

# 7 芯复合包套 $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$ 线带材的显微结构与超导性能研究

农小晓<sup>1,2</sup>, 王之罕<sup>1,2</sup>, 陈文武<sup>1,2</sup>, 李健伟<sup>1,2</sup>, 杨璐安<sup>1,2</sup>, 金浩<sup>1,2</sup>,  
林鹤<sup>1,2</sup>, 潘熙锋<sup>1,2</sup>

(1. 福建师范大学 物理与能源学院, 福建 福州 350117)

(2. 福建省先进高温超导材料工程研究中心, 福建 福州 350117)

**摘要:** 传统 Ag 包套与铁基超导材料具有良好的化学相容性以及塑性加工特性, 但是其机械强度低; 而采用复合包套来制备高强度  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  铁基多芯线带材是一种直接高效且成本低廉的方法。本研究选取高强度高延展性的 Ag/Nb/Cu 3 层复合包套, 从线带材包套尺寸、冷加工工艺和中间退火等方面进行优化, 获得了结构稳定且易于加工的  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  多芯线带材。Ag/Nb/Cu 复合包套  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  线带材的多芯孔型完整并且分布均匀, 超导填充因子约为 25.3%~28.0%, 并且具有较好的力学性能。 $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  多芯带材的转变  $T_c$  为 37.5 K,  $M-H$  曲线表明样品具有较强的内在磁通钉扎能力。在 4.2 K 和 2 T 下其传输  $J_c$  约为  $1.7 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup>, 在 10 T 时传输  $J_c$  仍然保持为  $8.7 \times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>。

**关键词:**  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  多芯线带材; 复合包套; 导体结构; 超导性能

中图分类号: TM26

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)02-0555-08

自 1911 年 Onnes 发现汞的超导转变后<sup>[1]</sup>, 研究者们对超导现象的探索已持续了一百多年, 在机理研究与实际应用中已取得重大进展。目前可满足实用化的超导材料主要有低温超导材料如 NbTi ( $T_c=9.7$  K)<sup>[2]</sup>、Nb<sub>3</sub>Sn (Nb<sub>3</sub>Al) ( $T_c=18.3$  K)<sup>[3]</sup>, 以及高温超导材料如 YBCO ( $T_c=90$  K)<sup>[4]</sup>、Bi-2223/2212 ( $T_c=110$  K、90 K)<sup>[5]</sup>、MgB<sub>2</sub> ( $T_c=39$  K)<sup>[6]</sup>、铁基超导材料 ( $T_{c,max}=55$  K)<sup>[7]</sup>。2008 年 Hosono 等人<sup>[8]</sup>首先发现铁基超导体。其中 122 型铁基超导体 (如  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  和  $Sr_{1-x}K_xFe_2As_2$  等) 具有较高的转变温度 ( $T_c=38$  K)<sup>[9]</sup>、超高的上临界场 ( $H_{c2}>100$  T)<sup>[10-11]</sup> 和低的各向异性值 ( $\gamma<2$ )<sup>[12]</sup>。在 4.2 K 下单晶的传输电流密度  $J_c$  超过  $10^6$  A/cm<sup>2</sup>, 而且  $J_c$  在高场下衰减缓慢<sup>[13-14]</sup>。122 型铁基超导体的优异本征物理特性使其成为高场磁体超导材料的理想选择。

实际应用要求发展具有高传输电流、良好热稳定性的铁基超导多芯线带材。2017 年中国科学院电工所 Ma Yanwei 小组采用粉末装管法 (PIT 法) 成功制备出百米级 Ag 包套 7 芯  $Sr_{1-x}K_xFe_2As_2$  超导带材, 多芯长带的载流性能呈现出良好均匀性, 在 4.2 K 和 10 T 下  $J_c$  超过  $2.0 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup><sup>[15]</sup>。Ag 包套能够避免在热处

理的过程中与超导芯丝发生反应; 同时高延展的 Ag 材料可以有效降低“香肠效应”影响, 从而提高成形率。但是 Ag 包套线带材存在机械强度过低的根本问题, 其抗拉强度仅为 35 MPa, 不能有效保护超导芯丝, 因此难以满足高场应用需求。

相比传统 Ag 包套带材, 采用复合包套不仅能有效增强超导线带材的力学强度, 而且可以提高芯丝致密度和诱发晶粒织构化, 因此复合包套已成为当前铁基超导线带材实用化的研究热点。采用复合包套需要考虑多组元间的兼容性, 例如线带材的塑性形变、芯丝均匀性、超导填充因子以及热处理条件等因素, 以期提高导线的综合性能。Yao 等人<sup>[16-17]</sup>首先制备出 Fe/Ag 复合包套 7 芯、19 芯和 114 芯  $Sr_{1-x}K_xFe_2As_2$  带材, 带材孔型结构保持良好的完整性; 但是该带材的超导填充因子  $F$  偏低、而且超导芯丝存在不均匀性, 出现香肠效应。Gao 等人<sup>[18-19]</sup>选取高强度不锈钢 (SS) 制备  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2/Ag/SS$  单芯带材, 超导芯丝与金属界面起伏较为明显; 将 AgSn 合金取代纯 Ag 作为内包套后得到组元界面改善的  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  单芯带材, 同时改善了超导芯丝的致密度和织构度, 其  $J_c$  可达  $1.4 \times 10^5$  A/cm<sup>2</sup> (4.2 K, 10 T)。Dong 等人<sup>[20]</sup>采用孔型

收稿日期: 2023-11-16

基金项目: 福建省自然科学基金 (2020J06018, 2022J01182)

