

单畴 GdBCO 超导块材制备方法的改进及超导特性研究*

李国政 杨万民[†]

(陕西师范大学物理学与信息技术学院, 西安 710062)

(2010年6月29日收到; 2010年7月16日收到修改稿)

通过改变液相源成分和先驱块的装配方式对顶部籽晶熔渗生长方法(TSIG)进行改进,并用新方法成功制备了单畴 Gd-Ba-Cu-O (GdBCO) 超导块材. 对样品形貌和微观结构的研究发现,应用新方法制备的样品呈现出良好的织构度,其内俘获的 Gd_2BaCuO_5 (Gd-211) 内含物分布均匀且粒度较小. 超导性能的测试表明,样品具有较高的超导转变温度和自场临界电流密度,表现出较大的磁悬浮力. 此外,应用新方法可以简化实验步骤,缩短制备周期,提高实验的稳定性,从而降低了实验难度,为大尺寸单畴块材的批量化制备打下了基础.

关键词: GdBCO, 熔渗生长, 液相源, 装配方式

PACS: 74.25.Ha, 74.22.-h, 81.10.-h

1. 引言

高温铜氧化物系列超导体 RE-Ba-Cu-O (REBCO, 其中 RE 为稀土元素, 如 Nd, Gd, Y 等), 由于其高临界温度、强磁通钉扎能力、强磁场下大的无阻载流能力, 高的上临界磁场、高的捕获磁通、高的磁悬浮力和良好的自稳磁悬浮特性^[1-12], 在高新技术方面有着广泛的应用前景, 比如在高场永磁体、超导磁悬浮轴承、飞轮储能技术以及超导电机和发电机等研制方面^[13-15]. GdBCO 超导块材便是高温超导材料家族中性能最好并最有可能尽早投入实际应用的材料之一^[16]. 制备单畴 GdBCO 超导块材, 国际上流行的方法主要有两种, 一种是传统的顶部籽晶熔融结构生长方法 (TSMTG), 另一种是近几年发展起来的顶部籽晶熔渗生长方法 (TSIG).

随着研究的深入, TSIG 方法受到了越来越多的关注, 因为已有的结果表明, 它可以有效地解决传统织构生长工艺中存在的问题, 例如样品的收缩、变形, 内部存在大量气孔和宏观裂纹, 液相流失严重, Gd_2BaCuO_5 (Gd-211) 粒子的局部偏析等等^[17-22]. 对于 TSIG 方法, 如图 1 所示, 一般先在室温下将 Gd-211 先驱块放置在一个等直径的富 Ba,

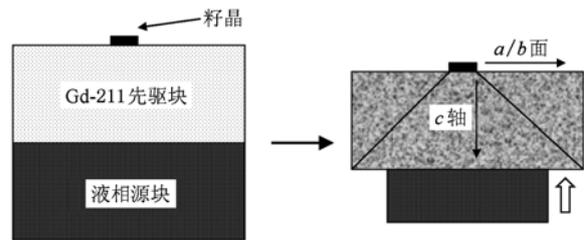


图 1 顶部籽晶熔渗生长过程示意图

Cu 液相源块上, 然后在升温过程中液相源块熔化, 液相上渗至多孔的 Gd-211 先驱块中. 在随后的慢冷过程中, 液相与 Gd-211 相反应生成 $GdBa_2Cu_3O_{7-x}$ (Gd-123) 相, 并在籽晶的诱导下完成 Gd-123 晶体的有序生长. 其中, Gd-211 先驱块由相纯度高、粒度小的 Gd-211 先驱粉压制而成, 液相源块由等摩尔比的 Gd-123 和 $Ba_3Cu_5O_8$ (一种 $BaCuO_2$ 与 CuO 摩尔比为 3:2 的混合物) 混合压制而成. 可以看出, TSIG 方法是一种比传统方法更复杂和费时的制备方法, 因为此方法要用到三种先驱粉体 (Gd-211, Gd-123 和 $BaCuO_2$), 而传统织构方法中仅需要两种 (Gd-211 和 Gd-123). 先驱粉一般由传统的固相反应法制备, 即通过反复的高温煅烧和研磨得到相纯净、碳含量低及较小粒度 (0.1—10 μm) 的先驱粉体, 每种

* 国家自然科学基金 (批准号: 50872079), 国家高技术研究发展计划 (批准号: 2007AA03Z241), 中央高校基本科研业务费专项资金 (批准号: 2010ZYGX021, GK200901017) 资助的课题.

