

122型铁基超导带材实用化研究进展

徐光显 黄河 张现平 黄尚宇 马衍伟

Recent progress of 122-type iron-based superconducting wires and tapes

Xu Guang-Xian Huang He Zhang Xian-Ping Huang Shang-Yu Ma Yan-Wei

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 67, 207402 (2018) DOI: 10.7498/aps.67.20181256

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.67.20181256>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2018/V67/I20>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

高质量 FeSe 单晶薄膜的制备及相关性能表征

Preparation and characterization of high-quality FeSe single crystal thin films

物理学报.2018, 67(20): 207401 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.67.20180940>

空心圆柱形永磁体内径对单畴 GdBCO 超导块材磁悬浮力的影响

Effect of inner diameter of hollow cylindrical permanent magnet on levitation force of single domain GdBCO bulk superconductor

物理学报.2018, 67(7): 077401 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.67.20172418>

压力下铁砷基化合物的超导电性研究

Superconductivities of pressurized iron pnictide superconductors

物理学报.2017, 66(3): 037402 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.66.037402>

时效 Ag-7wt.%Cu 合金的微观组织、电阻率和硬度

Microstructure, resistivity, and hardness of aged Ag-7wt.%Cu alloy

物理学报.2017, 66(2): 027401 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.66.027401>

MgB₂ 超导膜的厚度与其 J_c (5K,0T) 的关系

Thickness dependence of critical current density in MgB₂ films fabricated by hybrid physical-chemical vapor deposition

物理学报.2013, 62(19): 197401 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.197401>

专题: 铁基高温超导体发现十周年

122型铁基超导线带材实用化研究进展*

徐光显¹⁾²⁾ 黄河¹⁾³⁾ 张现平¹⁾³⁾ 黄尚宇²⁾ 马衍伟^{1)3)†}

1) (中国科学院电工研究所, 应用超导重点实验室, 北京 100190)

2) (武汉理工大学材料科学与工程学院, 武汉 430070)

3) (中国科学院大学, 北京 100049)

(2018年6月28日收到; 2018年8月2日收到修改稿)

在种类众多的新型铁基超导材料中, 122型铁基超导体具有高转变温度、超高上临界场、低各向异性、高临界电流密度等优点, 因此成为高场应用领域最具竞争力的铁基超导材料. 目前122型铁基超导线带材在4.2 K, 10 T下的传输临界电流密度已经超过 10^5 A/cm²这一实用化门槛值, 表现出十分广阔的应用前景. 本文回顾了新型铁基超导体的发现及发展历程, 结合122型铁基超导体的自身特点, 就如何制备高性能122型铁基超导线带材展开讨论, 同时对粉末装管法制备流程中影响线带材性能的几大关键因素进行了详细分析. 重点介绍了近年来122型铁基超导线带材的实用化研究进展, 包括高强度线带材的制备、圆线的研制、多芯线材及长线的制备、超导接头的研究、力学性能及各向异性的研究等. 对122型铁基超导线带材实用化研究进行了总结, 并对其未来的发展趋势进行了展望.

关键词: 122型铁基超导体, 线带材, 粉末装管法, 实用化

PACS: 74.25.-q, 74.25.F-, 74.25.Ld, 74.70.Xa

DOI: 10.7498/aps.67.20181256

1 引言

1986年4月, 瑞士IBM实验室的Bednorz和Müller首次发现了铜氧化物超导体^[1], 由此掀起了一场高温超导体研究热潮. 22年之后, 2008年2月, 日本东京工业大学的Kamihara等^[2]发现了一种新型化合物超导体——临界转变温度(T_c)为26 K的铁基超导体LaFeAsO_{1-x}F_x, 新型铁基超导体的发现再次激发起超导界科研工作者强烈的研究兴趣. 2008年3月初, 中国科学院物理研究所王楠林研究组^[3]尝试采用Fe₂O₃作为提供氧元素的原材料, 同样成功合成了LaFeAsO_{0.9}F_{0.1-δ}多晶样品. 随后, 中国科学技术大学陈仙辉研究组^[4]发现将LaFeAsO_{1-x}F_x中的La元素替换成Sm元素得到SmFeAsO_{1-x}F_x超导体, 其临界转变温度从之

前的26 K提高至43 K. 同年4月, 中国科学院物理研究所任治安等^[5]又利用高压合成技术将含有氧空位的SmFeAsO_{1-x}F_x超导体的临界转变温度提高至55 K.

除了临界转变温度被不断提高, 多种新型结构的铁基超导体也陆续被发现. 2008年6月, 德国的研究团队将三元铁砷化合物母材BaFe₂As₂晶体中的Ba⁺部分替换成K⁺^[6], 得到的Ba_{1-x}K_xFe₂As₂ (Ba-122)同样具有超导电性, 并且当 $x = 0.4$ 时, Ba_{0.6}K_{0.4}Fe₂As₂超导体的临界转变温度达38 K. 2008年7月, 中国台湾的Hsu等^[7]首次报道在8 K的温度下, FeSe化合物出现了超导电性. 随后美国杜兰大学Fang等^[8]将Te引入FeSe, 得到的FeSe_{0.5}Te_{0.5}具有15.2 K的临界转变温度. 2008年9月, 中国科学院物理研究所的靳常青研究组^[9]发现Li⁺结合到FeAs导电层中形成LiFeAs晶体,

* 国家自然科学基金(批准号: 51320105015, 51602307, 51677179)和北京市科技计划(批准号: Z171100002017006)资助的课题.

† 通信作者. E-mail: ywma@mail.iee.ac.cn

该铁基化合物在 18 K 的温度下表现出超导电性. 2010 年 10 月, 中国科学院物理研究所陈小龙研究组^[10]通过将 K 原子插入 FeSe 层, 得到了与 BaFe₂As₂ 结构相同的 K_xFe₂Se₂ 超导体, 其在常压下的临界转变温度超过 30 K. 据不完全统计, 目前被发现的铁基超导体种类已达上百种.

随着新型铁基超导体研究的不断深入, 人们发现与铜氧化物超导体和其他种类超导体相比, 铁基超导体具有明显的内在优势: 1) 上临界场极高 ($H_{c2} > 100$ T), 远高于 MgB₂ 和传统低温超导体 NbTi 与 Nb₃Sn 的上临界场^[11,12], 意味着铁基超导体可以工作于更高的磁场, 应用领域更广; 2) 各向异性低 ($1 < \gamma_H < 2$), 远小于铜氧化物超导体的各向异性^[13] ($7 < \gamma_H < 20$); 3) 本征磁通钉扎能力强, 明显优于铜氧化物高温超导体, 其高场下临界电流密度仍能保持较高水平. 因此, 具备诸多优越特性的新型铁基超导体在强磁场领域有着巨大的应用潜力.

超导线带材是新型铁基超导体走向强电应用的基础, 目前对于新型铁基超导线带材的研究主要集中于 SmFeAsO_{1-x}F_x(1111), (Sr/Ba)_{1-x}K_xFe₂As₂(122) 和 FeSe(11) 这三大体系中. 表 1 列出了这三种铁基超导体的基本性能参数, 虽然 SmFeAsO_{1-x}F_x 的临界转变温度高达 55 K, 但该体系组成元素多、成相复杂、合成温度高, 并且还需要掺杂易挥发的 F 元素, 这些因素都可能影响线带材的传输性能. 11 体系中的 FeSe 虽然组成元素少、晶体结构简单, 但是 FeSe 超导体的临界转变温度只有 8 K, 与低温超导体相比实用价值较低. 相比前两种铁基超导体, 具有较高转变温度、超高上临界场、低各向异性等优势 122 型 (Sr/Ba)_{1-x}K_xFe₂As₂ 铁基超导体,

成为最具应用前景的新型铁基超导体, 发展最为迅速, 制备的超导线带材性能也不断提高. 在 4.2 K 和 10 T 下, 122 型铁基超导线带材的临界电流密度 (J_c) 值已超过 10^5 A/cm²^[14], 达到实用化水平. 与此同时, 百米量级的 Sr_{1-x}K_xFe₂As₂ (Sr-122) 超导长线已经制备成功, 意味着 122 型铁基超导线带材已经具备了规模化生产的能力, 逐渐向人们展示出其与传统低温超导体 NbTi, Nb₃Sn 以及 MgB₂ 相比在高场应用领域的竞争优势^[15,16].