作者简介: 农小晓, 1998 年生, 硕士生, 福建师范大学物理与能源学院, 福建 福州 350117, E-mail: 2396374712@qq.com

轧制制备了 7 芯  $\text{Ba}_{1-x}\text{K}_x\text{Fe}_2\text{As}_2/\text{Ag}/\text{AgSn}/\text{SS}$  圆线, 常压烧结下线材的  $J_c$  为  $3.02 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$  (4.2 K, 10 T), 其超导芯丝的维氏硬度与热等静压 (HIP) 工艺超导线材相近。虽然不锈钢包套具有高机械强度并且能够大幅度提高芯丝致密度, 但是其拉伸延展性能差, 线带材在冷加工过程中容易开裂和断线, 因此难以采用常规的拉拔轧制方法。Yao 等人<sup>[21]</sup>以高强度的 Monel (CuNi 合金) 管作为外包套, 经过 HIP 工艺制备出 7 芯  $\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{Fe}_2\text{As}_2/\text{Ag}/\text{Monel}$  带材,  $J_c$  为  $3.6 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$  (4.2 K, 10 T)。Xiao 等人<sup>[22]</sup>制备的 19 芯  $\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{Fe}_2\text{As}_2/\text{Ag}/\text{Monel}$  复合带的  $F$  值约为 35%, 但存在超导芯丝变化不均、较多孔洞导致超导性能差的问题。Liu 和 Pyon 等<sup>[23-24]</sup>采用低温烧结方式制备出多种 Cu/Ag 复合包套的铁基超导带材, 常压烧结下  $J_c$  为  $4.5 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$  (4.2 K, 10 T)。由于 Cu 与 Ag 的合金共熔点约为 770 °C, 这些线带材的最终热处理温度 (~740 °C) 低于前驱粉的热处理温度 (~900 °C), 超导颗粒回复生长和晶粒连接性有待进一步改善。另一方面, 考虑到制备  $\text{MgB}_2$  线材时 Nb 为中间层可以阻碍 Cu 和  $\text{MgB}_2$  发生反应, 并且 Nb 具有良好延展性和高熔点 (2468 °C); 同时适宜的退火温度有利于线带材的加工, 也表现出较高的热稳定性<sup>[25-29]</sup>。综上所述, 本课题组<sup>[30]</sup>前期选取高强度高延展性的 Ag/Nb/Cu 3 层复合包套, 采用辊模拉拔与轧制的加工方法制备出 19 芯  $\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{Fe}_2\text{As}_2$  超导带材。高温热处理后该带材超导芯孔型完整且分布均匀, Ag/Nb 阻隔层未发现破裂, 并且带材具有良好的力学性能。但是其超导填充因子  $F$  较低 (~13%), 在 4.2 K 和 10 T 下传输  $J_c$  仅为  $2.0 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ 。交流磁化率分析表明复合包套多芯带材的  $\chi''-T$  曲线存在两个分离损耗峰  $T_{p1}$  和  $T_{p2}$ , 其中  $T_{p1}$  峰与晶粒内临界电流相关联、 $T_{p2}$  峰与晶界耦合强度较弱有关。

本研究采用旋锻、拉拔和轧制等常规冷加工技术手段, 通过优化包套尺寸、中间退火和塑性形变工艺, 制备出 7 芯 Ag/Nb/Cu 复合包套  $\text{Ba}_{1-x}\text{K}_x\text{Fe}_2\text{As}_2$  线带材。选取不同外径的  $\text{Ba}_{1-x}\text{K}_x\text{Fe}_2\text{As}_2$  线材和带材, 并进行系统的结构表征和物性测试, 研究线带材制备工艺对  $\text{Ba}_{1-x}\text{K}_x\text{Fe}_2\text{As}_2$  导体结构、芯丝微观组织与超导性能的影响, 为复合包套铁基超导带材的制备提供理论参考和实验指导。

## 1 实 验

采用先位粉末装管法 (ex-situ PIT) 制备  $\text{Ba}_{1-x}\text{K}_x\text{Fe}_2\text{As}_2$  多芯超导带材。首先, 前驱粉末的原材料为 Ba 屑、K 块、Fe 粉和 As 块, 并按照 Ba:K:Fe:As=0.6:0.4:2:2 的比例在氩气气氛下混合, 由于 K、As 易流失而过量

添加约 20%K 和 5%As。随后将混合粉末装入行星磨仪中球磨 10 h, 使起始原料破碎并混合均匀, 接着将粉末装入 Nb 管中并在 900 °C 下热处理 35 h, 得到前驱块体。其次, 前驱块体充分研磨成粉末后, 同时掺入质量分数 5% 的 Zn 粉, 一起装入尺寸  $\Phi 9 \text{ mm} \times 1 \text{ mm}$  Ag 管中, 经过旋锻、拉拔得到  $\Phi 2.18 \text{ mm}$  尺寸的单芯线材。然后, 截取 7 根相同长度的单芯线材并装入 Nb /Cu 复合管 (Nb:  $\Phi 8 \text{ mm} \times 0.5 \text{ mm}$ , Cu:  $\Phi 9 \text{ mm} \times 0.5 \text{ mm}$ ), 经过旋锻和拉拔分别得到  $\Phi 1.83 \text{ mm}$  (Wire-1.83) 和  $\Phi 1.48 \text{ mm}$  (Wire-1.48) 的 7 芯线材, 期间将线材进行 600 °C  $\times 1 \text{ h}$  的退火处理以降低线材中的应力, 接着分别将 Wire-1.83 和 Wire-1.48 2 种线材平辊轧制成厚度为 0.3~0.45 mm 的超导带材 (Tape-1.83 和 Tape-1.48)。最后, 将拉拔线材和轧制带材样品真空封管后在氩保护气氛下烧结 880 °C, 1 h。

对  $\text{Ba}_{1-x}\text{K}_x\text{Fe}_2\text{As}_2$  线带材的横截面和纵截面进行砂纸和抛光布的机械抛光, 使用金相显微镜获得线带材样品的截面图像, 并计算其超导芯丝占比。通过砂纸打磨除去表面包套以露出超导芯丝, 采用 X 射线衍射仪 (XRD) 分析超导芯丝的物相。随后利用电子显微镜 (SEM) 探测线带材截面, 分析超导芯丝的微观结构; 并通过 X 射线能谱仪 (EDX) 分析样品的元素分布。采用维氏硬度表征方法探究其力学强度。为探究线带材的超导性能, 通过综合物性测量系统 (PPMS) 测量  $\text{Ba}_{1-x}\text{K}_x\text{Fe}_2\text{As}_2$  线带材样品的磁化转变曲线 ( $M-T$ ) 和磁滞回线 ( $M-H$ ), 然后采用 Bean 模型计算这些样品的磁化临界电流密度  $J_c$ 。最后, 使用标准四引线法测量  $\text{Ba}_{1-x}\text{K}_x\text{Fe}_2\text{As}_2$  线带材在 4.2 K 下的传输性能。