[†] 通讯联系人. E-mail: wm-yang@sohu.com

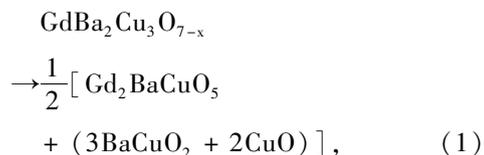
粉体均需一周时间制得,这使得熔渗生长法的制备周期大大延长,同时增加了实验的耗资.

此外,由图 1 可以看出,在样品的熔渗生长过程中,由于液相的消耗,液相源块的直径会严重收缩,这降低了液相源块的支撑能力,因此在实际操作中有时会出现样品倾斜甚至坍塌的现象,这降低了实验的稳定性和可重复性,也阻碍了熔渗生长方法的推广使用.另一方面,由于液相源块的收缩,使得样品的底部不能完全与液相源直接接触.根据文献 [19] 的结论,如果样品边缘失去与液相源的直接接触,在生长后期被生长前沿排出的 Gd-211 粒子就无法向液相转移,从而聚集在生长前沿前面,这会严重降低样品边缘处 Gd-123 的生长速率,给样品的完整生长带来很大难度.

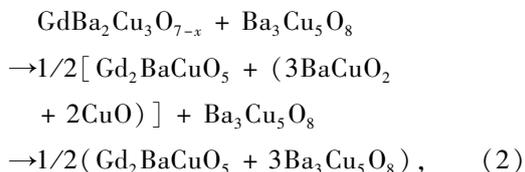
为了克服上述缺点,寻找一种步骤简单、制备周期短、重复性好、易于样品完全生长的制备方法,我们通过改变液相源成分和先驱块的装配方式对传统熔渗生长方法进行改进,用新方法成功制备了单畴 GdBCO 超导块材,并对所得样品的形貌、微观结构和超导性能进行了研究.

2. 由新成分液相源熔渗生长 GdBCO 单畴块材

根据物相转化关系:

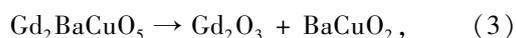


可将传统熔渗生长工艺使用的组分为 $\text{GdBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x} + \text{Ba}_3\text{Cu}_5\text{O}_8$ 的液相源(标记为 L_1)衍化为

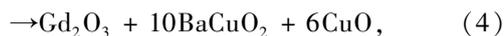
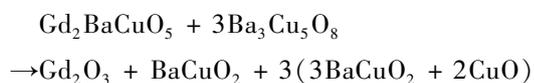


得到一种组分为 $\text{Gd}_2\text{BaCuO}_5 + 3\text{Ba}_3\text{Cu}_5\text{O}_8$ 的混合物(标记为 L_2).

再根据物相转化关系



可将 $\text{Gd}_2\text{BaCuO}_5 + 3\text{Ba}_3\text{Cu}_5\text{O}_8$ 的组分衍化为



又得到一种组分为 $\text{Gd}_2\text{O}_3 + 10\text{BaCuO}_2 + 6\text{CuO}$ 的混合物(标记为 L_3).

可以看出,这三种混合物虽然物相成分不同,但却具有相同的原子组配比.下面分别用这三种混合物充当液相源制备 GdBCO 单畴块材.

按照 L_1, L_2 和 L_3 的配比,称取一定量的 Gd-123, Gd-211, Gd_2O_3 , BaCuO_2 和 CuO 粉并用球磨机充分混合,分别制得三种液相源粉,再用单轴模具压制直径 20 mm 的圆柱形坯块,作为液相源块.同样将 Gd-211 先驱粉压制直径 20 mm 的圆柱形坯块,作为 Gd-211 先驱块.样品的装配方式如图 1 所示.热处理过程如下:首先升温至 1060 °C,保温 1 h;然后快降至 1035 °C,再以 0.2—0.5 °C/h 的速率慢冷至 1015 °C,最后随炉冷却至室温.将所得样品放入石英管式炉中,在流通氧气中,450—350 °C 的温区内慢冷 200 h,完成渗氧处理.

