第 52 卷第 11 期2023 年11 月

DOI: 10.12442/j.issn.1002-185X.20220824

# 中心 Mg 扩散工艺 6+1 芯 MgB2线材的制备及其性能

何龙军<sup>1,2</sup>, 王庆阳<sup>2</sup>, 杨  $5^2$ , 雷 黎<sup>1</sup>, 冯建情<sup>2</sup>

(1. 西安理工大学 材料科学与工程学院, 陕西 西安 710048)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘 要:采用中心 Mg 扩散工艺(IMD)设计并成功制备了 2 种不同导体结构(Cu 和 CuNb 芯)的百米级 MgB<sub>2</sub>线材, 分别测试了线材的力学性能和超导传输性能;超导层临界电流密度(Layer J<sub>c</sub>)达到 4.3×10<sup>5</sup> A/cm<sup>2</sup> (4.2 K, 4 T)。采 用不同方法分析了 2 根线材纵向 MgB<sub>2</sub>超导层分布的均匀性,发现随着线材直径的减小,超导层分布更趋于均匀 化, Φ0.8 mm 的线材基超比波动范围最小,基超比极差为 0.02; MgB<sub>2</sub>层分布均匀性的研究显示该线材中 Mg、B 密度分布均匀性良好;超导电性的测试结果显示 Cu 替换芯线材临界电流 I<sub>c</sub>比 CuNb 替换芯线材临界电流 I<sub>c</sub>高出 19 A (4.2 K, 4 T),而 J<sub>c</sub>性能基本一致;相同磁场强度下 Cu 替换芯线材载流均匀性与稳定性(*n*)均高于 CuNb 替换 芯线材 *n* 值。该研究结果表明 IMD 工艺制备的 MgB<sub>2</sub>线材能应用于绕制小型磁体以及 Mg/B/Nb/Monel 基体能够开 发百米级高性能的 MgB<sub>2</sub>线材。

关键词: IMD 工艺; MgB2 线材; 临界电流密度,超导电性

中图法分类号: TM26 文献标识码: A 文章编号: 1002-185X(2023)11-3801-08

 $MgB_2$  超导体具有较高的临界转变温度( $T_c=39$ K)<sup>[1]</sup>,相比于氧化物高温超导体(HTS)晶间无弱连接<sup>[2]</sup>, 是最具希望大规模应用的超导材料之一。原位粉末装管 (in-situ PIT)与先位粉末装管(ex-situ PIT)是 MgB2线带 材制备的主要工艺。与 in-situ PIT 技术相比, ex-situ PIT 制备的线材晶间连接性差,载流性能偏低<sup>[3-5]</sup>,针 对这一问题,发展出分步法、混合法、熔融法 (Mg+B+MgB2)等新型烧结方法,以上方法对 PIT-MgB2 线带材载流性能的提升都产生了积极的影响<sup>[6]</sup>; in-situ PIT-MgB2线材晶间存在大量孔洞,以及 Mg 与 B 反应 引起的体积收缩致使 MgB2 最终密度被限制为理论密 度(2.36 g/cm<sup>3</sup>)的 50%左右<sup>[3]</sup>,严重影响线材的载流性 与传热性。热等静压(HIP)、冷高压致密技术(CHPD) 的应用增加了 MgB2 线材的致密性,但都只能应用在 短线材上(10 m), 达不到工业应用所要求的长度<sup>[7]</sup>, 况 且热等静压工艺尚存在 3 个问题<sup>[8]</sup>: (a) 热处理期间氩 气可能会留存于超导芯丝内部,(b)存放线材的舱室 空间有限,不足以生产千米级长线,(c)反应期间应 用的压力受限。MgB2线带材的应用主要集中于制备磁 体,线材长度一般需千米级别<sup>[9]</sup>,PIT-MgB<sub>2</sub>线材研发 已经达到千米级别。H. Tanaka 等人采用 in-situ PIT 技 术制备了稳定超导传输性能的 10+1 芯 8 km MgB2线