## 2 结果与讨论

### 2.1 线带材结构分析

图 1 给出了  $\text{Ba}_{1-x}\text{K}_x\text{Fe}_2\text{As}_2$  线带材热处理后横截面和纵截面的金相照片。图 1a 和 1b 中 7 芯 Wire-1.83 和 Wire-1.48 线材的超导芯丝被很好的包裹在 Ag 包套中。在 880 °C 高温热处理后内 Ag 基底与超导芯未产生反应层<sup>[31]</sup>, 而中间 Nb 阻隔层用于阻隔 Ag 与 Cu 以防止在高温下熔化, 最终提高样品的热处理温度<sup>[32]</sup>。此外, 可以看出 7 芯线材的超导芯丝孔型分布对称均匀, 外层 6 根超导芯丝呈近似梯形状, 单根芯丝占比约为 3.51%~4.07%, 中间芯丝呈规则的六边形形状。图 1c 和 1d 呈现了 Tape-1.83 和 Tape-1.48 轧制带材的横截面照片。经过中间退火去除内应力后包套材料和超导芯丝协同塑性形变, 超导芯丝变形较为均匀并且未发生破裂现象<sup>[33]</sup>。图 1e 和 1f 是轧制前后线带材的纵截面照片。Nb 层和 Cu 层形变均匀, 超导芯丝与

Ag 层之间界面较为平整, 根据芯丝平均位置与 Ag 包套位置的比较, 计算的起伏度<sup>[34]</sup>约为 1.12~1.28, 均未出现明显的香肠效应, 即超导芯保持了良好的纵向形变均匀性。相比前期工作<sup>[30]</sup>, 因采用薄壁尺寸 Nb 管和 Cu 管, Ba<sub>1-x</sub>K<sub>x</sub>Fe<sub>2</sub>As<sub>2</sub> 线带材的超导填充因子 *F* 得到大幅度增加, 约为 25.3%~28.0%。其中 Ba<sub>1-x</sub>K<sub>x</sub>Fe<sub>2</sub>As<sub>2</sub> 多芯线材的 *F* 值为 25.3%~26.9%, 而带材的 *F* 值为 27.3%~28.0%, 这可能与轧制后带材超导芯致密度得到提高有一定关系。

### 2.2 元素分布及微观结构分析

为了探究 Ba<sub>1-x</sub>K<sub>x</sub>Fe<sub>2</sub>As<sub>2</sub> 多芯带材的相组成, 将带材表面包套打磨除去后露出超导芯丝, 随后采用 XRD 对裸露超导芯丝进行扫描, 结果如图 2 所示。图 2 中也给出 Ba<sub>1-x</sub>K<sub>x</sub>Fe<sub>2</sub>As<sub>2</sub> 前驱粉末的 XRD 图谱, 所有样品均通过对

(103) 峰的强度进行归一化处理。所有样品都呈现出 Ba<sub>1-x</sub>K<sub>x</sub>Fe<sub>2</sub>As<sub>2</sub> 主相峰。除了带材表面残留有 Ag 和 Cu 形成的包套峰, 带材样品未观察到其它明显的杂峰, 表明 Ba<sub>1-x</sub>K<sub>x</sub>Fe<sub>2</sub>As<sub>2</sub> 样品均具有较高的相纯度。另外, Nb 包套的维氏硬度(HV)值约为 1254.4 MPa, 远超过 Ag 层的 HV 值<sup>[30]</sup>, 说明复合包套线带材的力学性能可以得到有效增强。

通过 EDX 的 Mapping 映射检测抛光带材的横截面, 分析多芯带材的元素分布。图 3 为 Tape-1.48 经过 880 °C 热处理后横截面的元素分布图, 其中 Ag 和 Nb 元素均在相应范围内, 说明高温热处理后包套元素未发生相互扩散。此外, Ba、Fe 和 As 元素在相应超导芯丝上清晰可见。由于 K 元素的化学性质活泼, 高温下在 Ag 包套内发生扩散, 但未扩散至 Nb 层中。由此可见, Nb 作为阻隔层能够有效阻止 K 元素的大量挥发, 这对

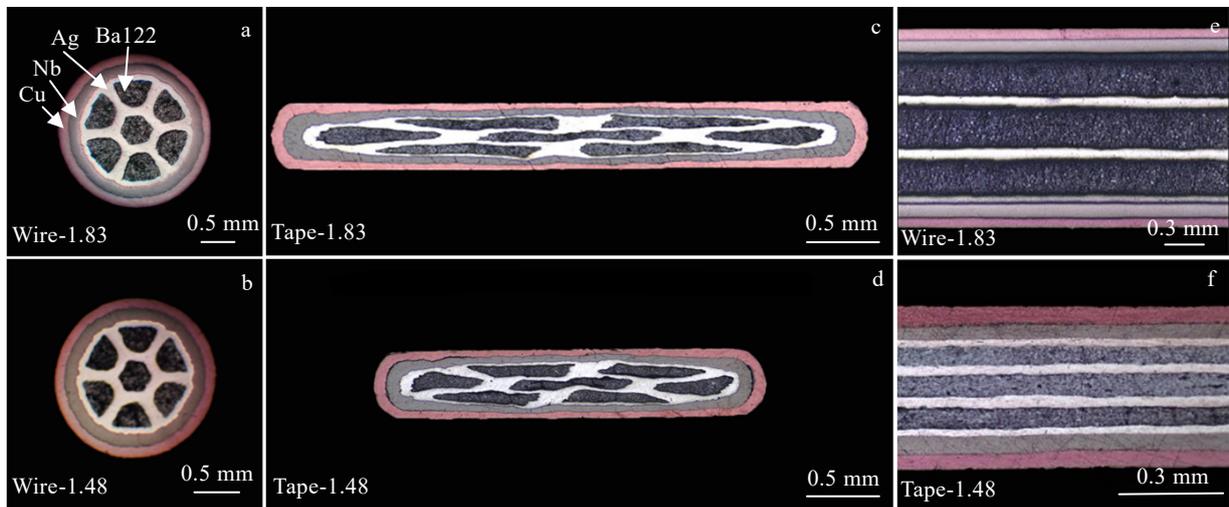


图 1 Ba<sub>1-x</sub>K<sub>x</sub>Fe<sub>2</sub>As<sub>2</sub> 线带材烧结后横截面和纵截面的 OM 照片