2 高性能 122 型铁基超导线带材的制备

新型铁基超导体与铜氧化物超导体一样, 均属于陶瓷材料, 其硬度比较高而且脆性较大, 难以利用塑性成形技术进行加工, 因此, 粉末装管法 (powder-in-tube, PIT) 成为制备铁基超导线带材的首选途径. 粉末装管法工艺简单, 制造成本低廉, 已经广泛应用于 Bi-2233 和 MgB₂ 等商用化超导线带材的制备^[16,17]. 粉末装管法可分为原位法 (*In-situ*) 与先位法 (*Ex-situ*). 原位法是将原材料按化学计量比装入金属管后对其进行一系列机械加工, 制备成超导线带材, 之后在最终热处理阶段烧结成超导相. 而先位法则是将已配比的原材料进行充分混合磨碎, 进行热处理得到所需的超导前驱粉, 之后再装入金属管进行机械加工, 得到所需线带材. 两者之间最明显的区别在于, 先位法可以进行多次研磨、烧结工艺, 得到成分均匀的前驱粉, 而原位法整个过程只有一次混合, 成分分布不均匀, 导致最终性能不佳. 但是, 必须指出的是, 采用原位法制备 Sm-1111 线带材也有其自身的优势, 即不易引入杂质, 对于易烧损的 F 元素具有保护作用. 采用原位法制备的 Sm-1111 超导线材在 4.2 K, 自场条件下 J_c 能够达到 1300 A/cm²^[18].

如图 1 所示, 先位法制备 122 铁基超导线带材的主要流程为: 首先在惰性气体的保护下制备前驱粉, 然后将填充好前驱粉的金属管通过旋锻、拉拔和轧制等冷加工工艺将其塑成线材或带材, 最后对已成形的线带材进行热处理, 促进晶粒连接再结晶. 超导线带材的最终性能受到制备过程中每一个环节的影响.

表 1 三种典型铁基超导体的基本性能参数

Table 1. Basic performance parameters of three type iron-based superconductors.

超导材料	1111	122	11
最高 T_c /K	55	38	14
$H_{c2}(0)$ /T	70—300	80—135	55
γ_H	4—5	< 2.0	1.1—1.9
ab 面内相干长度/nm	2.5	3.0	1.5
线带材 $J_c@4.2$ K/A·cm ⁻²	4×10^4	$> 10^5$	10^3

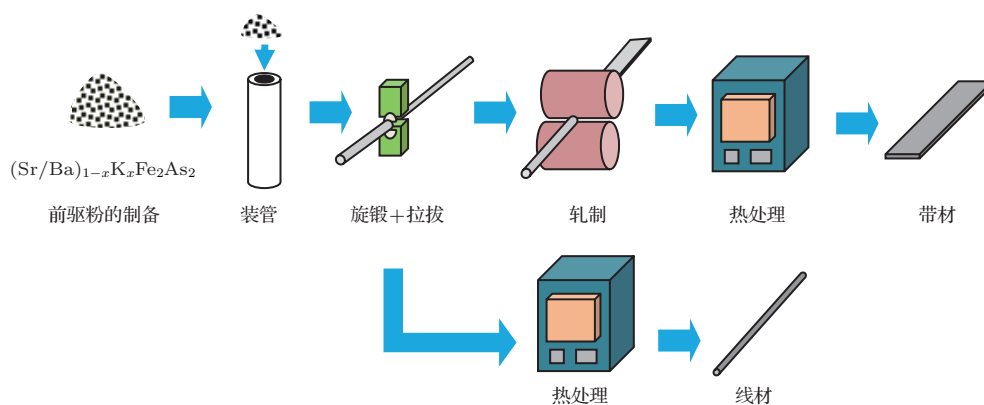


图1 粉末装管法制备铁基超导导线带材的工艺流程

Fig. 1. Process for preparing iron-based superconducting wires and tapes by powder-in-tube method.

2.1 高质量前驱粉的制备

高质量的前驱粉是制备高性能铁基超导导线带材的前提, 而前驱粉中包含 Ba(或者 Sr), K 等活泼金属, 为了避免其与空气发生氧化反应, 整个制备过程都必须在充满惰性气体的手套箱中进行. 如图 2 所示, 2011 年中国科学院电工研究所对 Sr-122 样品分析发现, 虽然制备前驱粉的过程都在充满 Ar 保护气的氛围中进行, 但仍不能阻止活泼金属 Sr, K 发生氧化和水解反应, 晶界中存在许多厚度为 10—40 nm 的无定形层和富氧杂质^[19], 严重阻碍超导电流的传输, 因此, 如何减少氧元素的引入是提升超导相纯度的关键. 制备 122 铁基超导前驱粉通常采用一步固相烧结法^[20], 即将混合均匀的单质材料进行烧结, 得到所需前驱粉. 为了减少制备 $\text{Ba}_{1-x}\text{K}_x\text{Fe}_2\text{As}_2$ 前驱粉过程中 Ba 和 K 的氧化, Dong 等^[21] 提出两步法制备 $\text{Ba}_{0.6}\text{K}_{0.4}\text{Fe}_2\text{As}_2$ 前驱粉, 制备的超导带材临界电流密度 J_c 达到 $5.4 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$ (4.2 K, 10 T). 两步法同一步法的区别在于, 两步法先将高纯度的金属 Ba, K 分别与 As 按 1 : 1 的摩尔比均匀混合, 在 400—600 °C 下反应得到中间产物 BaAs 和 KAs, 随后将中间产物 BaAs, KAs 与铁粉、As 粉按照 $\text{Ba}_{0.6}\text{K}_{0.4}\text{Fe}_2\text{As}_2$ 的名义成分均匀混合, 通过烧结得到前驱粉. 两步法预先将 Ba, K 合成中间产物, 极大减少了活泼金属与氧接触的机会, 降低了生成杂相的可能. 通过 X 射线衍射 (XRD) 检测分析发现, 其前驱粉超导相更纯, 杂相更少, 不仅如此, 灵活的两步法更适于前驱粉的大规模制备, 解决了一步固相烧结法难以实现大批量生产的难题, 为今后铁基超导长线的实际应用奠定了基础.

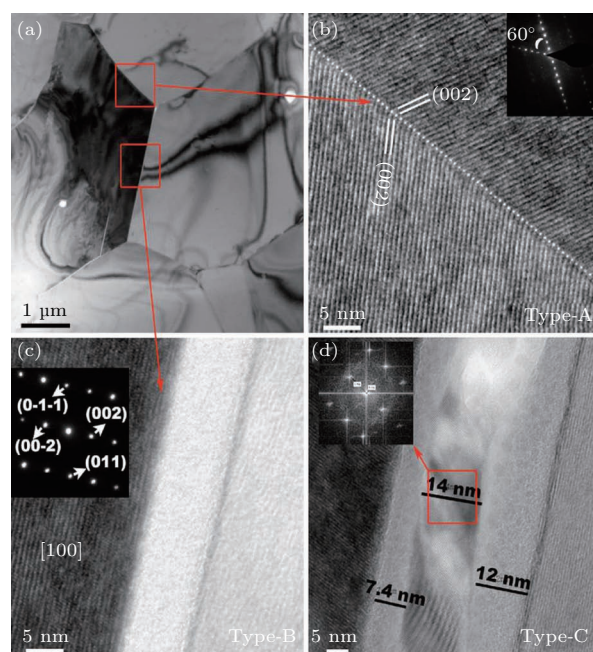

 图2 Sr-122 晶体的透射电子显微镜 (TEM) 图^[19] (a) 连接良好的晶界图; (b) 典型的高晶界角图; (c) 10 nm 厚的无定形层; (d) 纳米级杂质微晶

 Fig. 2. TEM image of polycrystalline Sr-122^[19]: (a) A well-connected grain boundary; (b) a typical, clean high-angle grain boundary; (c) an amorphous layer about 10 nm in thickness; (d) nanometer-scale impurity crystallites.