材<sup>[10]</sup>。G. Giunchi 首次提出中心 Mg 扩散工艺(IMD)<sup>[11]</sup>, IMD 工艺制备的线材致密度高<sup>[12]</sup>,目前 IMD-MgB<sub>2</sub> 长线材的均匀性很难控制, MgB2类陶瓷性质, 加之线 材中心狭长的空洞,这就更使得 IMD-MgB2线材允许 弯曲应变很低[13],这一点在采用先反应后绕制技术 (R&W)制备螺线管时尤为明显<sup>[14]</sup>。为了降低交流损 耗、增强加工塑性、改善机械性能、提升弯曲应变及 加工过程中避免断芯,多芯线材制备中往往加入金属 棒,如 Cu 棒<sup>[15-17]</sup>、CuNb 复合棒<sup>[18]</sup>、Nb 棒<sup>[19-20]</sup>,然 而针对多芯线材中使用加强芯对线材超导电性的影 响,目前文献报道的很少,缺少较为系统的研究。不 论 PIT 还是 IMD 工艺, 前驱粉的装填基本都是人工操 作,这样会造成前驱粉密度在管内分布不均,并且加工 工艺的不同也会引起前驱粉密度沿线材纵向分布的波 动,最终使得线材不同位置取样测得的 I<sub>c</sub> 值不同<sup>[14]</sup>。 另外由于 Mg 为密排六方结构, c/a 值为 1.624<sup>[21]</sup>, 满 足加工塑性的独立滑移系数量不够, Mg 棒室温下加 工塑性较差,由 Mg 棒-B 粉-外包套材料构成的复合 体在冷加工过程中一般容易使得 Mg 棒出现断裂,造 成线材纵向超导层间断<sup>[22]</sup>,临界电流 I。降低。为了 获得 IMD-MgB<sub>2</sub>线材  $J_e$ 的稳定, IMD-MgB<sub>2</sub>长线材性 能均匀性的研究是必要的,表征长线材均匀性的常用

收稿日期: 2023-01-06

基金项目:国家重点研发计划项目(2021YFB3800200)

作者简介: 何龙军, 男, 1992 年生, 硕士, 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016, E-mail: 3421468681@qq.com

实验技术是沿线材纵向不同位置取样热处理,根据其 金相图计算 MgB<sub>2</sub>超导层面积分布<sup>[23]</sup>;长线材载流的 均匀性则是通过沿线材不同位置取短样绕制螺线管, 测其 *I*<sub>c</sub>值,*I*<sub>c</sub>值起伏波动范围的大小表征其传输电流 均匀性的好坏<sup>[10,19,22]</sup>。

### 1 实 验

实验按原子比 n (Mg):n (B) = 1:2 设计,采用洁 净的 Mg 棒(直径:6 mm,纯度:99.95%), Nb 管 (OD: 15 mm, ID: 11 mm),将 Mg 棒插入中 Nb 管中,在 Mg 棒与 Nb 管剩余的环形空隙内装填 B 粉(PVZ C-nano B)。将装完粉的 Nb 管冷加工至直径 3.3 mm, 从尾部依次截取等长的 12 根短线材,随后将准备好 的 Cu 棒(直径: 3.3 mm, 长度: 65 cm)、CuNb 复合 棒(直径: 3.3 mm, 长度: 65 cm)、2 根 Monel 管(OD: 12.7 mm, ID: 10.2 mm, 长度: 65 cm)与 12 根短线 材分别集束组装成 2 个 6+1 芯的复合基体,组装横 截面如图1所示。按图2加工工艺将Cu芯与CuNb 芯复合体各自分别加工至直径  $\phi$ 1.4 mm、 $\phi$ 1 mm、 Φ0.8 mm, 2种线材各自总长为 77 m,线材加工中 间没有进行退火。从 Φ1 mm 的 CuNb 与 Cu 芯线材 上分别截取 1.2 m 绕制了两螺线管,螺线管直径为 30 mm, 10~12 匝, 用来分析超导电性。计算 MgB<sub>2</sub> 超导层面积分数(记为: MgB2 FF)的两线材金相样品 取样位置是相同的, $\phi$ 1.4 mm 在整个线材中每隔 1.5 m 取一个短样,  $\phi_1$  mm 在整个线材中每隔 0.5 m 取一 个短样,  $\phi$ 0.8 mm 在整个线材中每隔 1 m 取一个短 样。图 3 为被测的 6+1 芯 IMD-MgB2线材样品取样 位置,所有的热处理(HT)均在流动纯氩气氛围下进 行,随炉冷至室温。