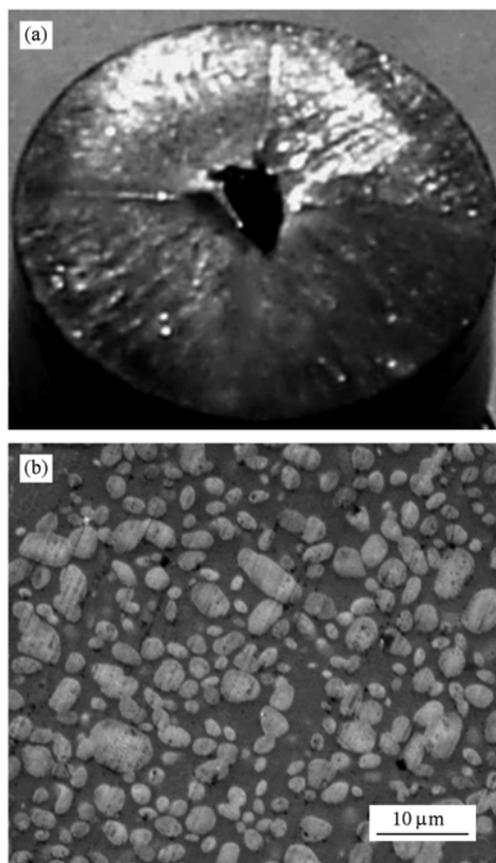


图 2 由新成分液相源制备的 GdBCO 样品 (a) 表面形貌; (b) 微观结构图

图 2(a) 显示了由新成分液相源 L_3 制备的典型 GdBCO 样品 S1 的表面形貌.由图可见,样品表面以

籽晶为中心呈十字交叉花样,四个放射状的扇形区域清晰可见,且无自发成核现象,说明样品具有良好的单畴性.此结果表明,应用我们新配制的液相源也可成功熔渗生长单畴 GdBCO 块材.此外,使用新成分液相源,整个熔渗生长工艺仅需 Gd-211 和 BaCuO₂ 两种先驱粉,从而简化了实验步骤,缩短了实验周期,提高了制备效率,对 GdBCO 超导块材的批量化制备有很大的意义.

图 2(b) 为样品 S1 的微观结构 (SEM) 图. 由图可见,颗粒状的 Gd-211 粒子均匀分布在 Gd-123 基体中,没有发现粒子团簇或局部偏析的现象,这充分证明了熔渗生长方法的优越性.

3. 由 Y 基液相源熔渗生长 GdBCO 大单畴

根据液相源 L_3 的组分 $Gd_2O_3 + 10BaCuO_2 +$

$6CuO$, 设计另一种 Y 基混合物 $Y_2O_3 + 10BaCuO_2 + 6CuO$ (标记为 L_4), 并以此作为液相源制备大单畴 GdBCO 块材.

图 3 显示了分别由液相源 L_3 和 L_4 制备的直径 30mm 的 GdBCO 样品 S2 和 S3 的表面形貌. 由图可见,样品展现出典型的单畴形貌,且无自发成核现象,这证明了 Y 基液相源制备 GdBCO 单畴块材的可行性. 应用这种液相源,整个熔渗生长工艺也是仅需两种先驱粉 (Gd-211 和 BaCuO₂), 同样可以提高实验效率. 此外, Y_2O_3 所对应的超导相 $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ (Y-123) 的包晶反应温度为 1010 °C, 因此在上部 GdBCO 晶体的慢冷生长过程中 (1035 – 1015 °C), 液相源块始终保持 Y_2BaCuO_5 (Y-211) 和液相的半熔融状态, 不会出现 Y-123 相的生成及固化, 这使得液相源块可以更大程度的向上提供液相, 实现液相源粉的最大利用, 节省原料.

