

# 分层式前驱坯体对 YBCO 单畴块材生长和磁通性能的影响

唐天威, 邱傅杰, 吴董杰, 徐克西

(上海大学 物理系, 上海 200444)

**摘要:** Y-Ba-Cu-O(YBCO)单畴块材通常是由统一分布的  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ (Y123)和  $\text{Y}_2\text{BaCuO}_5$ (Y211)前驱坯体制备的。然而研究表明熔融生长的超导块材中 Y211 相粒子的浓度随着远离籽晶显著增大, 造成 Y211 相粒子的积聚以及限制单畴块材的超导性能。本文通过顶部籽晶熔融织构法(TSMTG)利用分层式前驱坯体制备了  $\phi 23 \text{ mm} \times 9 \text{ mm}$  的 YBCO 单畴块材, 并在生长形貌、微结构以及磁通俘获性能方面与常规方法制备的同尺寸 YBCO 单畴块材做了对比研究。研究结果显示, 使用分层式前驱坯体制备的 YBCO 单畴块材生长得更充分, Y211 相粒子的平均粒径更小、分布更均匀, 并且在磁通俘获性能上有了显著的提高, 同时具备高对称性的磁通分布和强磁通俘获能力, 在 77 K 环境下最大磁通俘获场高达 0.91 T。该结果对进一步提高 YBCO 超导块材的性能具有很好的参考价值。

**关键词:** 分层式前驱坯体; YBCO; 磁通俘获场

中图分类号: TQ174 文献标识码: A

## Influence on Processing and Magnetic Flux Properties of Single Grain YBCO Fabricated from Layered Precursor Powders

TANG Tian-Wei, QIU Fu-Jie, WU Dong-Jie, XU Ke-Xi

(Department of Physics, Shanghai University, Shanghai 200444, China)

**Abstract:** The fabrication of single domain Y-Ba-Cu-O(YBCO) bulk superconductors usually involves precursor pellets that contain a uniform distribution of  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ (Y123) and  $\text{Y}_2\text{BaCuO}_5$ (Y211) compounds. However, the concentration of Y211 phase particles in the fully melt processed superconducting bulk increases significantly with distance from the seed, leading to accumulation of Y211 phase particles and degradation of superconducting properties. By top seeded melt texture growth (TSMTG) process, single domain YBCO bulk superconductors at about 23 mm in diameters, and 9 mm in thickness were fabricated from layered precursor pellets and conventional precursor pellets, respectively. The growth morphology, microstructure and magnetic flux properties of both layered and conventional pellets were comparatively studied. The experiments suggest that the layered precursor pellets allow a sufficient growth in *c* growth sector, a more uniform distribution of Y211 phase in the matrix and a significant enhancement of the trapped field. Thus for the layered pellets, a trapped magnet field of 0.91 T is achieved at 77 K and the flux distribution is also of high symmetry. The present results are very valuable for further improving the properties of YBCO bulk superconductors.

**Key words:** layered precursor powders; YBCO; trapped field

近年来, 随着熔融织构高温超导块材制备工艺的不断进步, 使得具有独特的自稳定磁悬浮特

性和强磁通俘获能力的  $(\text{RE})\text{BaCuO}$  ( $\text{RE}=\text{Y}, \text{Gd}, \text{Sm}, \text{Nd}$ ) 单畴块材达到了工业实用化标准, 在诸如

超导磁悬浮列车<sup>[1]</sup>、超导轴承<sup>[2]</sup>、超导飞轮储能<sup>[3]</sup>以及磁分离装置<sup>[4]</sup>等部件有着良好的应用前景。Y-Ba-Cu-O(YBCO)高温超导块材因其制备方法简便可靠,且成本低廉,而成为目前工业应用领域的主要材料。

为了进一步提高 YBCO 超导块材的应用能力,如何提高该材料的磁通钉扎性能,进而俘获更强的磁通,便成为目前的热点研究问题之一。在过去的二十年中,用以生长大尺寸、高性能高温超导块材为目标的熔融织构生长技术<sup>[5-7]</sup>已经取得很大的进展,包括生长机制的研究<sup>[8-11]</sup>、 $\text{Y}_2\text{BaCuO}_5(\text{Y211})$ 第二相粒子含量和尺寸的优化<sup>[12-15]</sup>、掺杂 Pt 或  $\text{CeO}_2$  来防止 Y211 相粒子在生长过程中发生粗化<sup>[16-17]</sup>、掺杂银来提高材料的机械性能<sup>[18]</sup>等等。此外还有通过热处理<sup>[19]</sup>、重离子轰击<sup>[20]</sup>、高能粒子辐射<sup>[21]</sup>和掺杂<sup>[22]</sup>等工艺和方法,在材料内部形成尺寸与超导体相干长度( $\xi$ )相当的缺陷作为有效的强钉扎中心,从而达到提高其超导性能的目的。在前驱粉中加入过量的具有正交结构的 Y211 第二相粒子不仅能够提供 Y 离子源,在包晶凝固过程中充分消耗熔体中的液相,促进熔体的结晶生长<sup>[23]</sup>;而且还能为 YBCO 块材提供有效的磁通钉扎中心,提高磁通俘获能力<sup>[24-25]</sup>。