采用光学显微镜 OM (PMG3)进行线材热处理 前后横纵截面微观结构观察,扫描电子显微镜(SEM) JSM-6700F 进行线材断裂表面的微观结构表征;室 温下使用标准的拉伸试验机(INST RON 5892)



Fig.1 Diagram of assembly wires







图 3 被测的 6+1 芯 IMD-MgB2线材样品取样位置



进行力学性能测试;采用标准的四引线法进行测量 线圈的超导电性,*I*。测试温度为 4.2 K,外加磁场 4~10 T。*I*。与 *R-T* 测量工作均在西部超导技术有限 公司完成。

## 2 结果与讨论

#### 2.1 热处理时间对线材微观结构的影响

图 4a, 4b 为热处理前 CuNb 芯线材横纵截面金相 照片,图 4c,4d 为热处理前 Cu 芯线材横纵截面金相 照片。可以看出2种线材经冷加工后,芯丝由圆形变 为不规则半月形,中间替换芯近似六边形,整体来看 CuNb 芯线材芯丝的规整度劣于 Cu 芯线材,这是冷加 工时的机械合力作用的效果。从纵截面金相来看不同 芯丝中 Mg 棒形变均匀,经多道次旋锻拉拔后 Nb 层 没有破裂,界面处连结平滑紧密,对比2种线材各自 横纵截面金相,较为明显的观察出2种线材中的 Mg 芯 都出现不同程度的偏心,Mg 芯偏心程度的大小是影响 IMD-MgB<sub>2</sub>线材载流性能的重要因素<sup>[24]</sup>,CuNb 与 Cu 替换芯线材相比,线材芯丝中 Mg 棒的偏心程度严重。

表1统计了 Cu、CuNb 芯短样品 MgB<sub>2</sub> FF, MgB<sub>2</sub> FF 被定义为 MgB<sub>2</sub>超导层面积与线材整个横截面积的 比值,也称 MgB<sub>2</sub>填充因子<sup>[18]</sup>。如其所示,相同直径 及热处理温度下 Cu 芯线材的 MgB<sub>2</sub> FF 均高于 CuNb 芯线材,分析认为这可能是由于复合基体材料不同导 致冷加工后各自芯丝的规整度不一致, Mg 棒偏心程



图 4 热处理前 CuNb, Cu 芯线材的横纵截面金相照片

Fig.4 OM images of CuNb core (a-b), Cu core (c-d) wires before heat treatment: (a, c) transverse and (b, d) longitudinal cross sections

表 1	6+1 Cu、CuNb 芯短样品填充因子(MgB <sub>2</sub> FF)统计
Table 1	MgB <sub>2</sub> FF statistics for 6+1 Cu, CuNb core short samples

Sample	Filament count	Central filament	MgB <sub>2</sub> FF/%	Diameter/mm	HT(°C, h)
S1	6	Cu	8.96	1	650, 1
S2	6	Cu	9.14	1	650, 2
S3	6	Cu	8.54	1	650, 5
I1	6	CuNb	8.66	1	650, 1
I2	6	CuNb	8.69	1	650, 2
13	6	CuNb	8.54	1	650, 5
T1	6	Cu	8.5	1.4	650, 2
T2	6	Cu	8.39	0.8	650, 2
Т3	6	CuNb	8.37	1.4	650, 2
T4	6	CuNb	7.54	0.8	650, 2

 $MgB_2 FF = MgB_2$  layer area/overall wire area

度不同造成的,这点可以从图 4 中 Cu、CuNb 芯横截面 金相观察得出。Guan 等人制备的单芯线材由于芯丝具备 较好规整度,最好性能样品 MgB₂层厚高达 100 µm,同 样由于 Mg 棒加工后发生偏心,生成的 MgB₂层厚度 不均<sup>[25]</sup>。另外,由表 1 知 650 ℃, 2 h 热处理条件下 *Φ*1 mm 的 Cu 与 CuNb 芯线材其 MgB₂超导层面积较大。