Fig.1 OM images of Ba<sub>1-x</sub>K<sub>x</sub>Fe<sub>2</sub>As<sub>2</sub> superconducting wires and tapes after heat treatment: (a-b) transverse cross-section of Wire-1.83 and Wire-1.48 samples; (c-d) transverse cross-section of Tape-1.83 and Tape-1.48 samples; (e-f) longitudinal cross-section of Wire-1.83 and Tape-1.48 samples

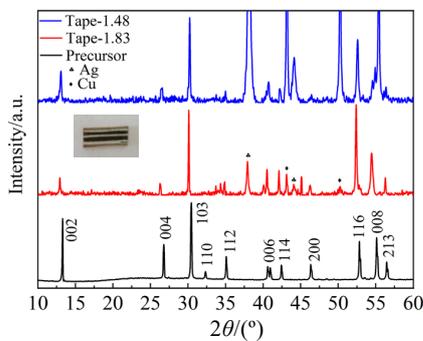


图 2 Ba<sub>1-x</sub>K<sub>x</sub>Fe<sub>2</sub>As<sub>2</sub> 多芯带材和前驱粉末的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of the Ba<sub>1-x</sub>K<sub>x</sub>Fe<sub>2</sub>As<sub>2</sub> tape samples and precursor

超导相组成以及高温热处理非常有利。3 层复合包套之间具有良好的兼容性, 其中内 Ag 层与超导芯丝具有良好的化学兼容性, 中间 Nb 层在提高线带材的机械强度的同时还阻止了活泼 K 元素的大量挥发, 而外 Cu 层则为线带材提供了良好的塑性形变能力。

图 4a 和 4b 显示 Wire-1.83 和 Wire-1.48 线材超导芯中存在较多的空洞, 大部分晶粒呈现无序状排列, 晶粒尺寸约为 2~4 μm。在图 4c~4f 中, 与线材相比, 带材的超导晶粒呈现出较规则的长条板状, 晶粒边缘清晰且紧密贴合, 孔洞数量大幅下降, 说明经过轧制后芯丝致密度得到明显提高。此外, 带材芯丝还存在

一些细小晶粒,这可能与冷加工过程中晶粒破碎有关,后续热处理过程中晶粒未能完全实现再生长,中间退火和轧制工艺参数有待进一步优化。

### 2.3 超导性能分析

图 5 显示了  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  线带材在零场冷却 (ZFC) 和场冷 (FC) 过程中的抗磁转变  $M-T$  曲线。外加磁场  $H(1592\text{ A/m})$  平行于带材表面。线材和带材均有明显的超导转变, Tape-1.83 和 Tape-1.48 2 种带材的  $M-T$  曲线几乎重合。相比于线材的起始转变温度  $T_c$  约 37.0 K, 带材的转变温度略有提高, 约为 37.5 K。该值与 7 芯 Ag/Cu 带材  $T_c$  (37.3 K) 相似<sup>[23]</sup>, 但略低

于前驱粉  $T_c$  约 38 K, 这可能与超导芯丝经过冷加工后发生结构变化、晶粒破碎有关。此外, 相比线材, 带材的转变宽度也有一定改善, 表明经过轧制后  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  带材的致密度和相均匀度均有提高。

图 6a 和 6b、6d 和 6e 分别显示了 Wire-1.83、Tape-1.83、Wire-1.48、Tape-1.48 线带材样品的  $M-H$  磁滞回线, 外加磁场约 9 T 平行于带材表面或线材轴向。所有  $M-H$  磁滞回线均较为对称,  $M-H$  回路面积随着温度升高而逐渐减小, 在相同温度下 Tape-1.48 样品的回路面积略大于 Tape-1.83 样品。另图 6a 中的插图显示在自场处超导体均有 1 个尖峰, 这是 Nb 层在低

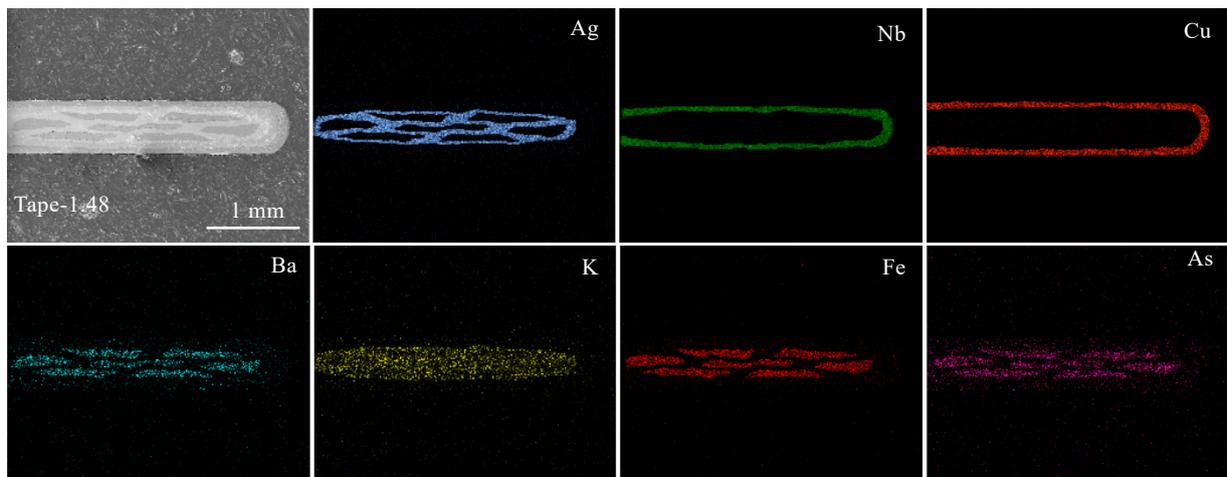


图 3  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  多芯带材整体横截面的元素面分布

Fig.3 Microstructure and element mappings of the whole transverse cross-section of Tape-1.48 sample