然而,有很多研究报道了 Y211 相粒子在 YBCO 超导块材中的宏观偏析现象,即 Y211 相粒子的数密度和尺寸随着离顶部籽晶的距离逐渐变大<sup>[26-30]</sup>。根据捕获/推出理论(trapping/pushing theory)<sup>[31]</sup>,当 Y211 相粒子半径小于临界半径  $r$  时, Y211 相粒子就被生长前沿推出,反之就被捕获。在降温结晶生长过程中,熔体顶部先开始结晶,此时过冷度(undercooling) $\Delta T$ 和生长速度  $R$  比较低,在从顶部生长到底部的过程中,  $\Delta T$  和  $R$  呈增长趋势,临界半径  $r$  与生长速度  $R$  和  $\Delta T$  呈反比,这就使得生长过程中  $r$  不断减小。另外, Y211 相粒子在熔体中随时间的延长发生粗化现象,滞留时间越长则长得越大。在样品顶部时, Y211 相粒子在熔体中滞留时间较短,所以粒子尺寸比较小,相对于较大的临界半径  $r$ ,使得绝大多数, Y211 相粒子被推出;随着结晶生长向底部进行, Y211 相粒子尺寸增大,相对于减小的临界半径  $r$ ,被捕获的 Y211 相粒子逐渐变多。根据 YBCO 包晶反应的生长模型<sup>[31-32]</sup>,处于高温熔融状态下的坯体是由液相( $\text{BaCuO}_2 + \text{CuO}$ )和 Y211 固相粒子组成。Y211 相熔解向液相中提供 Y 离子, Y 离子经液相扩散至  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}(\text{Y123})$  固相与液相分界面附近,再与周围液相反应生成新 Y123 相。由于

捕获/推出发生在凝固生长前沿,因而大量的 Y211 相粒子会在生长前沿积聚,这不仅阻碍了块材的生长,而且会形成位错墙进而形成亚晶界,以及 Y211 相粒子分布的不均匀。同时,在生长前沿的大量 Y211 相粒子积聚也会导致高角度的晶界,限制超导电流环<sup>[33]</sup>。

Zhai 等<sup>[34]</sup>采用由顶部中心向外 Y211 含量依次减少的前驱坯体制备了 YBCO 单畴块材,并对其微结构和磁通俘获性能作了研究。虽然他们的研究表明采用这种前驱坯体明显改善了 YBCO 单畴块材中 Y211 相粒子分布的均匀程度,但是在最大磁通俘获能力上与常规方法制备的 YBCO 单畴块材相比没有明显提高。对此,本课题组采用 Y211 相含量较低的前驱粉体,按上述同样实验方法制备了 YBCO 单畴块材,并测量比较磁通俘获性能,分析认为原始坯体中 Y211 含量过高可能是造成最大俘获磁通没有显著提高的主要原因。

基于上述原因,本工作减少 Y123/Y211 前驱粉中 Y211 相粒子的含量,采用不同 Y211 含量分层式前驱坯体制备了 YBCO 单畴块材。对比研究了其与常规的单一 Y211 含量前驱坯体制备的 YBCO 单畴块材的形貌、微结构和磁通俘获性能,并结合 Y211 相粒子的磁通钉扎机理进行分析解释。

## 1 实验方法

### 1.1 YBCO 单畴块材样品制备

高纯度的氧化钇( $\text{Y}_2\text{O}_3$ )、碳酸钡( $\text{BaCO}_3$ )、氧化铜( $\text{CuO}$ )粉末分别按照摩尔比 Y:Ba:Cu=2:1:1 和 Y:Ba:Cu=1:2:3 称重配比,混合均匀后置于自动控温箱式炉中, Y123 预烧粉在空气中分别烧结 2 次, Y211 预烧粉则烧结 3 次。每次烧结后将得到的块体敲碎并研磨成细粉再进行烧结,确保反应完全。烧结完成后得到的前驱粉体经过 XRD 分析测试,显示物相纯度较高。将制备的 Y123 和 Y211 分别按照 10:2、10:3 和 10:4 的摩尔比例称量,分别加入 1wt% 的  $\text{CeO}_2$ ,加入  $\text{CeO}_2$  的目的是为了抑制 Y211 相粒子在熔融织构过程中的粗化<sup>[17]</sup>。利用低速球磨机将配比好的粉体混合均匀,得到了三种不同的 Y123/Y211 前驱粉体,分别标记为 P2、P3 和 P4。用单轴模具将前驱粉分别压制成  $\phi 25 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$  的常规坯体和分层式坯体。如图 1 所示,常规坯体使用单一 Y211 含量的 P4 前驱粉;分层式坯体则从坯体顶部到底部分三层,每层厚度约 3 mm,依次分别使用 P4、P3 和 P2 前驱粉。

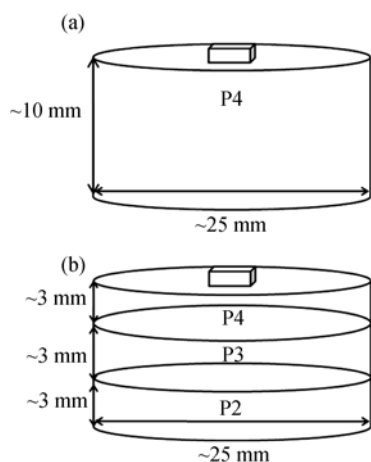


图1 YBCO 坯体示意图

Fig. 1 Schematic diagram of YBCO precursor pellets

(a) Conventional pellet; (b) Layered pellet

采用顶部籽晶熔融组织生长法, 用  $\text{SmBaCuO}$  ( $3 \text{ mm} \times 3 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$ ) 作为籽晶, 引导生长 YBCO 单畴块材。常温下将  $\text{SmBaCuO}$  籽晶放置于坯体表面中心, 在氧化铝( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )底板上依次放置衬底氧化镁( $\text{MgO}$ )、氧化镱( $\text{Yb}_2\text{O}_3$ )垫片和 YBCO 坯体。然后放入电炉中进行熔融生长, 温度程序可参考文献[35]。最后样品在  $450^\circ\text{C}$  的流动氧气氛围中进行吸氧处理 250 h, 使 YBCO 单畴块材中四方相完全转变成具有超导电性的正交相。