图 5 为不同热处理条件下 6+1 Cu 与 CuNb 芯线材 中 MgB<sub>2</sub> 晶粒 SEM 照片,可以看出两种线材随烧结时 间的延长 MgB<sub>2</sub> 晶粒形貌逐渐呈块状、片状、层片状 发展。烧结时间为 1 h 时, MgB<sub>2</sub> 晶粒呈块状、球颗粒 状并存态,晶粒间存在明显的微观裂缝,裂缝数量明 显多于烧结时间 2 h 条件下微观裂缝;烧结时间为 2 h 时,MgB<sub>2</sub> 晶粒呈块状、片状随机分布,Cu 芯线材晶 粒裂缝数量明显多于 CuNb 芯线材,晶间连接性较弱, 相比于烧结时间为 1 h 时,微观裂缝数量明显减少, 微观裂缝产生的原因可能是炉冷过程中温缩应力造成 的;烧结时间为5h时,晶粒呈片层状,无微观裂缝 产生,具备较好的晶间连接性,其晶界密度低于烧结 时间为2h时的晶界密度。

#### 2.2 MgB<sub>2</sub> FF 沿线材纵向分布的均匀性

图 6a、6b、6c 分别是直径为 *Φ*1.4 mm, *Φ*1.0 mm, *Φ*0.8 mm 时, Cu 芯及 CuNb 芯线材 MgB<sub>2</sub> FF 沿线材 纵向不同位置的分布曲线。由图 6a 可以得出线材加工 至 *Φ*1.4 mm 时, Cu 芯及 CuNb 芯线材 MgB<sub>2</sub> FF 沿线 材纵向分布呈现明显周期性起伏,纵向线材不同位置 处的 MgB<sub>2</sub> FF 波动程度不同,说明经冷加工后 B 粉密 度沿线材纵向分布不均。芯丝中 Mg 棒形变不均匀, 图 6a 也观察出 CuNb 芯线材的 MgB<sub>2</sub> FF 分布起伏波动 范围整体上大于 Cu 芯线材 MgB<sub>2</sub> FF 分布起伏波动范 围,说明沿线材纵向 B 粉密度分布的不均匀性及芯丝



图 5 不同热处理条件下 6+1 Cu 与 CuNb 芯线材中 MgB2 晶粒 SEM 照片

Fig.5 SEM images of MgB<sub>2</sub> grains for 6+1 Cu (a-c) and CuNb (d-f) core wire under different heat treatment conditions: (a, d) 650 °C, 1 h;
(b, e) 650 °C, 2 h; (c, f) 650 °C, 5 h



图 6 热处理条件为 650 ℃, 2 h 时, MgB<sub>2</sub> FF 沿线材纵向的分布曲线及 MgB<sub>2</sub> 层面积

Fig. 6 Distribution curves of MgB<sub>2</sub> FF at different positions of longitudinal wire (a-c) and distribution of MgB<sub>2</sub> layer area (d), heat treatment at 650 °C for 2 h: (a) Φ1.4 mm, (b) Φ1 mm, and (c) Φ0.8 mm

中 Mg 棒纵向形变不均匀程度较为严重。由曲线 6b、 6c 发现线材加工至 Φ1.0 mm、Φ0.8 mm 时,Cu 芯及 CuNb 芯线材 MgB<sub>2</sub> FF 沿线材纵向分布周期性起伏波动程度 明显减小,说明 B 粉密度沿线材纵向分布逐渐趋于均匀 化,尤其线材加工至 Φ0.8 mm 时 MgB<sub>2</sub> FF 起伏波动极 差缩小到 0.02,这对于 B 粉密度均匀化是有利的。 MgB<sub>2</sub>超导层面积沿线材纵向分布规律与 MgB<sub>2</sub> FF 沿 线材纵向不同位置的分布规律较为一致。