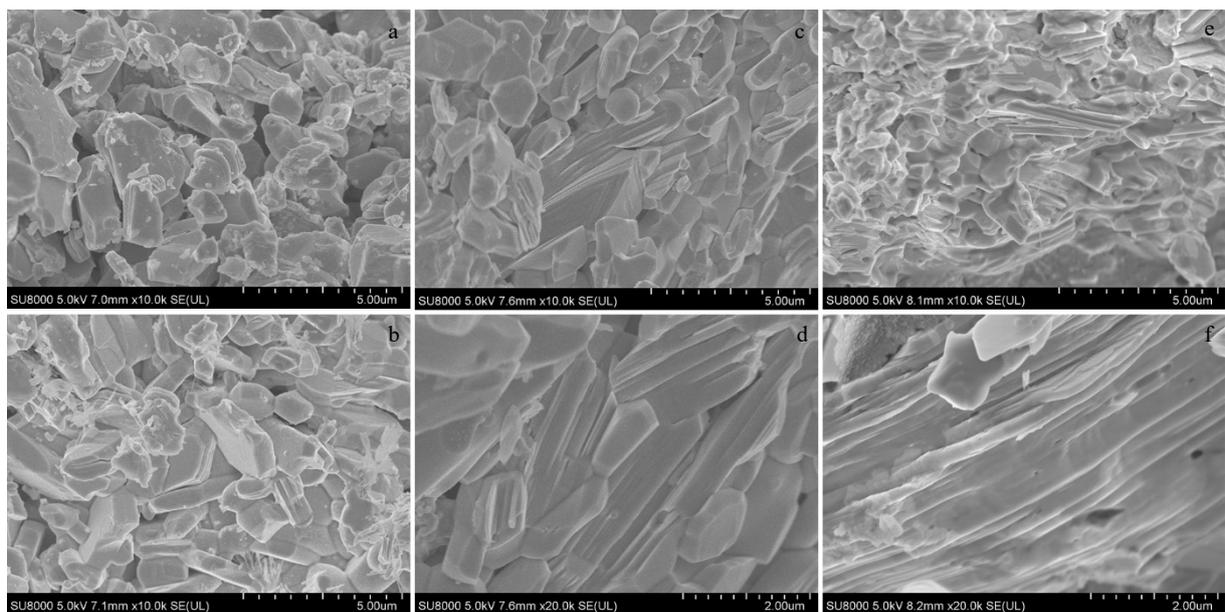


图 4  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  线带材超导芯微观结构的 SEM 照片

Fig.4 SEM images of  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  superconducting cores: (a) Wire-1.83, (b) Wire-1.48, (c-d) Tape-1.83, and (e-f) Tape-1.48

温低场下的超导现象所引起的。从 Bean 临界状态模型出发，可从磁滞回线计算出线带材的磁化临界电流密度  $J_c$  [35]。由于线带材的芯丝与包套之间未发生相互扩散，可忽略导体中的芯丝的耦合，磁矩可通过超导体中的芯丝形状的磁矩和芯丝数的乘积来计算，为简化计算，视芯丝形状与超导体具有相似的长径比 [36-37]，因此，Ba<sub>1-x</sub>K<sub>x</sub>Fe<sub>2</sub>As<sub>2</sub> 多芯线带材的磁化  $J_c$  可由以下公式计算：

$$J_c(B) = 15\Delta M / rF^{0.5} \quad (1)$$

$$J_c(B) = 20\Delta M / [a(1 - a/3b)F^{0.5}] \quad (2)$$

在这里  $\Delta M$  ( $\times 10^3$  A/m) 为磁滞回路上下支的差值，厚度  $a$  (cm) 和宽度  $b$  (cm) 为测试样品的二维尺寸。如图 6c 和 6f 所示，在 5 K 和 5 T 时 Wire-1.83、Wire-1.48、Tape-1.83 和 Tape-1.48 线带材样品的磁化  $J_c$  分别达到  $4.2 \times 10^3$ 、 $5.6 \times 10^3$ 、 $1.3 \times 10^4$  和  $1.5 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup>。在 20 K 自场下，Tape-1.83 和 Tape-1.48 带材也能达到  $4.7 \times 10^4$  和  $6.0 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup>。由此可知，经过轧制后带材磁化  $J_c$  得到极大提升，这与带材超导芯丝的致密度和转变  $T_c$  提高有关。此外，相比 Tape-1.83 带材，相同温度磁场条件下 Tape-1.48 带材的磁化  $J_c$  更高，这可能与该带材的高致密度有关。图 7a 和 7d 显示了 Ba<sub>1-x</sub>K<sub>x</sub>Fe<sub>2</sub>As<sub>2</sub> 多芯带材在 5~32 K 温度范围下的变温  $M$ - $H$  磁滞回线。在 30 K 和 13 T 时带材样品的磁滞回

线仍未实现完全闭合，表明铁基超导体中存在较高的不可逆场；图 7b 和 7e 中在 5~25 K 下附加磁场超过 10 T 时，两种带材的磁化  $J_c$  依然呈现出缓慢的下降趋势，进一步证实样品具有强的磁通钉扎能力。在 5 K 和 10 T 下，Tape-1.48 样品的磁化  $J_c$  高于 Tape-1.83 带材，约为  $8.6 \times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>。温度达到 32 K 后（接近转变  $T_c$ ），磁化  $J_c$  在高场下难以保持缓慢的下降趋势，此时超导体中进入了大量磁通线。图 7c 和 7f 中的磁化  $J_c$ - $T$  曲线直观表现出在 5~25 K 区域随着测试温度的增加磁化  $J_c$  下降缓慢，随着温度进一步升高到 32 K 时磁化  $J_c$  迅速下降。