2.2 元素掺杂

超导相的元素配比是影响最终超导性能的关键因素. 122 型铁基超导体中的 K, As 都具有化学性质活泼、熔点低、高温下易挥发等性质, 因此, 在制备前驱粉的过程中通常会添加超出配比 5%—20% 的 K 或 As, 以补偿这些活泼元素在烧结过程中的缺失, 达到精确元素配比的目的. 在合成 $\text{Ba}_{0.6}\text{K}_{0.4+x}\text{Fe}_2\text{As}_2$ ($0 \leq x \leq 0.1$) 多晶块材的过程中, Wang 等^[22] 发现 K 元素的过量添加对临界电

流密度有显著的提高作用, 当 $x = 0.1$ 时, 块材获得的临界电流密度是未添加过量 K 时 ($x = 0$) 的 3 倍, 且过量的 K 对超导体的临界转变温度无不利影响. 采用透射电子显微镜 (TEM) 技术, 发现过量 K ($x = 0.1$) 掺杂的样品中形成了高密度的位错, 引入了大量的钉扎中心, 因此传输性能得到了大幅度的提高.

基于铁基超导体各向异性小, 对掺杂不敏感等特性, 许多研究学者还发现向 122 型铁基超导前驱粉中添加一定量的 Ag 或 Pb, 可以愈合带材超导芯中的孔洞和裂纹, 增强晶粒连接性, 进而提高载流能力^[23-25]. 化学掺杂是一种简便高效地提高超导性能的方法, 除了向铁基超导体中添加 Ag 或 Pb 之外, Gao 等^[26] 发现向 Sr-122 前驱粉中掺杂一定量的 Sn 元素之后, 制备的带材传输性能有明显的提高, 这是由于在高温下低熔点的 Sn 发生熔化, 成为晶粒间良好的助融剂, 这不仅能促进晶粒生长, 还能够提升晶间耦合作用. 在此基础上, Lin 等^[27] 研究了不同含量的 Sn 掺杂对于 $\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{Fe}_2\text{As}_2$ 带材微观结构及传输性能的影响. 在未掺杂 Sn 的样品中没有测得传输电流, 而掺 Sn 样品在自场及高场条件下都得到了较大电流. 其中, 5 wt.% Sn 掺杂样品的传输 J_c 为 $8.9 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ (4.2 K, 10 T), 该性能在当时已属于较高水平; 而 10 wt.% Sn 掺杂样品的传输性能整体偏低, 在 4.2 K, 10 T 下, 最高 J_c 值仅为 $4.3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$, 性能不及 5 wt.% Sn 掺杂样品的一半. 借助扫描电子显微镜 (SEM), TEM 等分析手段, 观察到未掺 Sn 样品中晶粒大多处于孤立状态, 并且存在孔洞. 另外, 较硬的铁包套在冷加工过程中容易使大量的晶粒发生破碎, 导致电子耦合差, 电流难以通过. 而掺 Sn 样品晶粒连接性良好, 尤其是 5 wt.% Sn 掺杂的样品晶粒分布错落有致, 形貌致密, 容易获得较大的传输电流, 但是 10 wt.% Sn 掺杂的样品却出现了许多小颗粒和黑色孔洞. 能量色散 X 射线光谱仪 (EDX) 分析表明, 这些黑色区域中 K 元素含量偏低, 超导相成分发生变化, 这可能是导致其性能不佳的原因. Lin 等^[28] 随后又系统研究了 Zn, In 和 Pb 等低熔点的化学元素掺杂对 Sr-122 超导带材性能的影响, 三种元素的化学掺杂对 Sr-122 的临界转变温度基本没有影响, 并且添加 Zn 的带材性能提升最大, 10 T 下 J_c 可以达到 $2.7 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$ (4.2 K). Zn 元素的掺杂效果与 Sn 掺杂相似, 即提高超导相纯度的同时促进晶粒间的连接. 多样化的元素掺杂研究将促进人们对

122 型铁基超导体性能提高机理的理解.

2.3 致密度及晶粒弱连接效应

除了获得高质量的前驱粉之外, 提高超导芯致密度及缓解晶粒间的弱连接效应也是提高 122 型铁基超导线带材性能的重要手段. Weiss 等^[29] 与 Pyon 等^[30] 分别将热等静压 (hot-isostatic-press, HIP) 技术运用到 Cu-Ag 复合包套的 Ba-122 和 Sr-122 圆线的制备过程中, 经 HIP 处理后, 其超导芯更加致密, 裂纹与孔洞大大减少, 临界电流密度显著提高. Gao 等^[31] 和 Yao 等^[32] 分别采用平辊轧制技术、冷压工艺, 在制备 Sr-122 线带材过程中对带材表面施加一定压力, 使超导芯产生利于电流通过的 c 轴织构. 这两种工艺不仅可以增强超导芯的致密度, 而且大幅度降低了大角度晶粒的比例, 有效改善了晶粒间的弱连接效应, 带材载流能力得到明显提高.

2014 年, 中国科学院电工研究所利用热压技术实现了 122 型铁基超导线带材性能上的重大突破, 首次将 J_c 提高至 10^5 A/cm^2 (4.2 K, 10 T) 这一实用化门槛值^[33]. 紧接着, 该研究组优化了热压工艺^[34], 在 900 °C 的条件下制备了 Sr-122/Ag 超导带材, 其 J_c 提高到 $1.2 \times 10^5 \text{ A/cm}^2$ (4.2 K, 10 T), 在 14 T 下仍高达 10^5 A/cm^2 .

通过前期对热压工艺的研究积累, 电工研究所又采用转变温度更高的 Ba-122 制备出了高致密度、高织构度的超导带材^[35]. 如图 3 所示, 在 4.2 K, 10 T 下, 带材的临界电流密度达到 $1.5 \times 10^5 \text{ A/cm}^2$ (4.2 K, 10 T), 这是目前国际上关于铁基超导线带材文献报道的最高值. 并且当外加磁场强度上升至 27 T 时, 该样品 J_c 仍能达到 $5.5 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$ (4.2 K), 充分展现出 122 型铁基超导体在高场领域的应用优势. 同轧制技术或冷压工艺相比, 热压工艺能够在高温下对带材施加一定的压力, 提高超导芯致密度, 改善晶粒连接性. 不仅如此, 在冷加工过程中, 轧制变形引入 c 轴织构的同时也会使超导芯产生许多微裂缝, 这些微裂缝会在高温高压下相对灵活地进行结合, 进一步提升织构度. 可以这样认为, 热压工艺提升载流能力的根本原因在于实现了增强致密度与提高织构度的协同调控. 如图 3 中插图所示, 电子背散射衍射 (EBSD) 的结果表明, 大部分晶粒取向偏向于 (001) 方向 (即红色), 证明了该样品超导芯中有非常强的 c 轴织构. 此外, 大部分晶粒的晶界角主要集中于

9° 以下, 晶粒弱连接效应得到明显改善, 这也是对铁基超导体具有较大临界晶界角这一优异特性的证实。

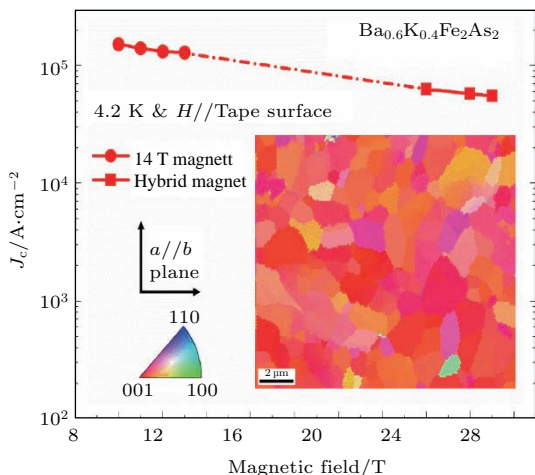


图3 Ba-122 热压带材在 4.2 K 的传输电流密度 J_c 随磁场的变化 [35]

Fig. 3. Magnetic field dependence of transport critical current density J_c for the hot-pressed Ba-122 tape at 4.2 K [35].