图 7 是用短线样品测量的 MgB<sub>2</sub>超导层面积频数 分布,13 个短样品来自 17 米长的 6+1 Cu 芯 MgB<sub>2</sub>线, 直径 1 mm, 热处理 650 ℃,2 h,每隔 0.5 m 取样测试 分析。MgB<sub>2</sub>超导层面积简记为 SC area。图中显示 SC



图 7 用短线样品测量的 MgB2 超导层面积频数分布图

Fig.7 MgB<sub>2</sub> layer area distribution measured with short wire samples from 6+1 Cu core MgB<sub>2</sub> wire (MgB<sub>2</sub> area min was assumed as MgB<sub>2</sub> area (avg)-4σ)

area 的平均值 SC area (avg)为 0.071 mm<sup>2</sup>,标准差  $\sigma$  为 0.008 是平均值 SC area (avg)的 11.3%。如果 SC area 的最小值 SC area min 假定为 SC area (avg)-4 $\sigma$ ,那么 SC area min 为 55%SC area (avg)即 0.039 mm<sup>2</sup>,根据标 准正态分布可知样品 SC area 低于 SC area min 的概率 为 0.0032%,基于这个结果可以认定至少 67 m 6+1 Cu 芯线材 SC area min 为 55%SC area (avg)。综合 MgB<sub>2</sub> FF 沿线材纵向分布的均匀性以及上述分析可知,制备的 77 m IMD-MgB<sub>2</sub>线材,其超导层在长线上的均匀性是 可以得到保证的。

#### 2.3 Cu及 CuNb 芯线材超导电性及力学性能分析

由 2.1 小节分析知 650 ℃, 2 h 热处理条件下 大且 MgB<sub>2</sub> 晶粒较小,因此取 Φ1 mm 的 6+1Cu 与 CuNb 芯 MgB2线材测试各自的超导电性, 被测样品热 处理工艺选为650℃,2h执行。图8a是被测6+1Cu与 CuNb 芯 MgB<sub>2</sub>线材的 U-I 曲线。由图 8a 知 2 种线材 的传输电流曲线在临界转变点突然变得陡峭,在临界 转变点附近各线材失超行为相似。依据失超判据 1 μV/cm, 统计了 2 种线材不同磁场强度下的 I。值。图 8b 为 I<sub>c</sub>(B)柱状图。如其所示,相同场强下 Cu 芯 MgB<sub>2</sub> 线的  $I_c$  值高于 CuNb 芯 MgB<sub>2</sub> 线材  $I_c$ , 这可能是 Cu 芯 线冷加工后芯丝具有较好的规整度, Mg 棒偏心程度 较低,热处理后具有较高的 MgB<sub>2</sub> 层面积,致使 Cu 芯线具有较高的电输运能力。为了探究两替换芯对  $IMD-MgB_2$  线稳定性影响,统计了 n 值, n 值是评估 MgB2线材载流均匀性与稳定性的参数,由公式  $n=\ln(E/E_c)/\ln(I/I_c)$ 计算得到,其中 E 为电场强度(范围 从 0.1~1 µV), *I* 为传输电流<sup>[26]</sup>。*n* 值的统计如图 9 所 示,相同场强下 Cu 芯线具有高稳定性及载流均匀性, A. Stenvall 认为 Cu 组分含量的高低影响线材 n 值<sup>[27]</sup>,