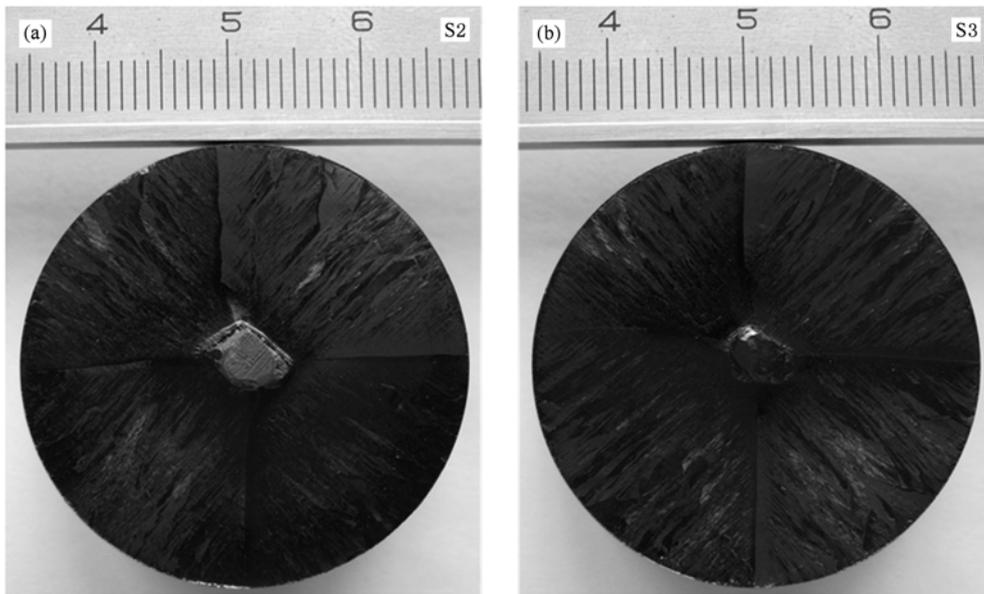


图 3 GdBCO 大单畴 (a), (b) 分别由液相源 L_3 和 L_4 制得

图 4 为样品 S2 和 S3 的微观结构图, 所有图像均取自样品上表面距籽晶大约 10 mm 的位置. 由图可见, 样品 S2 呈现出较粗化的 Gd-211 粒子分布及较严重的粒子融合现象. 应用图像处理软件 (ImageJ)^[23] 定量分析 Gd-211 粒子的平均尺寸 (d), 所得结果如下:

$$d_{S2} = 1.899 \mu m, d_{S3} = 1.646 \mu m. \quad (5)$$

可以看出, 相比 S2, 样品 S3 中 Gd-211 粒子的平均尺寸更小一些, 即呈现出明显的粒子细化现

象. 而两个样品是由同一批 Gd-211 先驱粉, 经过相同的热处理工艺制备而得, 所以这种粒子尺寸的差异应该是由所用液相源的不同造成的.

已有的研究表明, 其他稀土元素的掺杂可以减小 REBCO 块材中 RE_2BaCuO_5 (RE-211) 粒子的尺寸, 还能减缓 RE-211 粒子聚结的趋势^[24–26]. 在本文中, 我们采用 Y 基液相源制备 GdBCO 块材, 在其微观结构中发现了相似的 Gd-211 粒子细化现象, 这应该是由液相上渗引入的 Y 元素造成的.

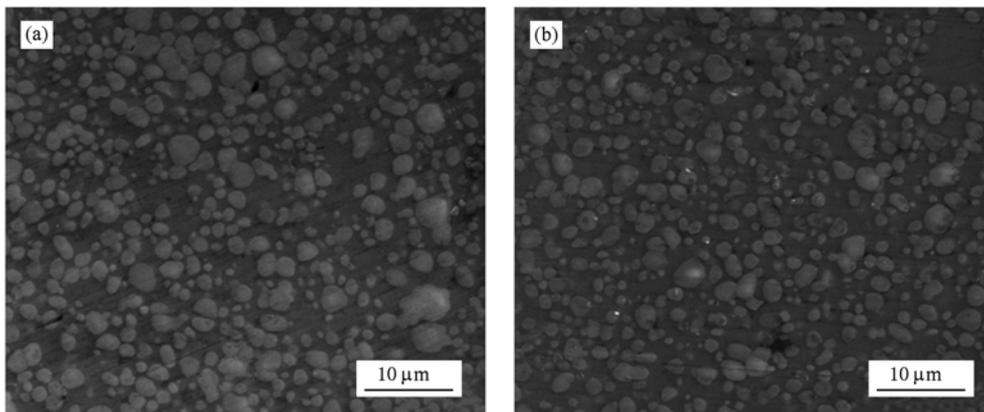


图4 微观结构图 (a)样品 S2;(b)样品 S3

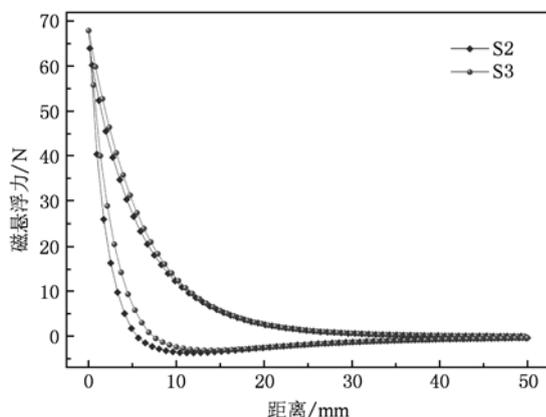


图5 样品 S2 和 S3 的磁悬浮力测试曲线

图5为液氮温度下(77 K)样品 S2 和 S3 在零场冷却状态下的磁悬浮力测试曲线. 由图可见, 样品 S3 表现出了更大的磁悬浮力, 这与其微观结构中观察到的结果是相符的. 此外, 已有的研究表明, 相比单一的 GdBCO 或 YBCO 系统, (Gd, Y)BCO 复合超导块材更容易呈现较高的超导性能^[25-27], 这与本文观察到的结果是相符的.

4. 由新的装配方式熔渗生长 GdBCO 单畴块材

如图6所示, 取 Gd-211 先驱粉压制成直径 20 mm 的圆柱形坯块, 作为 Gd-211 先驱块. 取 Y 基液相源粉 L_4 压制成直径 30 mm 的圆柱形坯块, 作为液相源块, 即用较大直径的液相源块支撑并熔渗生长较小尺寸的 GdBCO 块材, 此即为本文提出的新的装配方式.