3 122 型铁基超导线带材的实用化进展

经过众多科研工作者不懈的努力, 122 型铁基超导线带材的载流能力已经取得了长足发展. 如图 4 所示, 铁基超导线带材的临界电流密度已经超过实用化门槛, 并仍不断提高. 从实用化角度来看, 未来铁基超导线带材必须满足以下几点: 1) 能够大规模、批量化生产, 若铁基超导线带材仅选用

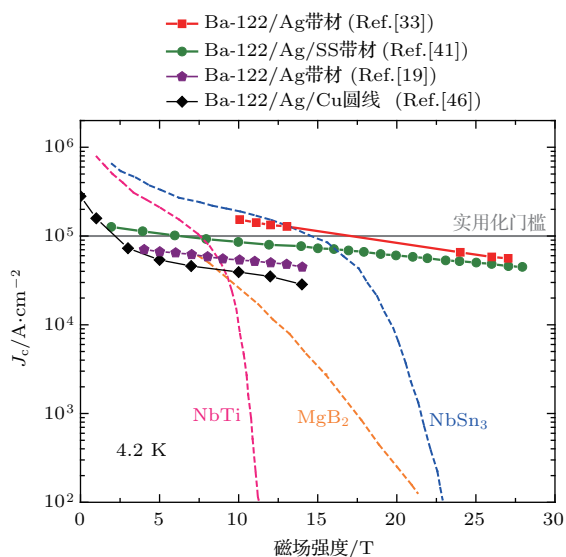


图4 122 铁基超导线带材在 4.2 K 下的传输临界电流密度随磁场的变化

Fig. 4. Magnetic field dependence of critical current density J_c for the 122 wires and tapes at 4.2 K.

金属 Ag 作为包套材料, 其成本势必居高不下, 规模化应用难以展开, 另外, 金属 Ag 的强度、硬度过低, 应用领域局限性大; 2) 实际应用中线带材的长度与整体的传输性能必须实现同步协调, 在一定长度下, 保证载流性能的稳定. 目前, 新型铁基超导体的实用化研究正在逐步推进, 主要集中于高强度线带材的制备、圆线的研制、多芯线材及长线的制备、超导接头研究、力学性能及各向异性研究等几个方面. 到目前为止, 科研人员在这几个研究领域均取得了一定的进展和突破, 极大促进了铁基超导走向实用化的步伐。

3.1 高强度线带材的制备

在实际应用过程中, 铁基超导线带材包套材料的选择尤为重要, 人们对其进行了大量的探索性工作, 曾尝试采用金属 Fe, Nb 和 Ta 作为线带材包套 [36–38], 然而这些金属都与超导芯发生反应, 生成厚度约 60–200 μm 的反应层, 最终未测得任何传输电流. 2010 年 11 月, 中国科学院电工研究所打破僵局, 首次采用金属 Ag 作为包套材料, 制备出了临界电流密度超过 1200 A/cm^2 (4.2 K, 10 T) 的 $\text{Sr}_{0.6}\text{K}_{0.4}\text{Fe}_2\text{As}_2/\text{Ag}/\text{Fe}$ 超导带材 [23], 这是国际上首次报道的具有传输电流的铁基超导线带材. 如图 5 所示, 选用金属 Ag 作为包套材料后, 在光学显微镜下超导芯与包套之间几乎未产生任何阻碍电流传输的反应层, 相容性极好. 随后的 EDX 能谱分析也证实了这一点, 超导芯中各成分未产生明显偏差, 超导元素也未扩散至 Ag 包套中, 反应层的问题得到彻底解决。

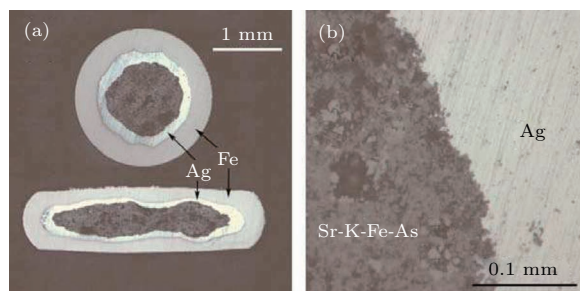


图5 Fe/Ag 包套的 $\text{Sr}_{0.6}\text{K}_{0.4}\text{Fe}_2\text{As}_2$ 铁基超导线带材 [23] (a) 线带材横截面; (b) Ag 包套与超导芯界面

Fig. 5. $\text{Sr}_{0.6}\text{K}_{0.4}\text{Fe}_2\text{As}_2/\text{Ag}/\text{Fe}$ iron-based superconducting wire and tape [23]: (a) Transverse cross-sections of wire and tape; (b) magnified optical image of the Ag/Sr-K-Fe-As interface.

金属 Ag 是目前公认的最适合制备铁基超导导线带材的包套材料, 但鉴于实际应用、生产中成本和机械强度等问题, 人们必须寻求其他金属作为包套材料或采用复合包套, 以期能够减少 Ag 的使用比例, 降低制造成本的同时提高机械强度. 从实用化角度来看, 导热性好、硬度较高、价格低廉的金属 Fe, Cu 极具吸引力, 但采用 Fe 或者 Cu 作为包套材料制备的超导线带材中也出现了很厚的反应层, 严重影响其传输性能. 缩短热处理时间, 在保证超导相成相的同时, 可以尽量避免超导芯与包套发生反应. 因此, Wang 等^[39]利用高温快烧工艺, 通过在 1100 °C 温度下烧结 5 min, 得到了传输性能较好的 Sr-122 铁包套超导带材. Lin 等^[40]则利用热压工艺, 在 740 °C, 20 MPa 压力的环境下低温烧结 60 min, 成功制备出 J_c 高达 3.5×10^4 A/cm² 纯 Cu 包套的 Sr-122 带材. 铁基超导体与铋系氧化物超导体虽同属脆性陶瓷材料, 都可以采用粉末装管法制备超导线带材, 但铋系线带材在烧结成相过程中要有氧的透入, 因此必须使用 Ag 或 Ag 合金作为包套材料, 而铁基超导线带材的制备则不受包套材料透氧性要求的限制, Cu 或 Fe 包套的线带材的成功制备也充分证明了这一优点.

为了提高超导线带材的机械强度, Togano 等^[41]尝试选择 Ag-Sn 合金作为包套材料制备 Ba-122 带材, 发现高强度的 Ag-Sn 合金包套不仅提高了超导芯的致密度与织构度, 同时经轧制后的超导芯显得尤为平整, 这意味着高强度的外包套使超导芯变形更加均匀. 为了减少线带材中 Ag 的使用比例, 复合包套线带材的研究发展极为迅速. 继成功制备出第一根具有传输电流的 Sr_{0.6}K_{0.4}Fe₂As₂/Ag/Fe 超导带材后, 中国科学院电工研究所又采用蒙乃尔合金作为加强外包套, 制备出高性能的 Sr_{1-x}K_xFe₂As₂/Ag/Monel 七芯线带材^[42], 并通过热压工艺将 J_c 提高至 3.6×10^4 A/cm² (4.2 K, 10 T). Gao 等^[43]制备出高强度的不锈钢/Ag 复合包套 Ba-122 带材, 轧制后的带材传输性能超过 7×10^4 A/cm² (4.2 K, 10 T), 并在此基础上, 采用 AgSn 合金作为内包套, 又制备出不锈钢/AgSn 合金复合包套的 Ba-122 带材^[44], 经冷压处理后, 带材的 J_c 可达 1.4×10^5 A/cm² (4.2 K, 10 T). 虽然该带材的临界电流密度较高, 但带材很

厚 (约 0.95 mm), 超导芯与横截面的比例过小, 导致样品的工程电流密度过低.