这可能归因于 Cu 芯 MgB2线中 Cu 组元占比较高, 如 占比比 CuNb 芯 MgB2线高出 3.88%。同时为了进一步 比较替换芯对 IMD-MgB2线材载流性能的影响大小, 依据图 8b 统计的  $I_c$ 值计算了 Cu 与 CuNb 芯 MgB<sub>2</sub>线 材的 J<sub>c</sub>/J<sub>e</sub>,结果显示 4.2 K,4 T 时 Cu 芯 MgB2线的 Layer  $J_c$ ,  $J_e$ 分别为  $4.3 \times 10^5$  A/cm<sup>2</sup> 和  $3.9 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup>, 而 CuNb 芯线的 Layer J<sub>c</sub>, J<sub>c</sub>分别为 4.2×10<sup>5</sup> A/cm<sup>2</sup> 和 3.6×10<sup>4</sup> A/cm<sup>2</sup>,其中 Cu 芯线的 Layer J<sub>c</sub> 值高出 CuNb 芯 与 Cu 芯线 Layer J<sub>c</sub> 平均值的 1.2%,因此可以得出相同 条件下替换芯对 IMD-MgB<sub>2</sub>线材临界电流密度 Layer  $J_c$ 影响不大。另外 4.2 K, 4 T 时最好 J<sub>e</sub>=3.9×10<sup>4</sup> A/cm<sup>2</sup> 与 G. Ginchi 等人制备的 100-m IMD-MgB2 单芯线材 J<sub>e</sub>=4.2×10<sup>4</sup> A/cm<sup>2</sup>(4.2 K, 4 T) 相当<sup>[28]</sup>,明显高于 Wang 等人制备的 30-core PIT MgB2线材 Je=1.1×104 A/cm2  $(4.2 \text{ K}, 4 \text{ T})^{[29]}$ 

图 10 为 S1, S2, S3, I2 样品 *R*-*T* 曲线。就 6+1Cu 芯线而言,得知当样品烧结时间为 2 h 时,曲线转变 最为锐利,超导转变宽度 $\Delta T_c$ =0.85 K,这说明烧结时 间为 2 h 时所获得的样品超导相纯度最好,另外,当 烧结 2 h 时,6+1CuNb 芯线在整个测试的样品超导转 变宽度最小 $\Delta T_c$ =0.72 K,原因可能是此样品中 MgB<sub>2</sub>-晶粒细小裂缝少,其线材中 MgB<sub>2</sub>-晶粒图片如图 5 所 示。根据文献[12] $E_{tot} = E_1f_1 + E_2f_2 + E_3f_3$ ,即 IMD-MgB<sub>2</sub>



图 8 被测 6+1Cu 与 CuNb 芯 MgB2线材的 U-I 曲线及 I<sub>c</sub>(B)柱 状图

Fig.8 U-I curves of tested 6+1 Cu and CuNb core MgB<sub>2</sub> wire (a) and  $I_c(B)$  bar chart (b)



图 9 6+1 Cu 与 CuNb 芯 MgB<sub>2</sub>线在 6, 8, 10 T 下的 *n* 值对比 Fig.9 Comparison of *n* values for 6+1 Cu and CuNb core wire at 6, 8, 10 T

线材的总杨氏模量来自线材中各组元杨氏模量的 叠加,其中 E<sub>MgB2</sub>大小可以说明 MgB2 晶粒致密性。 由表 1 得知 S2 样品中 E<sub>MgB2</sub> 小于 I2 样品中 E<sub>MgB2</sub>, 由此知与 S2 样品相比, I2 样品中的 MgB2 晶粒较 为致密, 微观裂缝少, 这一结果在图 5 中 MgB2 晶 粒 SEM 图中得到了佐证,同时也是烧结 650 ℃,2 h 时 CuNb 芯线△T<sub>c</sub>表现较小的原因。由图 10a 也可 知,烧结2h时CuNb芯与Cu芯MgB2线材相比, 相同温度下其电阻率较高。此外,所有测试 R-T 的 样品中, 当烧结 2 h 时 Cu 芯 MgB2线即 S2 的 T<sub>c</sub> 最高,如图 10b 所示,S2 样品的 T。值为 35.7 K 低 于 39 K。分析认为这是 B 粉中掺杂了 3mol%~4mol%的纳米碳,引入杂相,导致 T。降低。 图 11 为 S2 样品 MgB2 超导层及 C 元素的 EDS 面扫 描,图中白色亮点为 C 元素,可以看出 C 元素在超 导层中呈弥散化分布。