## 1.2 实验测量

使用 MTI 研磨抛光机将样品顶部和底部处理平整。将样品置于不锈钢杜瓦瓶底部, 然后将杜瓦瓶放置于由英国 CRYOGENIC 公司制备的强磁铁系统中, 并使样品处于与样品  $c$  轴取向平行的 2 T 外场中, 然后往杜瓦瓶中倒入液氮使样品冷却到 77 K。将外场退去半小时后, 使用 Hall 探头在距离样品表面 1.2 mm 处(0.7 mm 传感器模具的厚度)扫描得到磁通俘获场分布。

使用 MTI 切割机从样品表面直径延  $c$  轴切割, 对切割面进行表面抛光处理。用 JEOL 公司 JSM-6700F 型冷场发射扫描电子显微镜(SEM)进行表面形貌观测。

## 2 实验结果与讨论

图 2 分别给出了制备出的四个直径约 23 mm, 厚度约 9 mm 的 YBCO 单畴块材的表面形貌, 分别标记为 N1、N2、L1、L2。其中 N1、N2 为由常规前驱坯体(P4)生长制备的 YBCO 单畴块材样品; L1、L2 为由分层式前驱坯体(P4、P3、P2)生长制备的 YBCO 单畴块材样品。由图 2 可见, 块材样品都以

表面  $\text{SmBaCuO}$  籽晶为中心呈现清晰的四个对称的扇形畴区, 说明都具有良好的面内织构度。从图 2 还能看出, N1 和 N2 样品的十字交叉花纹在远离籽晶位置变得比较模糊; 而在 L1 和 L2 样品中从籽晶位置到样品边缘始终清晰。

图 3 是经过抛光处理后常规样品和分层样品的俯视图, 红色虚线为  $a$ - $c$  面生长边界。从图 3 可以看出分层样品红色虚线区域相对较大, 表明使用分层式前驱坯体制备的 YBCO 单畴块材生长得更充分。

在顶部籽晶熔融组织生长中<sup>[8]</sup>, 由于  $(\text{RE})\text{BCO}$  生长的各向异性, 沿  $a$ - $b$  面方向的生长速率大于沿  $c$  轴方向的生长速率, 沿  $a$ - $b$  面方向的  $\text{RE}^{3+}$  消耗的较快, 因而沿  $c$  轴方向的  $\text{RE}^{3+}$  很快达到饱和, 新的  $\text{RE}123$  晶核形成并外延生长, 这个过程不断重复直至生长出大的  $(\text{RE})\text{BCO}$  单畴。依据  $(\text{RE})\text{BCO}$  包晶生

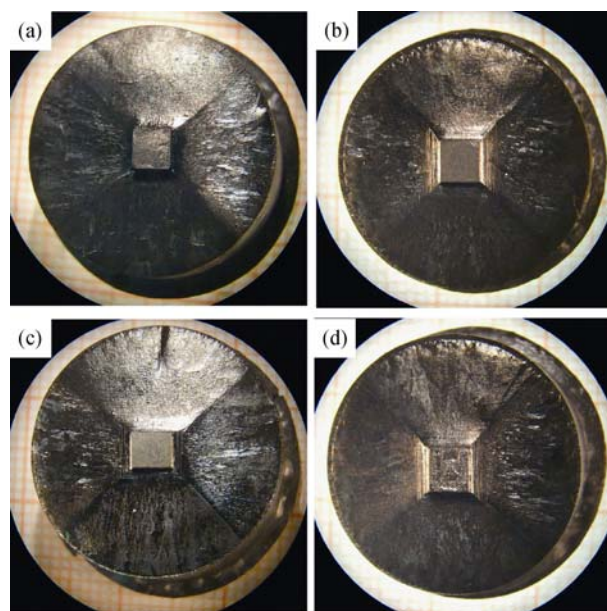


图2 YBCO 单畴块材表面形貌照片

Fig. 2 Surface morphologies of YBCO

(a) N1; (b) N2; (c) L1; (d) L2

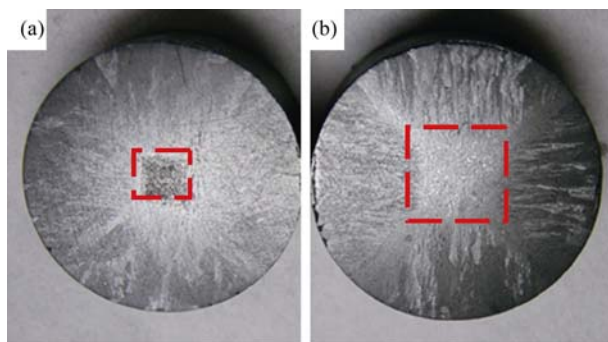


图3 YBCO 单畴块材经过抛光处理后的俯视图照片

Fig. 3 Top view of YBCO after polishing process

(a) N1; (b) L1

长的溶质扩散模型<sup>[31-32]</sup>, RE123 成核和连续生长依靠 RE211 溶质不断提供  $\text{RE}^{3+}$  向生长界面扩散, 而溶质扩散驱动力是来自熔体中 RE211 和液相界面处 RE 离子浓度( $C_{S211}/C_{L211}$ )与生长前沿固相 RE123 和液相界面处 RE 离子浓度( $C_{S123}/C_{L123}$ )的浓度梯度, 如图 4(a)所示。因此通过使用分层式前驱坯体, 在生长前沿提供了相对丰富的液相源, 减缓了生长过程中  $c$  轴方向 RE 离子浓度的饱和, 减小溶质扩散的驱动力, 进而保证了沿  $a$ - $b$  面方向的充分生长, 如图 4(b)所示。这就是为什么图 3 中使用分层式前驱坯体制备的单畴块材具有更大的  $c$  方向生长扇区。