3.2 圆线研制

与超导带材相比, 圆线更适用于制造多股扭绞超导电缆^[45], 降低导线的电磁耦合效应, 提高载流均匀性和稳定性. 因此, 高性能超导圆线的研制是铁基超导材料走向实用化的必经之路.

早在 2011 年, Togano 等^[15]利用先位法制备出 Ag 掺杂 Ba-122/Ag 圆线, 其临界电流密度达到 10^4 A/cm² (4.2 K, 自场). 随后, Weiss 等^[29]在制备过程中首次采用 HIP 技术, 并结合长时间保温处理工艺, 成功制备出 J_c 超过 0.1 MA/cm² (4.2 K, 自场) 的 Cu-Ag 包套 Ba-122 圆线, 与之前未进行 HIP 处理的圆线相比, 性能提升近 10 倍. HIP 技术兼有热压和等静压的优点, 可以在不改变线材截面几何形状的同时提高超导芯致密度, 减少微裂纹, 从而明显提高圆线性能. 所以, HIP 技术在制备超导圆线的过程中不可或缺. 近年来, 东京大学对 122 型铁基超导圆线展开了较为系统的研究, 未采用 HIP 技术之前, 他们采用孔型轧制方式制备出 J_c 为 10^4 A/cm² (4.2 K, 自场) 的 Ba-122/Ag/Cu 圆线, 但当磁场上升至 10 T 时, J_c 迅速衰减至 500 A/cm²^[45]. 而采用 HIP 工艺之后, 圆线的超导芯致密度得到明显提升, 不仅零场下的电流密度提高至 3.8×10^4 A/cm² (4.2 K)^[30], 而且在 10 T 下, J_c 也达到了 3000 A/cm². 为了进一步提升圆线的传输性能, 该小组继续研究了烧结温度、烧结压力及烧结时间等工艺参数对最终线材性能的影响^[46,47], 并通过优化各项工艺参数, 将 J_c 提高到 2.0×10^4 A/cm² (4.2 K, 10 T). 近期, 该小组在加工过程中采用模具拉拔与孔型轧制相结合的加工工艺, 通过拉拔使超导芯引入部分织构, 将圆线的 J_c 进一步提升至 3.8×10^4 A/cm² (4.2 K, 10 T)^[48].

如图 6 所示, Liu 等^[49]同样利用 HIP 技术制备出 J_c 为 9.4×10^3 A/cm² (4.2 K, 10 T) 的 Ba-122 Cu-Ag 复合包套圆线, 并测试了 20 K 下圆线的传输性能, 得到了不错的临界电流密度, 这意味着 122 型铁基超导圆线在液氢温区也具有较好的应用前景.

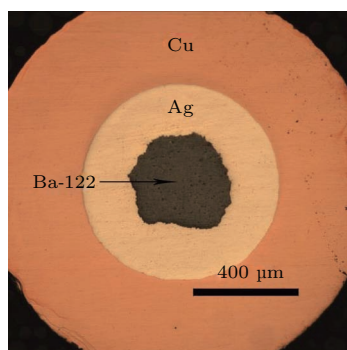


图6 典型的Cu-Ag复合包套Ba-122圆线^[49]

Fig. 6. A typical Cu/Ag composite sheathed Ba-122 wire^[49].

3.3 多芯线材及长线的制备

在实际应用中,简单的单芯超导带材并不能直接投入使用,而是必须制备成以金属材料为基础、具有细丝化超导芯的多芯线带材,目的是降低磁通跳跃以及超导-正常态相互转换时热效应对线带材造成的损害.不仅如此,为了确保超导体在生产加工、磁体绕制、降温冷却及电磁环境中不受破坏,其自身还必须具备足够的力学强度.因此,多芯线带材的制备是超导材料迈向实际应用必不可少的一个环节.

2013年,中国科学院电工研究所利用先位法制备出Ag包套的单芯圆线后,将7根单芯线材装入Fe外包套形成复合包套多芯线材,经一系列冷加工与后期热处理,率先制备出第一根Fe-Ag复合包套七芯Sr-122带材^[50],其 J_c 在4.2 K,零场下达到 2.1×10^4 A/cm²,并在高场下显示出极弱的磁场依赖性.在成功制备7芯线带材之后,该团队进一步增加超导芯数,采用类似的工艺又制备出 J_c 达 8.4×10^3 A/cm² (4.2 K, 10 T)的19芯Fe-Ag复合包套的Sr-122线带材^[51].在此基础上,通过将19芯的线材再次装管复合,114芯的Fe-Ag复合Sr-122线带材同样取得了成功,如图7所示.在直径为2.0 mm的114芯圆线中,经过三次装管的线材超导芯仍保持较好完整性,每根超导芯的尺寸不超过50 μm,均匀性表现优异.为了进一步提高122多芯线带材的传输性能,该团队将纯Ag包套的7芯与19芯带材进行了热压处理,其性能也得到巨大提升.在4.2 K, 10 T下,19芯样品的临界电流密度达到 3.5×10^4 A/cm²,7芯样品的 J_c 更是上升到 6.1×10^4 A/cm².

尽管现阶段122型铁基超导带材的临界电

流密度已经超过 10^5 A/cm² (4.2 K, 10 T),但该数值是在线带材短样中得到的,而只有制备出高性能、高均匀性的长线,才能实现新型铁基超导体走向规模化应用的最终目标.如图8所示,2017年,在成功制备122多芯带材的基础上,电工研究所进一步深入探索铁基超导长线制备工艺,通过对超导长线的结构设计研究和加工技术优化,研制出了长度达115 m的122铁基超导7芯长线^[52].经测试,该百米长线的载流能力表现出良好的均匀性和较弱的磁场衰减特性,在4.2 K, 10 T下,其临界电流密度超过 1.2×10^4 A/cm².国际首根百米量级铁基超导长线的成功研制,被誉为铁基超导材料从实验室研究走向产业化进程的里程碑,奠定了铁基超导材料在工业、医学、国防等诸多领域的应用基础.最近,在整个团队的不懈努力下,百米线的性能又上升一个台阶,其临界电流密度超过 2×10^4 A/cm² (4.2 K, 10 T).不到两年时间,铁基超导长线的传输性能提升近一倍,这进一步增强了人们对铁基超导材料实现规模化应用的信心.

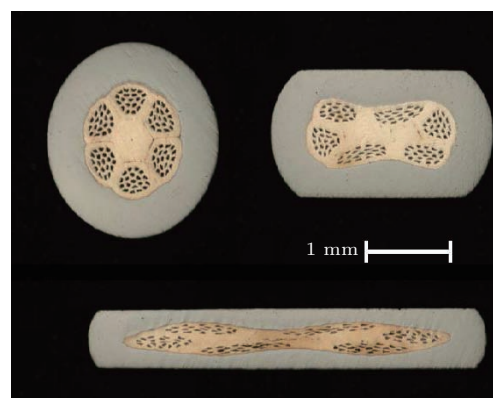


图7 114芯Fe-Ag复合包套线带材截面图^[51]

Fig. 7. Optical images of the transverse cross section for 114-filament Sr-122/Ag/Fe wire and tapes^[51].



图8 第一根122铁基超导百米线^[53]

Fig. 8. The first 100-m-class 122-type iron-based superconducting wire^[53].