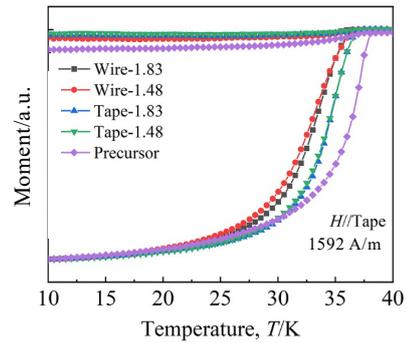


图 5 线带材样品与前驱粉末的归一化  $M$ - $T$  曲线  
Fig.5 Normalized  $M$ - $T$  curves of the wires/tapes and precursor for Ba<sub>1-x</sub>K<sub>x</sub>Fe<sub>2</sub>As<sub>2</sub> samples

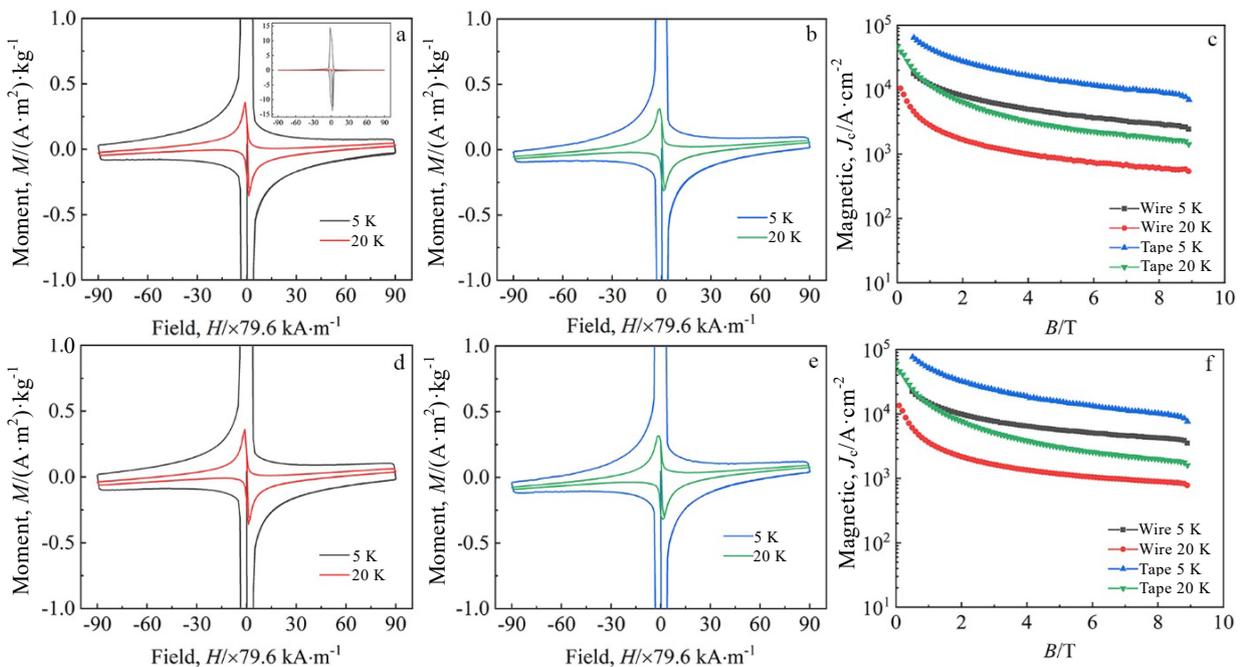


图 6 Ba<sub>1-x</sub>K<sub>x</sub>Fe<sub>2</sub>As<sub>2</sub> 线带材样品在 5 K 和 20 K 时的磁学性能分析  
Fig.6 Magnetization analysis of Ba<sub>1-x</sub>K<sub>x</sub>Fe<sub>2</sub>As<sub>2</sub> conductors at 5 and 20 K: (a-b)  $M$ - $H$  curves of Wire-1.83 and Tape-1.83, (c) field dependence of corresponding magnetic  $J_c$  for Wire-1.83 and Tape-1.83, (d-e)  $M$ - $H$  curves of Wire-1.48 and Tape-1.48, and (f) field dependence of corresponding magnetic  $J_c$  for Wire-1.48 and Tape-1.48