图 5 分别给出了四个 YBCO 单畴块材 N1、N2、L1、L2 的磁通俘获场三维图, 从图中可以看出, 磁通俘获场均呈现圆锥包络面, 并且只形成一个单峰, 这表明样品均具有良好的磁单畴特征。同时由图 5 可见,

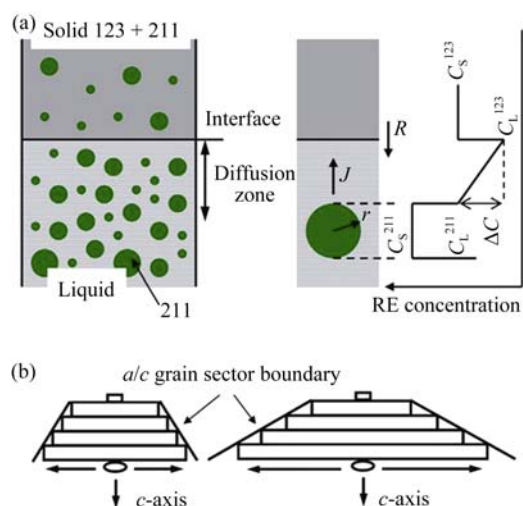


图 4 溶质扩散生长模型(a)和沿  $c$  轴方向成核包晶生长(b)示意图

Fig. 4 Schematic diagram of solute diffusion model (a) and nucleation along the  $c$ -axis (b)

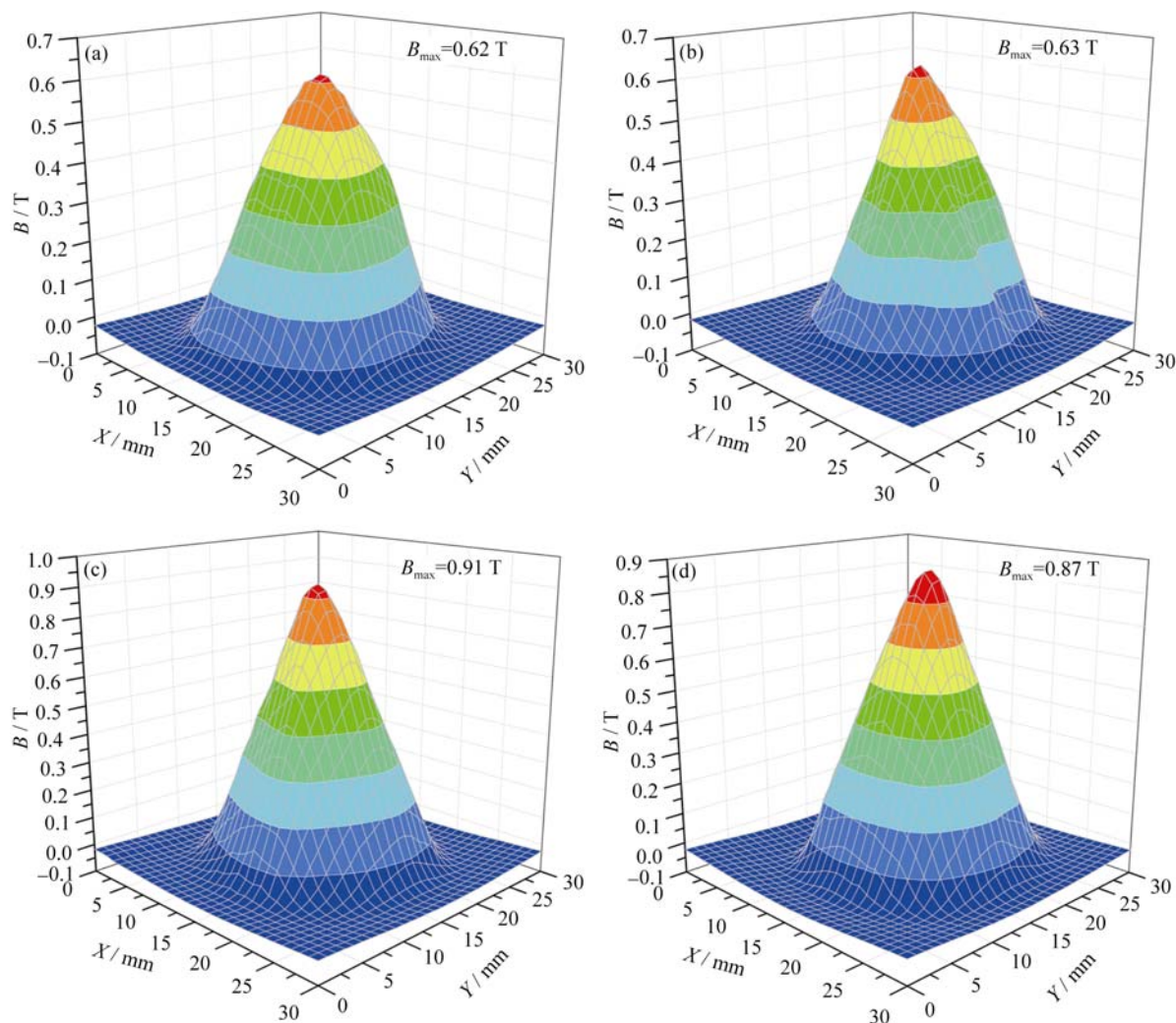


图 5 YBCO 单畴块材样品磁通俘获场三维图

Fig. 5 Trapped field of YBCO in 3D

(a) N1; (b) N2; (c) L1; (d) L2



使用分层式前驱坯体制备的单畴块材在磁通俘获性能方面有显著的提高, 相比于使用常规方法制备的单畴块材至少提高了 40%, 最大值达到了 0.91 T。这一结果表明分层前驱坯体中 Y211 相含量的减少不仅没有限制单畴块材磁通俘获场, 反而比使用常规前驱坯体制备的单畴块材有所提高。

