bi}_{0.5}\text{Sb}_{1.5}\text{Te}_3$ 柔性热电薄膜及其面内散热器件的设计制备与性能评价

Design, fabrication and performance evaluation of graphene/ $\text{Bi}_{0.5}\text{Sb}_{1.5}\text{Te}_3$  flexible thermoelectric films and in-plane heat dissipation devices

物理学报. 2022, 71(15): 157301 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220358>

p型 $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ 基材料的垂直转角挤压制备与热电性能

Preparation of vertical corner extrusion and thermoelectric properties of p-type  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  based materials

物理学报. 2025, 74(11): 117101 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250152>

密度泛函理论研究 $\text{ZnGeP}_2$ 晶体中缺陷的稳定性及迁移机制

Investigation of stability and migration mechanism of defects in  $\text{ZnGeP}_2$  crystals by density functional theory

物理学报. 2022, 71(22): 227101 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220610>

正负磁阻共存的 $\text{Fe}/\text{Bi}_{0.5}\text{Sb}_{1.5}\text{Te}_3$ 热电磁薄膜

$x\text{Fe}/\text{Bi}_{0.5}\text{Sb}_{1.5}\text{Te}_3$  thermoelectromagnetic films with coexistence of positive and negative magnetoresistance

物理学报. 2024, 73(22): 227301 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20240701>