3.4 力学性能

新型铁基超导体凭借自身传输性能磁场依赖性弱的独特优势, 成为高场应用领域中最具竞争力的超导材料. 在强磁场环境中工作时, 超导带材必须承载较高的电磁力, 超导带材自身的强度与抵抗机械载荷的能力显得尤为关键. 2015年, 中国科学院电工研究所与斯洛伐克 Kovac 研究组合作首次报道了 Sr-122 带材的应力-应变特性^[54], 在外加磁场条件下对 Sr-122 带材进行轴向拉伸的同时测量带材的临界传输电流, 研究拉应力及应变对带材传输性能的影响. 实验发现 Ag 包套的 Sr-122 带材的不可逆应变为 0.25%, 与 0.2% 的 Bi-2212/Ag 带材相当. 但就实际应用而言, 该不可逆应变仍然太低, 难以承载较高的电磁力. 另外, 他们还发现在 Sr-122/Ag 带材双面焊上厚度为 0.4 mm 的不锈钢后, 其可逆应力从之前的 35 MPa 增强至 50 MPa, 抗载荷能力明显提高. 因此, 对于未来高场下的应用来说, Cu/Ag, Fe/Ag, 不锈钢/Ag 等高强度的复合包套会是较好的选择.

2017年, 中国科学院电工研究所又与中国科学院等离子体物理研究所合作研究压应力-应变对 Sr-122/Ag 带材传输性能的影响^[55]. 整个实验过程在 10 T 的强磁场环境中进行, 如图 9 所示, 带材受到的应变加载路径为 $0 \rightarrow (-0.6\%) \rightarrow 0 \rightarrow 0.3\%$, 当压应变从 0% 逐步增大到 0.6% 的过程中, Sr-122 带材呈线性平缓下滑趋势, 压应变加载至最大时 (0.6%), 带材的临界传输电流下降 25%; 随后, 当压力卸载完成时, 带材的临界电流也恢复至初始状态, 未受到任何破坏, 表明其不可逆的压应变可

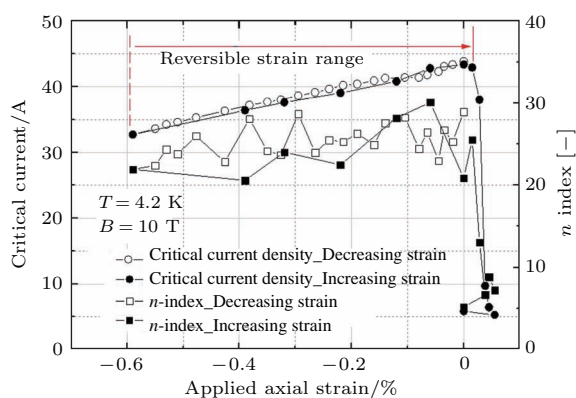


图9 Sr-122/Ag 样品的临界电流随应变的变化趋势^[55]

Fig. 9. Critical current versus axial strain for the Sr-122/Ag sample with a field of 10 T and a temperature of 4.2 K^[55]

达 0.6%. 此外, 他们还对比了 Nb₃Sn, Bi-2212, MgB₂ 以及 YBCO 等超导带材的应力应变性能. 其中, YBCO 表现出较好的力学性能; 而 Nb₃Sn 表现最差, 随着应变增大, 性能急剧下降. 虽然 Bi-2212 的传输电流随应变的衰减程度稍低于 Sr-122, 但是 Bi-2212 的不可逆应变仅为 0.3%, 远小于 Sr-122 的 0.6%. 从应用角度来看, 具有更高不可逆应变的 122 型铁基超导带材更适合工作于高场环境.

3.5 其他实用化研究

各向异性是衡量超导体实用性的重要指标, 对于设计超导装置而言, 它是不可忽视的关键因素之一. 日本高场实验室的 Awaji 等^[56] 系统研究了在不同温度、磁场强度及磁场方向的条件下 Ag 包套 Sr-122 带材的传输性能. 实验结果首先证实了在低场环境中 (0—2 T), 热压后的 122 带材存在着各向异性的反转 (即垂直于带材表面方向的 J_c^c 大于平行于带材表面方向的 J_c^{ab}). 原因可能是在热压过程中, 超导芯受到了较大的轴向压力从而引入大量大颗粒的钉扎中心, 增强了 c 轴方向传输电流的能力. 该团队紧接着对 30 K 下热压 122 带材的各向异性进行了计算与分析, 发现临界电流密度受磁场方向的影响开始于 20° 左右 (磁场方向与带材夹角), 并且各向异性值会随着磁场的加强而略微增大, 当磁场强度小于 5 T 时, Sr-122 带材的各向异性小于 1.2; 当磁场强度上升至 10 T 时, 各向异性也仅为 1.8. 同样, 电工研究所的 Huang 等^[35] 制备的最高性能的 Ba-122 热压样品, 在 4.2 K, 10 T 的条件下, 各向异性也只有 1.37. 由以上研究看出, 122 型铁基超导体具有极低的各向异性, 对磁场方向的依赖性不高, 应用更为方便.

除了前面所介绍的关于实用化的研究进展外, 超导接头对于实际应用来说同样起着举足轻重的作用, 尤其是工作在类似超导电力或磁体绕制这种需要使用数十千米的线带材场合中. 目前, 铁基超导体间的连接仍处于起步和摸索阶段, 面临和需要解决的问题还有很多. 通过对其他已经商用化超导体的连接方式进行研究和改进, 最近电工研究所率先在铁基超导接头研究方面取得了进展: 利用热压工艺成功实现了厚度为 0.4 mm 的 Sr-122 带材间的连接^[57], 测得的接头电流达到 40 A (4.2 K, 10 T),

其临界电流传输效率为35.3%，而且接头间的电阻只有 $10^{-9} \Omega$ 。

4 总结与展望

近年来，新型铁基超导带材的研究发展极为迅速，具备高上临界场、低各向异性等突出优点的122型铁基超导体成为目前实用化研究的热点。人们利用制备简单、成本低的粉末装管法，通过不断优化工艺流程中的关键因素，已经将122带材的临界电流密度提升至实用化门槛值—— 10^5 A/cm^2 (4.2 K, 10 T)，并借助热压工艺使 J_c 达到 $1.5 \times 10^5 \text{ A/cm}^2$ (4.2 K, 10 T)。然而，目前最高性能的122带材与铁基薄膜或单晶约 10^6 A/cm^2 的 J_c 相比仍存在一定差距，还具有相当大的提升空间。因此，从超导微观结构入手，提高线带材织构度、引入更多有效的钉扎中心，进一步提高线带材的临界电流密度，这是未来值得深入研究的课题。另外，从带材机械加工方面考虑，基于温度与轧制工艺对带材性能的影响，热轧也是一个提高带材性能的途径。

从实用化角度来说，价格高、硬度低的纯Ag包套难以满足实际应用中成本及机械强度等方面的要求。因此，对于包套材料的研究也趋于多元化。采用Ag合金作为包套材料制成线带材后，其机械强度虽然得到一定提高，但制造成本并未下降，未来难以实现大规模应用。价格低廉、强度较高的纯Cu包套122带材虽然已被成功制备，但其常压下热处理后的性能不佳，以后还需进行更多探索性的工作。Cu/Ag, Fe/Ag, 不锈钢/Ag等复合包套能够在提升线带材机械性能的同时减少Ag的使用量，可以满足实际应用中不同的需求，是未来的研究重点。

HIP技术被引入圆线的制备工艺后，其性能提升明显。在4.2 K, 10 T下，Cu/Ag复合包套Ba-122线材的 J_c 已经提升至 $3.8 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$ ，而性能提高的一个重要原因是经模具拉拔后的线材产生了局部织构。因此，未来如果在圆线超导芯中引入更高的织构，其传输性能将会得到进一步提高。