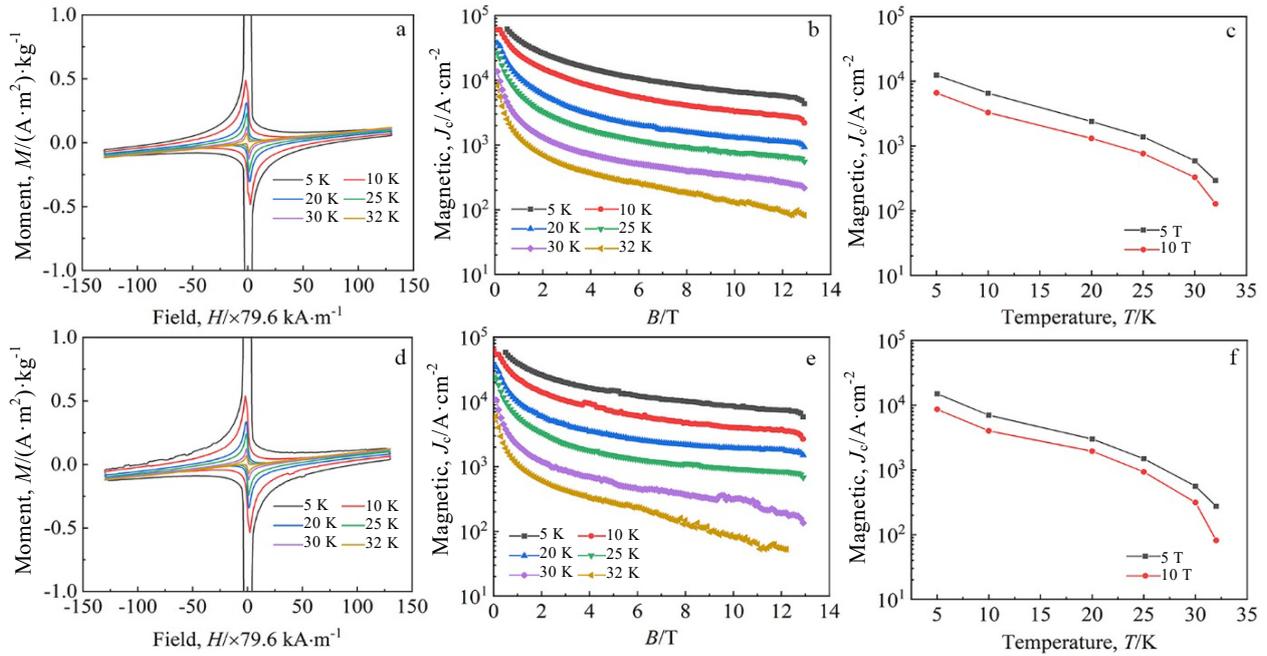


图 7 不同测试温度下  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  多芯带材的磁学性能分析

Fig.7 Magnetization analysis of Tape-1.83 (a-c) and Tape-1.48 (d-f) measured at different temperatures: (a, d)  $M-H$  curves, (b, e) field dependence of magnetic  $J_c$ , and (c, f) temperature dependence of magnetic  $J_c$  under 5 and 10 T

图 8 是 Tape-1.83 和 Tape-1.48 多芯带材的传输  $J_c$  随磁场变化曲线，外加磁场平行于带材表面。在 7 芯线材当中没有检测到电流，并且线材的磁化  $J_c$  也不高，可能是线材超导芯的致密度较低所导致。在 4.2 K 和 2 T 时，Tape-1.83 和 Tape-1.48 带材的传输  $J_c$  分别为  $1.5 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup> 和  $1.7 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup>；在高场区域 (>2 T) 传输  $J_c$  缓慢下降，在 4.2 K 和 10 T 时，Tape-1.83 和 Tape-1.48 的传输  $J_c$  分别为  $7.1 \times 10^3$  和  $8.7 \times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>，这些值与磁化  $J_c$  ( $6.6 \times 10^3$  A/cm<sup>2</sup> 和

$8.6 \times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>，5 K 和 10 T) 相近。线材轧制后带材超导芯丝的致密度和相均匀度得到有效改善，因此其传输  $J_c$  得以提高。

### 2.4 讨论

与单芯超导带材和  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2/Ag/AgSn/SS$  圆线相比<sup>[20]</sup>，Ag/Nb/Cu 复合包套  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  多芯带材传输性能仍然较低。为了探究其原因，对 Tape-1.83 样品超导芯丝的纵截面进行精细抛光，如图 9 所示。

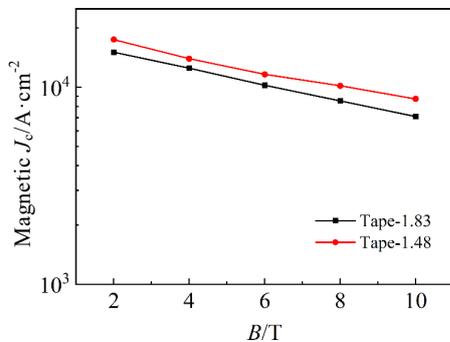


图 8  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  多芯带材的传输  $J_c$  随着磁场变化曲线  
Fig.8 Field dependence of the transport  $J_c$  for  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  tapes measured at 4.2 K

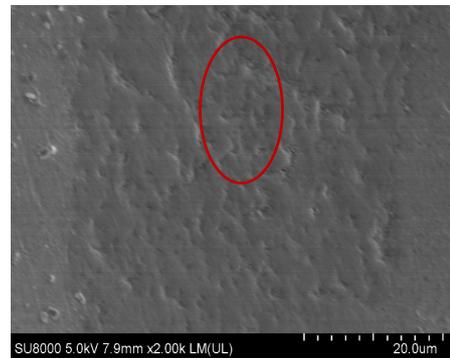


图 9 精细抛光后 Tape-1.83 样品超导芯的微观形貌  
Fig.9 Microstructure of the superconductor core for Tape-1.83 sample after fine polishing

在样品中未观察到大裂纹,但是在一些区域观察到大量细小孔洞,如图中红圈所示。对该截面的致密度进行计算,发现其孔洞占比约为18%,这些细小孔洞极大阻碍了电流的传输<sup>[21]</sup>,这个结果与SEM和M-T部分的讨论相符合。另一方面,压力诱导超导晶粒织构化,有效降低铁基超导体中的晶界弱连接效应<sup>[19,20,34]</sup>。然而XRD图谱中带材超导芯未观察到织构取向,可能与轧制过程中晶粒破碎有关;与热压和冷压样品的结果明显不同,这也是电流较低的另一个因素<sup>[19,20,34]</sup>。因此,通过优化复合包套多芯带材的塑性加工工艺及中间退火条件,有望进一步改善超导芯丝的致密度和织构度,从而提升其传输性能。

### 3 结 论

1) 采用先位PIT法制备了7芯Ag/Nb/Cu复合包套  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  线带材。 $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  线带材多芯孔型完整并且分布均匀,Ag、Nb和Cu层3层包套形变均匀,具有良好的纵向形变均匀性。线带材超导填充因子F值约为25.3%~28.0%,同时具有良好的力学性能。

2) 磁性测试表明多芯带材的转变 $T_c$ 达到37.5 K,并且具有较好的超导转变;在5-25 K下外加磁场超过10 T时,带材的磁化 $J_c$ 依然呈现出缓慢的下降趋势,说明样品具有强的内在磁通钉扎能力。此外, $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$ 多芯带材在4.2 K和2 T的传输 $J_c$ 为 $1.7 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup>,在10 T时传输 $J_c$ 仍然保持为 $8.7 \times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>。