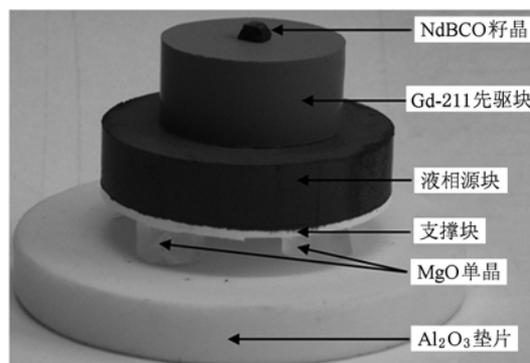


图6 一种新的样品装配方式

图7显示了由新的装配方式所制备的样品 S4 的宏观形貌. 由顶视图可见, 样品展现出典型的单畴形貌, 且无自发成核现象, 这证明了由新装配方式制备单畴 GdBCO 超导块材的可行性. 由侧视图可见, 在热处理过后, 虽然液相源块发生了收缩, 但是其直径仍然大于上面的 GdBCO 样品. 其次, 由于采用的液相源块具有较大的直径, 其高度大大减小, 这都提高了液相源块的支撑能力, 可以保证在热处理过程中样品始终直立于液相源块的上面, 避免样品出现倾斜或坍塌的现象, 从而提高了熔渗生长方法的稳定性.

另一方面, 由于液相源块的直径始终大于其上的 GdBCO 样品, 这就可以保证在整个热处理过程中, 样品的底部完全与液相源直接接触, 因此文献 [19] 中提出的问题可以得到有效解决, 从而为样品的完整生长提供充分条件. 由图7可见, 样品 S4 的生长扇区边界已经延伸到样品侧面, 且将接近样品底部. 可以推断, 如果延长生长时间, 其完全可以到达样品底部, 从而实现样品的完整生长.

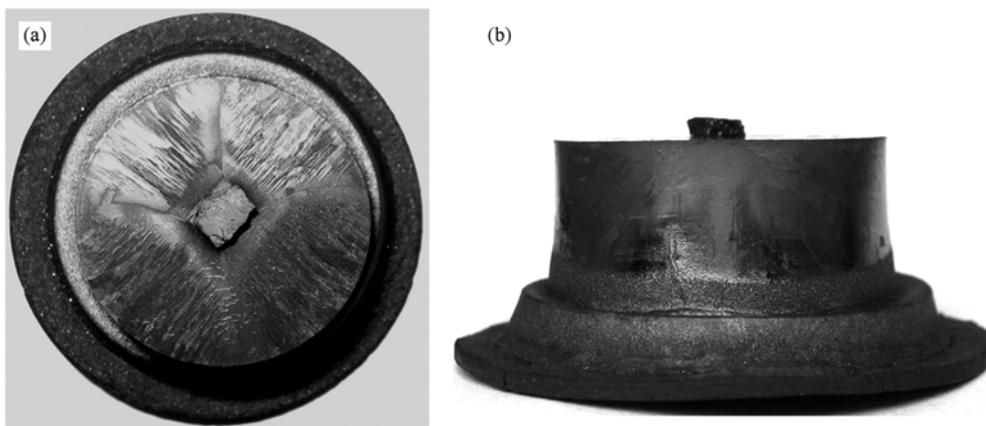


图7 用新的装配方式制备的单畴 GdBCO 样品的形貌 (a)顶视图;(b)侧视图

图 8 为样品 S4 的微观结构图,图像取自样品上表面距籽晶大约 8 mm 的位置.应用 ImageJ 定量分析 Gd-211 粒子的体积分数 V 和平均尺寸 d , 所得结果如下:

$$V_{S4} = 35.9\%, d_{S4} = 1.682 \mu\text{m}, \quad (6)$$

可以看出,样品中捕获的 Gd-211 粒子具有较大的体积分数和较小的平均尺寸.

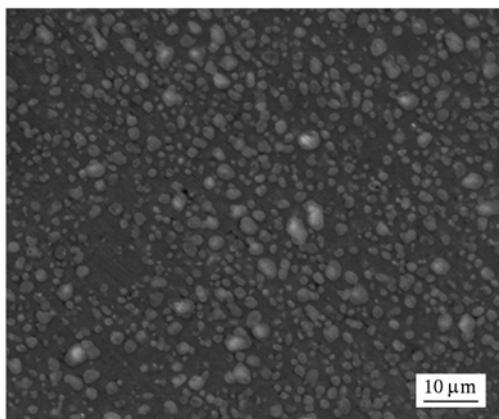


图8 样品 S4 的微观结构图

已有的研究表明,相比熔融织构方法处理的样品,熔渗生长方法所制备的样品中 RE-211 内含物拥有更大的体积分数和更小的尺寸^[18,28,29].在低场中,块材中的磁通钉扎主要由 RE-211 和 RE-123 的界面钉扎提供,此时临界电流密度(J_c)可定性表示为^[30]

$$J_c \propto V/d, \quad (7)$$

因此,熔渗生长方法制备的样品更容易呈现出较大的自场临界电流密度^[18,28,29].