为了减少交流损耗，降低磁通跳跃，电工研究所相继制备出7芯、19芯与114芯等多芯线带材。在此基础上，他们又克服了铁基超导带材规模化制备中的均匀性、稳定性和重复性不够高等技术难点，成功制备出第一根122七芯百米超导带

材。通过对线带材加工工艺进行优化，最近，百米长线传输性能得到进一步提升，10 T下的 J_c 超过 $2.0 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$ (4.2 K)，同时表现出良好的均匀性和较弱的磁场依赖性。为了更好地满足未来市场的需求，增大线带材芯超比，提高工程电流密度也是需要进行研究的重要方向。

铁基超导材料应用于高磁场环境时，需要承载较大的电磁力，所以超导带材的机械强度决定着其应用范围。Sr-122/Ag带材在10 T下，不可逆应变为0.6%；在5—6 T下，不可逆拉应变为0.25%。相比其他实用化超导体，Ag包套的122带材虽然表现出不错的力学性能，但目前仍不能完全达到高磁场下使用的标准，未来必须开发出更高强度的铁基超导多芯线带材，才能满足高场下应用的要求。

对于实际应用来说，超导体的各向异性同样是一个重要参数。在低于10 T的磁场环境中，122带材临界电流密度的各向异性处于1.0—1.8的范围内，小的各向异性会大大降低导体结构的设计难度，更有利于导体的应用。最近，122铁基超导带材间的超导接头也被成功制备，但接头的连接效率还很低，还有很大的提升空间。

因此，基于铁基超导体优异的本征特性及目前超导带材的发展状况来看，122型铁基超导体有望率先在医疗、大科学工程等领域获得应用，如下一代高能物理加速器、高场核磁共振成像等。

参考文献

- [1] Bednorz J G, Müller K A 1986 *Z. Phys. B: Condens. Matter* **64** 189
- [2] Kamihara Y, Watanabe T, Hirano M, Hosono H 2008 *J. Am. Chem. Soc.* **130** 3296
- [3] Chen G F, Li Z, Li G, Zhou J, Wu D, Dong J, Hu W Z, Zheng P, Chen Z J, Yuan H Q, Singleton J, Luo J L, Wang N L 2008 *Phys. Rev. Lett.* **101** 057007
- [4] Chen X H, Wu T, Wu G, Liu R H, Chen H, Fang D F 2008 *Nature* **453** 761
- [5] Ren Z A, Lu W, Yang J, Yi W, Shen X L, Li Z C, Che G C, Dong X L, Sun L L, Zhou F, Zhao Z X 2008 *Chin. Phys. Lett.* **25** 2215
- [6] Rotter M, Tegel M, Johrendt D 2008 *Phys. Rev. Lett.* **101** 107006
- [7] Hsu F C, Luo J Y, Yeh K W, Chen T K, Huang T W, Wu P M, Lee Y C, Huang Y L, Chu Y Y, Yan D C, Wu M K 2008 *Proc. Natl. Acad. Sci. U. S. A.* **105** 14262
- [8] Fang M H, Pham H M, Qian B, Liu T J, Vehstedt E K, Liu Y, Spinu L, Mao Z Q 2008 *Phys. Rev. B* **78** 224503
- [9] Wang X C, Liu Q Q, Lv Y X, Gao W B, Yang L X, Yu R C, Li F Y, Jin C Q 2008 *Solid State Commun.* **148** 538

- [10] Guo J, Jin S, Wang G, Wang S, Zhu K, Zhou T, He M, Chen X 2010 *Phys. Rev. B* **82** 180520
- [11] Jaroszynski J, Hunte F, Balicas L, Jo Y J, Raičević I, Gurevich A, Larbalestier D C, Balakirev F F, Fang L, Cheng P, Jia Y, Wen H H 2008 *Phys. Rev. B* **78** 174523
- [12] Yuan H Q, Singleton J, Balakirev F F, Baily S A, Chen G F, Luo J L, Wang N L 2009 *Nature* **457** 565
- [13] Ivanovskii A L 2008 *Phys. Usp.* **51** 1229
- [14] Ma Y W 2015 *Physica C* **516** 17
- [15] Togano K, Matsumoto A, Kumakura H 2011 *Appl. Phys. Express* **4** 043101
- [16] Sato K, Kobayashi S, Nakashima T 2012 *Jpn. J. Appl. Phys.* **51** 010006
- [17] Abetti P A 2009 *Int. J. Technol. Manage.* **48** 423
- [18] Wang L, Qi Y P, Wang D L, Gao Z S, Zhang X P, Zhang Z Y, Wang C L, Ma Y W 2010 *Supercond. Sci. Technol.* **23** 075005
- [19] Wang L, Ma Y W, Wang Q X, Li K, Zhang X X, Qi Y P, Gao Z S, Zhang X P, Wang D L, Yao C, Wang C L 2011 *Appl. Phys. Lett.* **98** 222504
- [20] Wang C, Gao Z, Yao C, Wang L, Qi Y, Wang D, Zhang X, Ma Y 2011 *Supercond. Sci. Technol.* **24** 065002
- [21] Dong C H, Yao C, Lin H, Zhang X P, Zhang Q J, Wang D L, Ma Y W, Oguro H, Awaji S, Watanabe K 2015 *Scr. Mater.* **99** 33
- [22] Wang C, Wang L, Gao Z, Yao C, Wang D, Qi Y, Zhang X, Ma Y 2011 *Appl. Phys. Lett.* **98** 042508
- [23] Wang L, Qi Y P, Wang D L, Zhang X P, Gao Z S, Zhang Z Y, Ma Y W, Awaji S, Nishijima G, Watanabe K 2010 *Physica C* **470** 183
- [24] Qi Y, Wang L, Wang D, Zhang Z, Gao Z, Zhang X, Ma Y 2010 *Supercond. Sci. Technol.* **23** 055009
- [25] Yao C, Wang C L, Zhang X P, Wang L, Gao Z S, Wang D L, Wang C D, Qi Y P, Ma Y W, Awaji S, Watanabe K 2012 *Supercond. Sci. Technol.* **25** 035020
- [26] Gao Z, Wang L, Yao C, Qi Y, Wang C, Zhang X, Wang D, Wang C, Ma Y 2011 *Appl. Phys. Lett.* **99** 242506
- [27] Lin H, Yao C, Zhang X P, Zhang H T, Wang D L, Zhang Q J, Ma Y W 2013 *Physica C* **495** 48
- [28] Lin H, Yao C, Zhang X P, Zhang H T, Zhang Q J, Wang D L, Dong C H, Ma Y W 2016 *Scr. Mater.* **112** 128
- [29] Weiss J D, Tarantini C, Jiang J, Kametani F, Polyanski A A, Larbalestier D C, Hellstrom E E 2012 *Nat. Mater.* **11** 682
- [30] Pyon S, Tsuchiya Y, Inoue H, Kajitani H, Koizumi N, Awaji S, Watanabe K, Tamegai T 2014 *Supercond. Sci. Technol.* **27** 095002
- [31] Gao Z S, Ma Y W, Yao C, Zhang X P, Wang C L, Wang D L, Awaji S, Watanabe K 2012 *Sci. Rep.* **2** 998
- [32] Yao C, Lin H, Zhang X P, Dong C H, Wang D L, Zhang Q J, Ma Y W, Awaji S, Watanabe K 2015 *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **25** 7300204
- [33] Zhang X P, Yao C, Lin H, Cai Y, Chen Z, Li J Q, Dong C H, Zhang Q J, Wang D L, Ma Y W, Oguro H, Awaji S, Watanabe K 2014 *Appl. Phys. Lett.* **104** 202601
- [34] Lin H, Yao C, Zhang X, Dong C, Zhang H, Wang D, Zhang Q, Ma Y, Awaji S, Watanabe K, Tian H, Li J 2014 *Sci. Rep.* **4** 6944
- [35] Huang H, Yao C, Dong C H, Zhang X P, Wang D L, Cheng Z, Li J Q, Awaji S, Wen H H, Ma Y W 2018 *Supercond. Sci. Technol.* **31** 015017
- [36] Gao Z S, Wang L, Qi Y P, Wang D L, Zhang X P, Ma Y W 2008 *Supercond. Sci. Technol.* **21** 105024
- [37] Gao Z S, Wang L, Qi Y P, Wang D L, Zhang X P, Ma Y W, Yang H, Wen H H 2008 *Supercond. Sci. Technol.* **21** 112001
- [38] Qi Y P, Zhang X P, Gao Z S, Zhang Z Y, Wang L, Wang D L, Ma Y W 2009 *Physica C* **469** 717
- [39] Wang L, Qi Y P, Zhang X P, Wang D L, Gao Z S, Wang C L, Yao C, Ma Y W 2011 *Physica C* **471** 1689
- [40] Lin K L, Yao C, Zhang X P, Zhang Q J, Huang H, Li C, Wang D L, Dong C H, Ma Y W, Awaji S, Watanabe K 2016 *Supercond. Sci. Technol.* **29** 095006
- [41] Togano K, Gao Z, Matsumoto A, Kikuchi A, Kumakura H 2017 *Supercond. Sci. Technol.* **30** 015012
- [42] Yao C, Wang D L, Huang H, Dong C H, Zhang X P, Ma Y W, Awaji S 2017 *Supercond. Sci. Technol.* **30** 075010
- [43] Gao Z S, Togano K, Matsumoto A, Kumakura H 2015 *Supercond. Sci. Technol.* **28** 012001
- [44] Gao Z S, Togano K, Zhang Y C, Matsumoto A, Kikuchi A, Kumakura H 2017 *Supercond. Sci. Technol.* **30** 095012
- [45] Ding Q P, Prombood T, Tsuchiya Y, Nakajima Y, Tamegai T 2012 *Supercond. Sci. Technol.* **25** 035019
- [46] Pyon S, Yamasaki Y, Kajitani H, Koizumi N, Tsuchiya Y, Awaji S, Watanabe K, Tamegai T 2015 *Supercond. Sci. Technol.* **28** 125014
- [47] Pyon S, Suwa T, Park A, Kajitani H, Koizumi N, Tsuchiya Y, Awaji S, Watanabe K, Tamegai T 2016 *Supercond. Sci. Technol.* **29** 115002
- [48] Pyon S, Suwa T, Tamegai T, Takano K, Kajitani H, Koizumi N, Awaji S, Zhou N, Shi Z 2018 *Supercond. Sci. Technol.* **31** 055016
- [49] Liu S F, Lin K L, Yao C, Zhang X P, Dong C H, Wang D L, Awaji S, Kumakura H, Ma Y W 2017 *Supercond. Sci. Technol.* **30** 115007
- [50] Yao C, Ma Y W, Zhang X P, Wang D L, Wang C L, Lin H, Zhang Q J 2013 *Appl. Phys. Lett.* **102** 082602
- [51] Yao C, Lin H, Zhang Q J, Zhang X P, Wang D L, Dong C H, Ma Y W, Awaji S, Watanabe K 2015 *J. Appl. Phys.* **118** 203909
- [52] Zhang X P, Oguro H, Yao C, Dong C H, Xu Z T, Wang D L, Awaji S, Watanabe K, Ma Y W 2017 *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **27** 7300705
- [53] Hosono H, Yamamoto A, Hiramatsu H, Ma Y 2018 *Mater. Today* **21** 278
- [54] Kováč P, Kopera L, Melišek T, Kulich M, Hušek I, Lin H, Yao C, Zhang X, Ma Y 2015 *Supercond. Sci. Technol.* **28** 035007
- [55] Liu F, Yao C, Liu H, Dai C, Qin J, Ci L, Mao Z, Zhou C, Shi Y, Jin H, Wang D, Ma Y 2017 *Supercond. Sci. Technol.* **30** 07LT01
- [56] Awaji S, Nakazawa Y, Oguro H, Tsuchiya Y, Watanabe K, Shimada Y, Lin H, Yao C, Zhang X, Ma Y 2017 *Supercond. Sci. Technol.* **30** 035018
- [57] Zhu Y, Wang D, Zhu C, Huang H, Xu Z, Liu S, Cheng Z, Ma Y 2018 *Supercond. Sci. Technol.* **31** 06LT02