图 6 显示的是四个 YBCO 单畴块材磁通俘获场的二维图, 可以看出使用常规前驱坯体制备的 YBCO 单畴块材 N1、N2 的磁通俘获场呈现近似方形的二维分布, 对称性不佳; 而对于使用分层式前驱坯体制备的 YBCO 单畴块材, 则呈现近似圆形的二维分布, 具有良好的对称性。Diko 等<sup>[36]</sup>的研究表明生长过程中 Y211 相粒子被 Y123 捕获便会形成位错, 这些位错进一步会形成位错墙和亚晶界。方形的二维分布在一定程度上是由于生长前沿 Y211 相粒子的积聚引起的亚晶界和相对高角度的晶界以及 Y211 相粒子的分布不均匀导致的, 进而限制了超导电流环<sup>[33]</sup>。而在分层前驱坯体中, 由于人为地制

造了 Y211 相含量浓度梯度, 减缓了生长过程中生长前沿 Y211 相粒子的积聚, 因此提供了相对平均的 Y211 相粒子的分布, 进而得到均匀的磁通俘获场分布。

为了进一步研究单畴样品中 Y211 相粒子的分布情况, 如图 7 所示, 对两种方式前驱坯体制备的 YBCO 单畴块材切割面的 A、B、C、D 四个不同区域进行微结构的分析和比较。图 8(a)、(b)分别显示了 YBCO 单畴块材 N1 和 L1 切割面四个区域 A、B、C、D 的微结构照片, 图(a)对应 N1, 图(b)对应 L1。通过比较可以看出, 单畴样品 L1 中靠近籽晶 A 区域的 Y211 相粒子的数密度非常小。这是由于分层坯体中液相源相对更加丰富, 减小了熔体的粘度, 进而促进 Y211 相粒子的推出效应<sup>[27]</sup>。同时单畴块材中 Y211 相粒子的数密度和粒径大小随着空间位置不同呈现不同的分布。靠近籽晶, Y211 数密度比较小, 平均粒径也相对较小; 远离籽晶, Y211 的数密度变大, 平均粒径也相对变大。这与文献[26-30]