在样品 S4 上表面边缘附近切割下一个大小约

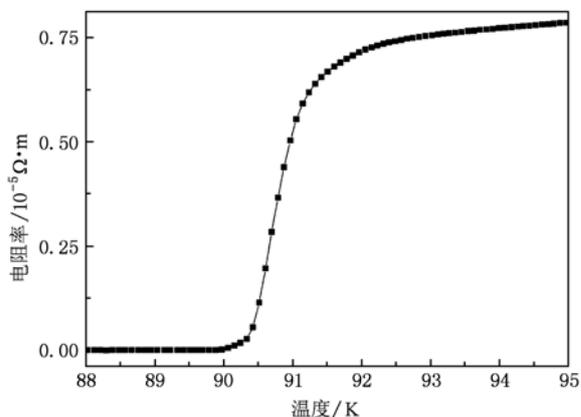


图9 小样品的超导转变温度曲线

为 $2 \text{ mm} \times 2 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$ 的小样品,进行超导性能测试.图 9 为小样品的超导转变温度(T_c)曲线.由图可见,样品的起始转变温度 $T_{c, \text{onset}}$ 约为 91.5K, 超导转变宽度 ΔT_c 小于 2 K, 说明样品具有较高的质量.对于空气中制备的 GdBCO 样品,其 $\text{Gd}_{1+x}\text{Ba}_{2-x}\text{Cu}_3\text{O}_y$ 固溶相仅有较小的 Gd/Ba 替代范围^[31],而且这种固溶相成分随着晶体的生长过程(从籽晶处到样品边缘)逐渐减少^[19].本文的小样品取自大样品边缘处,其固溶相含量已十分微弱,并不造成对性能的明显影响.

用 SQUID 磁强计(Quantum Design)测量小样品在 77 K 的磁化强度.根据测量的磁滞回线,由扩展的 Bean 模型^[32]计算样品在不同外磁场下的临界电流密度 $J_c (\text{A}/\text{cm}^2)$

$$J_c = 20(\Delta M)/a(1 - a/3b), \quad (8)$$

其中 $\Delta M (\text{emu}/\text{cm}^3)$ 为磁滞, a 和 $b (\text{cm})$ 为样品垂直外场的截面的尺寸并且 $a < b$, 所得结果如图 10 所

示. 可见, 样品的不可逆场 B_{irr} 约为 3.5 T, 零场 $J_c(0T)$ 达 4.7×10^4 A/cm², 但是样品并未呈现出明显的第二峰值效应, 这与文献[19]报道的由传统装配方式空气中熔渗处理的 GdBCO 样品中的结果是一致的.

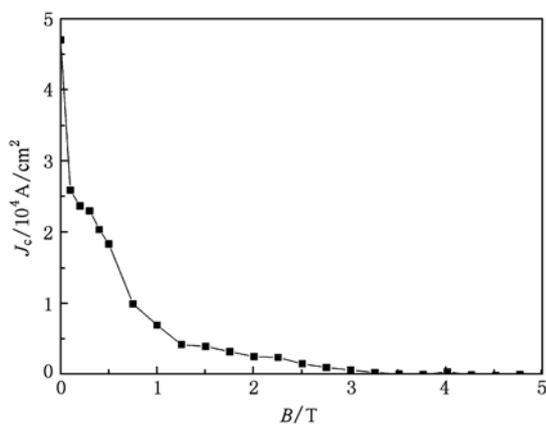


图 10 小样品在 77 K 温度下的 J_c - B 曲线

在 REBCO 超导体中, 存在两种主要的磁通钉扎机理^[33]. 一种是由非超导的 RE-211 粒子引起的, 即上文提到的 RE-211 和 RE-123 的界面钉扎, 其对应于 J_c - B 曲线中心峰 $J_c(0T)$ 的出现. 另一种是由超导体中化学成分波动引起的 δT_c 型钉扎^[32,34], 即在 RE-123 基体中存在的弱超导区, 如由于渗氧不充分造成的贫氧区, 或者 RE/Ba 替代产生的固溶相, 有着较低的 T_c 和上临界场 H_{c2} , 当外加磁场增加时, 其弱超导性受到破坏, 变为正常态, 从而产生有效的钉扎中心, 导致磁化曲线奇异峰的出现, 对应

于 J_c - B 曲线的第二峰值.