SPECIAL TOPIC — Tenth anniversary of the discovery of iron-based high temperature superconductors

Recent progress of 122-type iron-based superconducting wires and tapes*

Xu Guang-Xian¹⁾²⁾ Huang He¹⁾³⁾ Zhang Xian-Ping¹⁾³⁾
 Huang Shang-Yu²⁾ Ma Yan-Wei^{1)3)†}

1) (Key Laboratory of Applied Superconductivity, Institute of Electrical Engineering, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China)

2) (School of Materials Science and Engineering, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China)

3) (University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China)

(Received 28 June 2018; revised manuscript received 2 August 2018)

Abstract

With high transition temperature T_c (~ 38 K), high upper critical field H_{c2} (> 100 T), superior transport J_c ($\sim 10^6$ A/cm²) and extremely small anisotropy (1.5–2.0), the 122-type iron-based superconductors show great promise in high-field applications such as next-generation high energy physics accelerator and high-field magnetic resonance imaging (MRI). Power-in-tube (PIT) method is widely adopted to fabricate the iron-based superconducting wires and tapes due to low cost and easiness of large-scale fabrication. In the past few years, substantial efforts have been made to improve the transport performances of 122-type iron-based superconducting wires and tapes by ex-situ PIT technique. In this review, the recent progress of 122-type iron-based superconducting wires and tapes is presented. Firstly, we focus on the techniques for fabricating high-performance 122-type wires and tapes. We also discuss the key factors affecting the final performances of wires and tapes during the PIT process, including the preparation of high-quality precursor, the effect of chemical doping, the improvement of core density and grain connection. Recently, due to the improving of degree of c-axis texture and connectivity of grains, the transport J_c value of 122/Ag tapes reached 1.5×10^5 A/cm² at 4.2 K and 10 T, which exceeds the practical level of 10^5 A/cm² and demonstrates their promise in high-field applications. Then, the progress of practical application of 122-type wires and tapes is summarized. In order to reduce the fabrication cost and improve the mechanical strengths of superconducting wires and tapes, an additional outer sheath such as Fe, Cu and stainless steel was used in combination with Ag. Besides, a favourable transport J_c was also obtained in the Cu-, or Fe-sheathed 122 tapes. For round wires, the highest J_c value reached 3.8×10^4 A/cm² in Cu/Ag composite sheathed wires at 4.2 K and 10 T, obtained by the hot-isostatic-press technology. From the viewpoint of practicality, the fabrication of multifilamentary wires and tapes is an indispensable step. The 7-, 19- and 114-filament 122 wires and tapes were successfully fabricated by the PIT method, and these multifilamentary tapes exhibited weak field dependence of J_c . Based on the experience of high-performance short samples and multifilamentary wires process, the scalable rolling process has been used to produce the first 115-m-long 7-filament Sr_{1-x}K_xFe₂As₂/Ag superconducting tape, confirming the great potential for large-scale manufacture. Moreover, the mechanical property, anisotropy and superconducting joint of 122 tapes are also studied. Finally, a perspective for the future development of 122-type wires and tapes in practical applications is given.

Keywords: 122-type iron-based superconductor, wires and tapes, power-in-tube method, practical development

PACS: 74.25.-q, 74.25.F-, 74.25.Ld, 74.70.Xa

DOI: 10.7498/aps.67.20181256

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 51320105015, 51602307, 51677179) and the Beijing Municipal Science and Technology Commission, China (Grant No. Z171100002017006).

† Corresponding author. E-mail: ywma@mail.iee.ac.cn