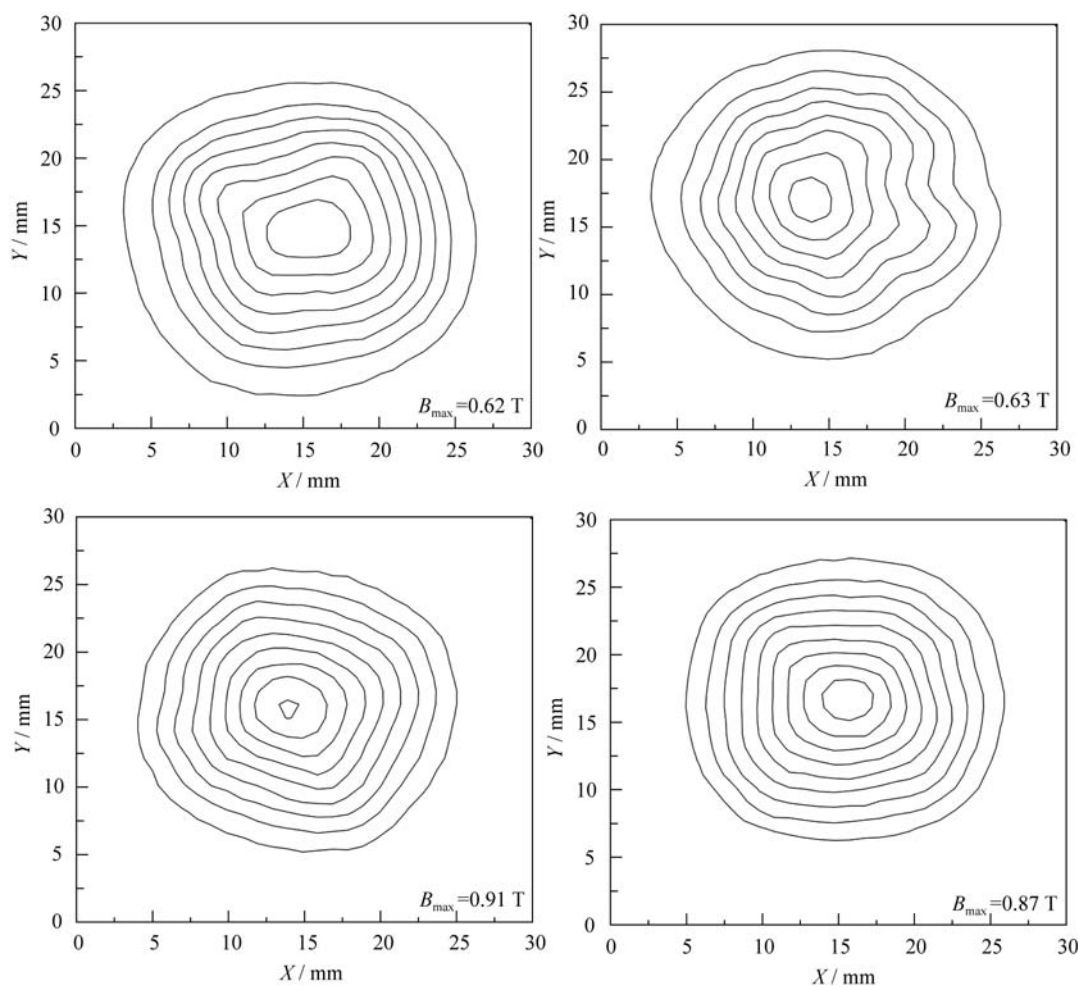


图 6 YBCO 单畴块材样品磁通俘获场二维图

Fig. 6 Trapped field of YBCO in 2D

(a) N1; (b) N2; (c) L1; (d) L2

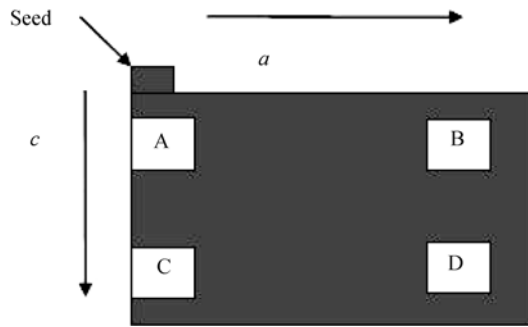


图 7 YBCO 单畴块材切割面示意图

Fig. 7 Schematic diagram of cross section of YBCO

的结果相符合。通过比较可以发现,在相同区域上,L1 中 Y211 相粒子的平均粒径要比 N1 中的小,无明显积聚而成的大尺寸 Y211 相粒子,并且在分布上也更均匀,数密度也相对较大。

根据 RE123 超导体中非超导相粒子(如 RE211)的磁通钉扎机制理论<sup>[37]</sup>,钉扎力密度与 RE211 相粒子数密度以及粒径具有函数关系,即:

$$F_p = \frac{\pi B_c^2 \xi N_p d^2 B^{1/2}}{4 \mu_0 \phi_0^{1/2}} \{1 - (B/B_{c2})\}$$

临界电流密度  $J_c$  为

$$J_c = \frac{F_p}{B} = \frac{\pi B_c^2 \xi N_p d^2}{4 \mu_0 \phi_0^{1/2} B^{1/2}} \{1 - (B/B_{c2})\}$$

即

$$J_c \propto N_p d^2 = \frac{N_p d^3}{d} \propto \frac{V_f}{d}$$

式中  $B_c$  是热力学临界磁场,  $\xi$  是 RE123 超导体的相干长度,  $N_p$  是 RE211 相粒子的数密度,  $d$  是 RE211 相粒子的粒径,  $B$  是超导体内部磁场,  $\phi_0$  是磁通量子,  $V_f$  是 RE211 的体积分数。

从上式可见,临界电流密度  $J_c$  正比于 RE211 体积分数  $V_f$  与粒径  $d$  之比。就此而论,尽管常规样品总体含有更高的 Y211 相含量,更大的 Y211 相体积分数,但 Y211 相粒子的平均粒径更大,分布不均匀。而 Y211 相粒子分布不均匀往往导致 Y123 相的不均匀生长,造成样品中热膨胀系数的差异,产生样品内部热应力,进而导致样品中出现微裂痕<sup>[38]</sup>。同时 Y211 相的积聚而产生的亚晶界也直接限制超导电流环<sup>[33]</sup>。临界电流密度不仅受钉扎中心数目的影响,也会受弱连接的影响,而这弱连接又与晶粒取向和微裂痕有关。强磁通俘获场取决于高临界电流密度,大面积的超导电流环,平行  $c$  轴取向有序的晶体微结构<sup>[39-40]</sup>。对此,我们也将进一步研究新前驱坯体方法对单畴块材面内外织构度的影响。

### 3 结论

本研究对分层式前驱坯体制备的 YBCO 单畴块材微结构和磁通性能进行了研究,并与使用常规前驱坯体制备的 YBCO 单畴块材作了比较。通过研究对比发现,使用分层式前驱坯体制备的 YBCO 单畴块材由于减缓了  $c$  轴方向 Y 离子浓度的饱和,使得  $a$ - $b$  面方向生长得更加充分完全,并且在生长前沿 Y211 相粒子的积聚有了较大程度的减小,较好地抑