图 12 是室温下 6+1 Cu 芯和 CuNb 芯 MgB<sub>2</sub>线热 处理前后的应力-应变曲线。对于 IMD-MgB<sub>2</sub>超导线材 而言,分析热处理后的力学性能对实际应用具有重要 意义。热处理后 Cu 芯线的抗拉强度为 403 MPa,规定 塑性延伸强度 *R*<sub>p</sub>0.2 为 269 MPa,断后收缩率为 20.5%, CuNb 芯线的抗拉强度为 403 MPa,规定塑性延伸强度 *R*<sub>p</sub>0.2 为 275 MPa,断后收缩率为 14.5%,比较两线材 力学性能指标,*R*<sub>p</sub>0.2 比较接近,Cu 芯线的断后收缩 率明显大于 CuNb 线的断后收缩率,观察应力应变曲 线,超过弹性屈服点后,IMD-MgB<sub>2</sub> 超导线材没有明 显屈服平台,热处理后的线材,图中内插图为小应变 区域的应力应变曲线,如图所示,在应变 *ε*=0.4%~0.8% 时,曲线斜率突然发生变化,此时对应线材中 MgB<sub>2</sub> 超导层损害区域<sup>[12]</sup>。所以当线材工作服役时,若洛伦 兹力、电磁力等机械合力作用趋近应变临界点时,



图 10 S1, S2, S3, I2 样品 *R-T* 曲线及 S2 样品的局部放大 Fig.10 *R-T* curves for the S1, S2, S3, I2 samples (a) and magnified part for S2 (b)





Fig.11 MgB<sub>2</sub> superconducting layer (a) and EDS mapping of element C (b) for S2 sample

MgB<sub>2</sub>损害区域会极大加剧,从而降低线材输电性能; 另外,热处理后2种线材的延展性得到明显的改善。



- 图 12 室温下 6+1Cu 及 CuNb 芯 IMD-MgB2线材热处理前后 应力-应变曲线(测试线材的直径为 1 mm)
- Fig.12 Stress-strain curves of (6+1 Cu core and CuNb core) IMD-MgB<sub>2</sub> wires at room temperature before and after heat treatment (the diameter of measured wires was 1 mm)

# 3 结 论

1) 6+1 芯 IMD-MgB<sub>2</sub>线材的热处理工艺探究表明 650 ℃, 2 h 能获得面积较厚、晶粒细小的 MgB<sub>2</sub>超导 层,在此热处理制度下 Cu 芯线材获得最大的临界转 变温度 35.7 K。所制备的百米级 MgB<sub>2</sub>线材其超导层 沿线材纵向分布的均匀性良好。

2) 相同条件下 Cu 替换芯 MgB<sub>2</sub>线材力学性能略 优于 CuNb 芯线材,且在同一温度下其电阻率较低, 同场下临界电流 *I*。较高,具有较优的电输运性能。

3) 替换芯对线材 Layer J<sub>c</sub>影响不大,不同增强芯 材料的使用主要影响冷加工后的芯丝规整度及线材的 加工塑性,进而影响工程临界电流密度 J<sub>c</sub>。

#### 参考文献 References

- [1] Nagamatsu J, Nakagawa N, Muranaka T *et al. Nature*[J], 2001, 410: 63
- [2] Larbalestie D C, Cooley L D, Rikel M O et al. Nature[J], 2001, 410: 186
- [3] Collings E W, Sumption M D, Bhatia M et al. Supercond Sci Technol[J], 2008, 21(10): 103 001
- [4] Ye S J, Matsumoto A, Togano K *et al. Physica C*[J], 2011, 471 (21-22): 1133
- [5] Li G Z, Sumption M D, Susner M A et al. Supercond Sci Technol[J], 2012, 25 (11): 115 023
- [6] Bovone G, Matera D, Bernini C et al. Supercond Sci Technol[J], 2015, 28(6): 065 006
- [7] Flükiger R L, Hossain M S A, Kulich M et al. Advances in Cryogenic Engineering[C]. New York: AIP Conference