#### 参考文献 References

- [1] Onnes H K. *Through Measurement to Knowledge: The Selected Papers of Heike Kamerlingh Onnes 1853-1926*[M]. Dordrecht: Springer Netherlands, 1991: 264
- [2] Hulm J K, Blaugher R D. *Physical Review*[J], 1961, 123(5): 1569
- [3] Matthias B T, Geballe T H, Geller S *et al. Physical Review*[J], 1954, 95(6): 1435
- [4] Wu M K, Ashburn J R, Torng C J *et al. Physical Review Letters*[J], 1987, 58(9): 908
- [5] Maeda H, Tanaka Y, Fukutomi M *et al. Japanese Journal of Applied Physics*[J], 1988, 27(2): 303
- [6] Nagamatsu J, Nakagawa N, Muranaka T *et al. Nature*[J], 2001, 410: 63
- [7] Ren Z A, Lu W, Yang J *et al. Chinese Physics Letters*[J], 2008, 25(6): 2215
- [8] Kamihara Y, Watanabe T, Hirano M *et al. Journal of the American Chemical Society*[J], 2008, 130(11): 3296
- [9] Rotter M, Tegel M, Johrendt D. *Physical Review Letters*[J], 2008, 101(10): 1007006
- [10] Gurevich A. *Nature Materials*[J], 2011, 10(4): 255
- [11] Wang X L, Ghorbani S R, Lee S I *et al. Physical Review B*[J], 2010, 82(2): 024525
- [12] Ni N, Bud'ko S L, Kreyssig A *et al. Physical Review B*[J], 2008, 78(1): 014507
- [13] Putti M, Pallecchi I, Bellingeri E *et al. Superconductor Science and Technology*[J], 2010, 23(3): 034003
- [14] Yang H, Luo H Q, Wang Z S *et al. Applied Physics Letters*[J], 2008, 93(14): 142506
- [15] Zhang X P, Oguro H, Yao C *et al. IEEE Transactions on Applied Superconductivity*[J], 2017, 27(4): 7300705
- [16] Yao C, Lin H, Zhang Q J *et al. Journal of Applied Physics*[J], 2015, 118(20): 203909
- [17] Yao C, Ma Y W, Zhang X P *et al. Applied Physics Letters*[J], 2013, 102(8): 082602
- [18] Gao Z S, Togano K, Matsumoto A *et al. Superconductor Science and Technology*[J], 2015, 28(1): 012001
- [19] Gao Z S, Togano K, Zhang Y C *et al. Superconductor Science and Technology*[J], 2017, 30(9): 095012
- [20] Dong C H, Han M, Guo W W *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 932: 11
- [21] Yao C, Wang D L, Huang H *et al. Superconductor Science and Technology*[J], 2017, 30(7): 075010
- [22] Xiao Y, Jin H, Pan X F *et al. Journal of Superconductivity and Novel Magnetism*[J], 2022, 35(3): 697
- [23] Liu C, Zhang X P, Dong C H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 966: 171592
- [24] Pyon S, Ito T, Sakagami R *et al. Superconductor Science and Technology*[J], 2022, 36(1): 015009
- [25] Filar K, Morawski A, Zaleski A *et al. Journal of Superconductivity and Novel Magnetism*[J], 2022, 35(6): 1491
- [26] Li C S, Yan G, Wang Q Y *et al. Physica C: Superconductivity*[J], 2013, 494: 177
- [27] Wang Qingyang(王庆阳), Zhang Kerong(张可荣), Xiong Xiaomei(熊晓梅) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(10): 3320
- [28] Xiang Shihua(向仕华), Xu Junyao(胥钧耀), Li Jingxiao(李京筱) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(2): 763
- [29] Wang Pengfei(王鹏飞), Liang Ming(梁明), Wu Yifan(吴艺凡) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(1): 1
- [30] Jin H, Xiao Y, Nong X Y *et al. Ceramics International*[J], 2023, 49(7): 11680

- [31] Wang L, Qi Y P, Wang D L *et al. Physica C: Superconductivity*[J], 2010, 470(2): 183
- [32] Liu S F, Lin K L, Yao C *et al. Superconductor Science and Technology*[J], 2017, 30(11): 115007
- [33] He Longjun(何龙军), Wang Qingyang(王庆阳), Yang Fang (杨芳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(11): 3801
- [34] Yao C, Guo W W, Zhu Y C *et al. Journal of Materials Chemistry C*[J], 2023, 11(4): 1470
- [35] Bean C P. *Reviews of Modern Physics*[J], 1964, 36(1): 31
- [36] Baumgartner T, Eisterer M, Weber H W *et al. IEEE Transactions on Applied Superconductivity*[J], 2012, 22(3): 6000604
- [37] Sumption M D, Peng X, Lee E *et al. Cryogenics*[J], 2004, 44(10): 711

## Microstructure and Superconducting Properties of 7-Filament $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$ Composite Conductors

Nong Xiaoyao<sup>1,2</sup>, Wang Zhihan<sup>1,2</sup>, Chen Wenwu<sup>1,2</sup>, Li Jianwei<sup>1,2</sup>, Yang Lu'an<sup>1,2</sup>, Jin Hao<sup>1,2</sup>, Lin He<sup>1,2</sup>, Pan Xifeng<sup>1,2</sup>

(1. College of Physics and Energy, Fujian Normal University, Fuzhou 350117, China)

(2. Fujian Provincial Engineering Research Center for Advanced High-Temperature Superconducting Materials, Fuzhou 350117, China)

**Abstract:** The traditional Ag sheath has both good chemical compatibility and plastic processing characteristic with iron-based superconductors (IBS), but it possesses too low mechanical strength. Employing composite sheathes is a direct, efficient and low-cost method to prepare high strength  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  conductors. In this study, the  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  multifilamentary wires/tapes with stable structure and large ductility were obtained through optimizing the sheath size, cold deformation and intermediate annealing. It is found that the shape distribution of multi-cores is uniform, and the superconducting filling factor is 25.3%-28.0% for this Ag/Nb/Cu composite sheathed  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  superconductors. The magnetic critical transition temperature  $T_c$  of  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  tape is up to 37.5 K, and the magnetization of hysteresis loops ( $M-H$ ) shows a strong flux pinning ability. The transport critical current density  $J_c$  of  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  tape is about  $1.7 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup> at 4.2 K and 2 T, and it still holds  $8.7 \times 10^3$  A/cm<sup>2</sup> at 4.2 K and 10 T.

**Key words:**  $Ba_{1-x}K_xFe_2As_2$  multifilamentary wires/tapes; composite sheath; conductor structure; superconducting properties

---

Corresponding author: Lin He, Ph. D., Associate Professor, College of Physics and Energy, Fujian Normal University, Fuzhou 350117, P. R. China, E-mail: linhe237@fjnu.edu.cn