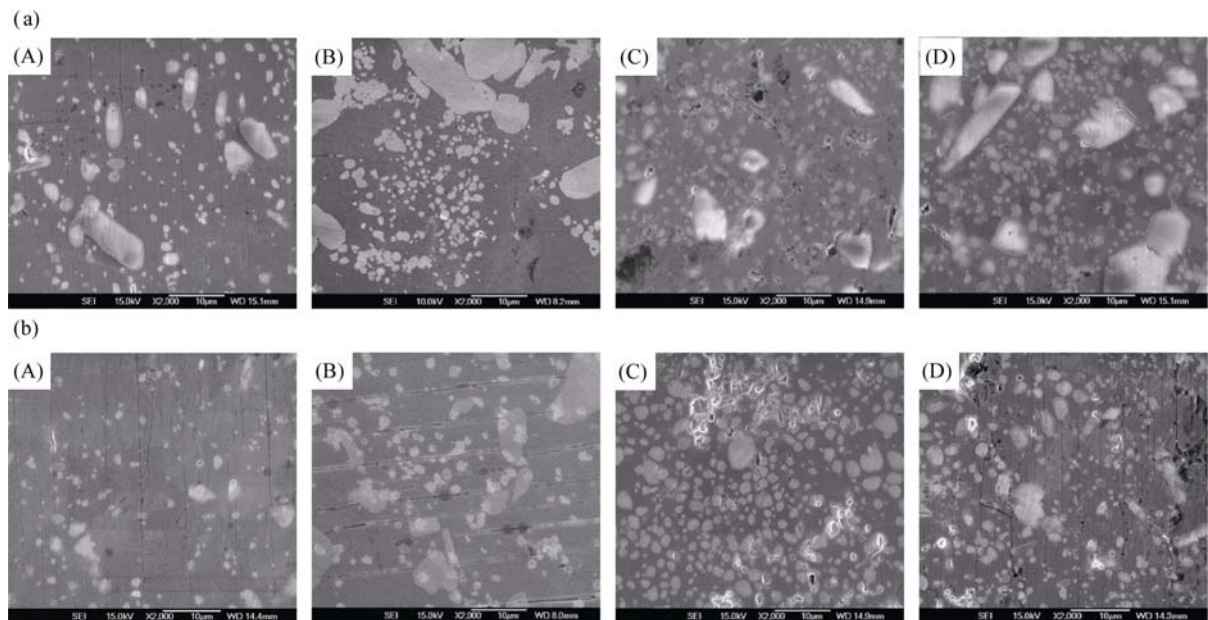


图 8 YBCO 单畴块材 N1(a)和 L1(b)的微结构照片

Fig. 8 Microstructures of (a) N1 and (b) L1 YBCO observed by SEM

制了亚晶界和高角度的晶界形成。同时 Y211 相粒子平均粒径相对减小, 数密度相对变大, 分布也随之相对更均匀, 从而显著提高了材料的磁通俘获性能。

## 参考文献:

- [1] CRUISE R J, VANDENBROUCKE K, LANDY C F, *et al.* Design and evaluation of a high temperature superconducting Maglev system. *Physica C: Superconductivity*, 2000, **341**: 2627–2628.
- [2] TIXADOR P, TEMPE A, GAUTIER-PICARD P, *et al.* Electrical motor with bulk Y-Ba-Cu-O pellets. *Applied Superconductivity, IEEE Transactions On*, 1997, **7**(2): 896–899.
- [3] HULL J R, MURAKAMI M. Applications of bulk high-temperature superconductors. *Proceedings of the IEEE*, 2004, **92**(10): 1705–1718.
- [4] NISHIJIMA N, SAHO N, ASANO K, *et al.* Magnetization method for long high- $T_c$  bulk superconductors used for magnetic separation. *Applied Superconductivity, IEEE Transactions On*, 2003, **13**(2): 1580–1583.
- [5] SALAMA K, SELVAMANICKAM V, GAO L, *et al.* High current density in bulk  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$  superconductor. *Applied Physics Letters*, 1989, **54**(23): 2352–2354.
- [6] CARDWELL D A. Processing and properties of large grain(RE) BCO. *Materials Science and Engineering: B*, 1998, **53**(1): 1–10.
- [7] MURAKAMI M, SAKAI N, HIGUCHI T, *et al.* Melt-processed light rare earth element-Ba-Cu-O. *Supercond. Sci. Technol.*, 1996, **9**: 1015–1032.
- [8] CIMA M J, FLEMINGS M C, FIGUEREDO A M, *et al.* Semisolid solidification of high temperature superconducting oxides. *Journal of Applied Physics*, 1992, **72**(1): 179–190.
- [9] IZUMI T, NAKAMURA Y, SHIOHARA Y. Diffusion solidification model on Y-system superconductors. *Journal of Materials Research*, 1992, **7**(07): 1621–1628.
- [10] ALEXANDER K B, GOYAL A, KROEGER D M, *et al.* Microstructure within domains of melt-processed  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$  superconductors. *Physical Review B*, 1992, **45**(10): 5622–5627.
- [11] MARINEL S, WANG J, MONOT I, *et al.* Top-seeding melt texture growth of single-domain superconducting pellets. *Superconductor Science and Technology*, 1997, **10**(3): 147–155.
- [12] NARIKI S, SEO S J, SAKAI N, *et al.* Influence of the size of Gd211 starting powder on the critical current density of Gd-Ba-Cu-O bulk superconductor. *Superconductor Science and Technology*, 2000, **13**(6): 778–784.
- [13] XU C, HU A, SAKAI N, *et al.* Effect of  $\text{BaO}_2$  and fine  $\text{Gd}_2\text{BaCuO}_{7-\delta}$  addition on the superconducting properties of air-processed  $\text{GdBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ . *Superconductor Science and Technology*, 2005, **18**(3): 229–233.
- [14] MESLIN S, IIDA K, BABU N H, *et al.* The effect of Y-211 precursor particle size on the microstructure and properties of Y-Ba-Cu-O bulk superconductors fabricated by seeded infiltration and growth. *Superconductor Science and Technology*, 2006, **19**(8): 711–718.
- [15] MAHMOOD A, CHU Y S, SUNG T H. Enhancement of critical current density of liquid-infiltration-processed Y-Ba-Cu-O bulk superconductors using milled  $\text{Y}_2\text{BaCuO}_5$  powder. *Superconductor Science and Technology*, 2012, **25**(4): 045008–045014.
- [16] IZUMI T, NAKAMURA Y, SHIOHARA Y. Doping effects on coarsening of  $\text{Y}_2\text{BaCuO}_5$  phase in liquid. *Journal of Materials Research*, 1993, **8**(06): 1240–1246.
- [17] PINOL S, SANDIUMENGE F, MARTINEZ B, *et al.* Enhanced critical currents by  $\text{CeO}_2$  additions in directionally solidified  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ . *Applied Physics Letters*, 1994, **65**(11): 1448–1450.
- [18] FUCHS G, SCHÄTZLE P, KRABBES G, *et al.* Trapped magnetic fields larger than 14 T in bulk  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ . *Applied Physics Letters*, 2000, **76**(15): 2107–2109.
- [19] OKA A, KOYAMA S, IZUMI T, *et al.* Effect of heat treatment on  $J_c$ - $H$  curve for  $\text{YB}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$  single crystal. *Physica C: Superconductivity*, 1999, **322**(1): 65–72.
- [20] BABU N H, IIDA K, SHI Y, *et al.*  $\text{YB}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}/\text{Y}_2\text{Ba}_4\text{CuMO}_y$  single grain nanocomposite superconductors with high critical current densities. *Superconductor Science and Technology*, 2006, **19**(7): S461–S465.
- [21] CIVALE L, MARWICK A D, WORTHINGTON T K, *et al.* Vortex confinement by columnar defects in  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$  crystals: enhanced pinning at high fields and temperatures. *Physical Review Letters*, 1991, **67**(5): 648–651.
- [22] LEBLOND-HARNOIS C, MONOT-LAFFEZ I, DESGARDIN G. Study of tin+ cerium doping in YBCO bulk top seeded pellets. *Physica C: Superconductivity*, 2000, **340**(4): 299–307.
- [23] MURAKAMI M. Melt processing of YBaCuO superconductors and critical currents. *Modern Physics Letters B*, 1990, **4**(03): 163–179.
- [24] MURAKAMI M, YAMAGUCHI K, FUJIMOTO H, *et al.* Flux pinning by non-superconducting inclusions in melt-processed YBaCuO superconductors. *Cryogenics*, 1992, **32**(11): 930–935.
- [25] LEE D F, SELVAMANICKAM V, SALAMA K. Influences of  $\text{Y}_2\text{BaCuO}_5$  particle size and content on the transport critical current density of  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$  superconductor. *Physica C: Superconductivity*, 1992, **202**(1): 83–96.
- [26] CHOW J C L, LO W, LEUNG H T, *et al.* Processing,  $\text{Y}_2\text{BaCuO}_5$  distribution and critical current density in large grain Pt-doped YBCO. *Materials Science and Engineering: B*, 1998, **53**(1): 79–85.
- [27] ENDO A, CHAUHAN H S, EGI T, *et al.* Macrosegregation of  $\text{Y}_2\text{BaCuO}_5$  particles in  $\text{YB}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$  crystals grown by an undercooling method. *Journal of Materials Research*, 1996, **11**(4): 795–803.