Proceeding, 2012: 353

- [8] Jie H, Qiu W, Billah M et al. Scripta Materialia[J], 2017, 129: 79
- [9] Patel D, Matsumoto A, Kumakura H et al. Materials Chemistry C[J], 2020, 8(7): 2507
- [10] Tanaka H, Suzuki T, Kodama M et al. IEEE Trans Appl Supercond[J], 2020, 30(4): 1
- [11] Giunchi G, Ceresara S, Ripamonti G et al. Supercond Sci Technol[J], 2003, 16: 285
- [12] Saglietti L, Perini E, Albisetti A F et al. AIP Conference Proceedings[C]. New York: AIP, 2010: 310
- [13] Nishijima G, Ye S J, Matsumoto A et al. Supercond Sci Technol[J], 2012, 25(5): 054 012
- [14] Kováč P, Hušek I, Hain M et al. Supercond Sci Technol[J], 2021, 34: 095 007
- [15] Pelegrín J, Romano G, Martínez E et al. Supercond Sci Technol[J], 2013, 26(4): 045 002
- [16] 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: 3321
- [17] Zhang D, Kovacs C, Rochester J et al. Supercond Sci Technol[J], 2018, 31(8): 085 013
- [18] Li G Z, Sumption M D, Zwayer J B et al. Supercond Sci Technol[J], 2013, 26(9): 095 007
- [19] Wang D L, Xu D, Zhang X P et al. Supercond Sci Technol[J], 2016, 29(6): 065 003
- [20] Wan F, Sumption M D, Matthew A R et al. Supercond Sci Technol[J], 2020, 33(9): 094 004
- [21] Sun L X, Bai J, Xue F et al. Materials[J], 2018, 11(4): 1
- [22] Kováč P, Kováč J, Perez N et al. Supercond Sci Technol[J], 2021, 34(7): 075 010
- [23] Ye S J, Takigawa H, Matsumoto A et al. IEEE Transactions on Applied Supercond[J], 2015, 25(5): 1
- [24] Ye S J, Kumakura H. Supercond Sci Technol[J], 2016, 29(11): 113 004
- [25] Guan D D, Wang D L, Ma Y W. Supercon Sci Technol[J], 2021, 34: 115 007
- [26] Li G Z , Yang Y, Susner M A et al. Supercond Sci Technol[J], 2012, 25: 025 001
- [27] Stenvall A, Korpela A, Mikkonen R et al. Supercond Sci Technol[J], 2006, 19(2): 184
- [28] Giunchi G, Saglietti L, Albisetti A F et al. IEEE Transactions on Applied Supercond[J], 2013, 23(3): 6 200 605
- [29] Wang D Y, Xi D, Wang Q Yet al. IEEE Transactions on Applied Supercond[J], 2020, 30(4): 1

# Preparation of 6+1 Core IMD-MgB<sub>2</sub> Wires and Their Properties

He Longjun<sup>1,2</sup>, Wang Qingyang<sup>2</sup>, Yang Fang<sup>2</sup>, Lei Li<sup>1</sup>, Feng Jianqing<sup>2</sup>

(1. School of Material Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

**Abstract:** Two 100 m MgB<sub>2</sub> wires with different conductor structures (Cu core and CuNb core) were designed and fabricated by the internal Mg diffusion process (IMD), and the mechanical and transport superconductivity of the wires were tested. The distribution uniformity of MgB<sub>2</sub> superconducting layer along the longitudinal direction of the two wires was analyzed by different methods. It is found that the distribution of superconducting layer tends to be more uniform as the diameter of the wire decreases, and the MgB<sub>2</sub> FF fluctuation range of the wire with  $\Phi$ 0.8 mm is the smallest, and the extreme difference of the base super ratio is 0.02. The study of the uniformity of MgB<sub>2</sub> layer distribution shows that the Mg and B densities in the wire are well distributed. The results of the superconductivity tests show that the critical current  $I_c$  of the Cu replacement core wire is 19 A (4.2 K, 4 T) higher than the critical current  $I_c$  of the CuNb replacement core wire, while the  $J_c$  performance is basically the same. The Mg/B/Nb/Monel matrix composite enable researchers to manufacture high performance MgB<sub>2</sub> wires with 100-m class.

Key words: IMD process; MgB2 wires; critical current density; superconductivity

Corresponding author: Wang Qingyang, Senior Engineer, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86231079, E-mail: wqy233@sina.com