本文的 GdBCO 小样品未呈现明显的峰值效应, 说明样品中仅有少量的固溶相形成^[35], 即 Gd^{3+} 对 Ba^{2+} 位置的替代得到了有效抑制, 这与 T_c 中观察到的结果是相符的. 此外, 相比熔融织构处理的样品, 熔渗生长方法制备的样品更不容易表现出峰值效应, 因为其内捕获的大量 RE-211 粒子可以为氧气在 RE-123 基体中的扩散提供更多的通道, 减少了氧缺陷的形成, 从而削弱了峰值效应^[18].

5. 结 论

1. 采用三种新成分液相源 (L_2 : Gd-211 + $3Ba_3Cu_5O_8$; L_3 : Gd_2O_3 + $10BaCuO_2$ + $6CuO$; L_4 : Y_2O_3 + $10BaCuO_2$ + $6CuO$) 熔渗生长单畴 GdBCO 超导块材. 结果发现, 应用新成分液相源, 不仅可以制备出织构度良好的 GdBCO 超导块材, 还能简化实验步骤, 缩短制备周期, 提高制备效率. 此外, 使用 Y 基液相源 L_4 还可以提高液相源粉的利用率, 并且有利于块材中 Gd-211 粒子的细化, 且样品表现出较大的磁悬浮力.

2. 采用一种新的装配方式成功制备了单畴 GdBCO 超导块材. 结果发现, 应用新的装配方式可以提高实验的稳定性, 降低实验难度, 并且有利于样品的完整生长, 且样品表现出较高的超导转变温度和自场临界电流密度. 以上结论为熔渗生长方法的推广使用, 高温超导材料的批量化制备及广泛应用打下了基础.

[1] Sha J J, Yao Z W, Yu J N, Yu G, Luo J H, Wen H H, Yang W L, Li S L 2000 *Acta Phys. Sin.* **49** 1356 (in Chinese) [沙建军、姚仲文、郁金南、郁刚、罗金汉、闻海虎、杨万里、李世亮 2000 物理学报 **49** 1356]
 [2] Feng Y, Zhou L, Yang W M, Zhang C P, Wang J R, Yu Z M, Wu X Z 2000 *Acta Phys. Sin.* **49** 146 (in Chinese) [冯勇、周廉、杨万民、张翠萍、汪京荣、于泽铭、吴晓祖 2000 物理学报 **49** 146]
 [3] Cai Y Q, Yao X, Li G 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 844 (in Chinese) [蔡衍卿、姚忻、李刚 2006 物理学报 **55** 844]
 [4] Zhang Y L, Yao X, Zhang H, Jin Y P 2005 *Acta Phys. Sin.* **54** 3380 (in Chinese) [张玉龙、姚忻、张宏、金燕苹 2005 物理学报 **54** 3380]

[5] Xu C Y, Shi L, Zuo J, Pang W H, Zhang Y L 1996 *Acta Phys. Sin.* **45** 893 (in Chinese) [许存义、石磊、左健、庞文华、张裕恒 1996 物理学报 **45** 893]
 [6] Zhou Z J, Zhou Z W, Zhou L Y, Lin L, Li X G, Feng Q R 2004 *Chin. Phys.* **13** 1957
 [7] Ding F Z, Lü X D, Gu H W, Li T, Cao J L 2009 *Chin. Phys. B* **18** 1631
 [8] Shen C X, Shen X L, Lu W, Dong X L, Li Z C, Xiong J W, Zhou F 2008 *Chin. Phys. B* **17** 1425
 [9] Shabna R, Sarun P M, Vinu S, Syamaprasad U 2009 *Chin. Phys. B* **18** 4000
 [10] Babu N H, Lo W, Cardwell D A, Campbell A M 1999 *Appl. Phys. Lett.* **75** 2981