- [28] ENDO A, CHAUHAN H S, SHIOHARA Y. Entrapment of  $\text{Y}_2\text{BaCuO}_5$  particles in melt-textured  $\text{YB}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$  crystals and its effect on  $J_c$  properties. *Physica C: Superconductivity*, 1996, **273**(1): 107–119.
- [29] DELAMARE M P, WALTER H, BRINGMANN B, *et al.* Macro-segregation of  $\text{Y}_2\text{BaCuO}_5$  particles in top-seeded melt textured monoliths. *Physica C: Superconductivity*, 1999, **323**(3): 107–114.
- [30] DIKO P, TODT V R, MILLER D J, *et al.* Subgrain formation, 211 particle segregation and high-angle  $90^\circ$  boundaries in melt-grown  $\text{YBaCuO}$ . *Physica C: Superconductivity*, 1997, **278**(3): 192–200.
- [31] IZUMI T, NAKAMURA Y, SHIOHARA Y. Crystal growth mechanism of  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$  superconductors with peritectic reaction. *Journal of Crystal Growth*, 1993, **128**(1): 757–761.
- [32] SHIOHARA Y, ENDO A. Crystal growth of bulk high- $T_c$  superconducting oxide materials. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 1997, **19**(1): 1–86.
- [33] ZHOU D, HARA S, LI B, *et al.* Significant improvement of trapped flux in bulk Gd-Ba-Cu-O grains fabricated by a modified top-seeded melt growth process. *Superconductor Science and Technology*, 2013, **26**(1): 015003–015011.
- [34] ZHAI W, SHI Y H, DURRELL J H, *et al.* The processing and properties of single grain Y-Ba-Cu-O fabricated from graded precursor powders. *Superconductor Science and Technology*, 2013, **26**(12): 125021–125031.
- [35] Xu K X, Wu X, Qiu J. Observations of the influence of Y-211 inclusions on melt textured growth of single domain  $\text{YBaCuO}$ . *Superconductor Science and Technology*, 2007, **20**(10): 969–973.
- [36] DIKO P. Growth-related microstructure of melt-grown  $\text{REBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$  bulk superconductors. *Superconductor Science and Technology*, 2000, **13**(8): 1202–1213.
- [37] MURAKAMI M, GOTOH S, FUJIMOTO H, *et al.* Flux pinning and critical currents in melt processed  $\text{YBaCuO}$  superconductors. *Superconductor Science and Technology*, 1991, **4**(1S): S43–S50.
- [38] CLOOTS R, KOUTZAROVA T, MATHIEU J P, *et al.* From RE-211 to RE-123. How to control the final microstructure of superconducting single-domains. *Superconductor Science and Technology*, 2005, **18**(3): R9–R23.
- [39] SALAMA K, SELVAMANICKAM V, GAO L, *et al.* High current density in bulk  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$  superconductor. *Applied Physics Letters*, 1989, **54**(23): 2352–2354.
- [40] YANG W M, ZHOU L, FENG Y, *et al.* The grain-alignment and its effect on the levitation force of melt processed YBCO single-domained bulk superconductors. *Physica C: Superconductivity*, 1998, **307**(3): 271–276.