- [11] Muralidhar M, Sakai N, Chikumoto N, Jirsa M, Machi T, Nishiyama M, Wu Y, Murakami M 2002 *Phys. Rev. Lett.* **89** 237001
- [12] Shen X L, Li Z C, Shen C X, Lu W, Dong X L, Zhou F, Zhao Z X 2009 *Chin. Phys. B* **18** 2893
- [13] Gawalek W, Habisreuther T, Zeisberger M, Litzkendorf D, Surzhenko O, Kracunovska S, Prikhna T A, Oswald B, Kovalev L K, Canders W 2004 *Supercond. Sci. Technol.* **17** 1185
- [14] Werfel F N, Floegel-Delor U, Rothfeld R, Goebel B, Wippich D, Riedel T 2005 *Supercond. Sci. Technol.* **18** S19
- [15] Oswald B, Best K J, Setzer M, Soll M, Gawalek W, Gutt A, Kovalev L, Krabbes G, Fisher L, Freyhardt H C 2005 *Supercond. Sci. Technol.* **18** S24
- [16] Dai J Q, Zhao Z X, Xiong J W 2003 *Supercond. Sci. Technol.* **16** 815
- [17] Babu N H, Iida K, Shi Y, Cardwell D A 2005 *Appl. Phys. Lett.* **87** 202506
- [18] Iida K, Babu N H, Shi Y, Cardwell D A 2005 *Supercond. Sci. Technol.* **18** 1421
- [19] Iida K, Babu N H, Shi Y, Cardwell D A 2006 *Supercond. Sci. Technol.* **19** S478
- [20] Meslin S, Iida K, Babu N H, Cardwell D A, Noudem J G 2006 *Supercond. Sci. Technol.* **19** 711
- [21] Noudem J G, Meslin S, Horvath D, Harnois C, Chateigner D, Ouladdiaf B, Eve S, Gomina M, Chaud X, Murakami M 2007 *J. Am. Ceram. Soc.* **90** 2784
- [22] Li G Z, Yang W M 2010 *Acta Phys. Sin.* **59** 5208 (in Chinese)
- [23] <http://rsbweb.nih.gov/ij/>
- [24] Varanasi C, Meginn P J, Blackstead H A, Pullinga D B 1995 *Appl. Phys. Lett.* **67** 1004
- [25] Feng Y, Zhou L, Wen J G, Koshizuka N, Sulpice A, Tholence J L, Vallier J C, Monceau P 1998 *Physica C* **297** 75
- [26] Zheng H, Jiang M, Huang Y, Veal B W, Claus H 1998 *Physica C* **307** 284
- [27] Nariki S, Sakai N, Murakami M, Hirabayashi I 2004 *Physica C* **412-414** 557
- [28] Iida K, Babu N H, Withnell T D, Shi Y, Haindl S, Weber H W, Cardwell D A 2006 *Physica C* **445-448** 277
- [29] Babu N H, Iida K, Shi Y, Cardwell D A 2006 *Physica C* **445-448** 286
- [30] Li G Z, Yang W M, Tang Y L, Ma J 2010 *Cryst. Res. Technol.* **45** 219
- [31] Murakami M, Sakai N, Higuchi T, Yoo S I 1996 *Supercond. Sci. Technol.* **9** 1015
- [32] Chen S Y, Hsiao Y S, Chen C L, Yan D C, Chen I G, Wu M K 2008 *Mater. Sci. Eng. B* **151** 31
- [33] Koblishka M R, Muralidhar M, Murakami M 1999 *Mater. Sci. Eng. B* **65** 58
- [34] Koblishka M R, van Dalen A J J, Higuchi T, Yoo S I, Murakami M 1998 *Phys. Rev. B* **58** 2863
- [35] Hinai H, Nariki S, Seo S J, Sakai N, Murakami M, Otsuka M 2000 *Supercond. Sci. Technol.* **13** 676

Fabrication method improvement and superconducting property investigation of single domain GdBCO bulk superconductors^{*}

Li Guo-Zheng Yang Wan-Min[†]

(College of Physics and Information Technology, Shaanxi Normal University, Xi'an 710062, China)

(Received 29 June 2010; revised manuscript received 16 July 2010)

Abstract

Top seeded infiltration and growth method (TSIG) is improved by adopting a new liquid source and novel configuration. And single-domain Gd-Ba-Cu-O (GdBCO) bulk superconductors are successfully prepared using the improved method. Experimental observations on the morphology and the microstructure show that the samples exhibit good texture and homogeneous distribution of fine $\text{Gd}_2\text{BaCuO}_5$ (Gd-211) inclusions. Superconductive measurements reveal that the sample exhibits high superconducting transition temperature, self-field critical current density, and strong levitation force. In addition, the improved method can be used to simplify the process flow, shorten the experimental cycle, and enhance the stability of the process, thus reducing the experimental difficulties. The results lay a good foundation for the batch production of large single domain bulks.

Keywords: GdBCO, infiltration and growth, liquid source, configuration

PACS: 74.25.Ha, 74.22.-h, 81.10.-h

^{*} Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 50872079), the National High Technology Research and Development Program of China (Grant No. 2007AA03Z241), the Fundamental Research Funds for the Central Universities (Grant Nos. 2010ZYGX021, GK200901017).

[†] Corresponding author. E-mail: wm-yang@sohu.com