

# 微纳 Gd211 先驱粒子的控制对单畴 GdBCO 超导块材磁悬浮力的影响

渊小春<sup>1,2</sup>, 杨万民<sup>1</sup>

(1. 陕西师范大学, 陕西 西安 710062)

(2. 西安科技大学, 陕西 西安 710054)

**摘要:** 通过控制 Gd211 固相块烧结温度的方法, 获得了系列具有不同显微组织结构的 Gd211 先驱固相块; 在此基础上, 采用顶部籽晶熔渗生长法, 制备了系列单畴 GdBCO 超导块材。并对其熔渗生长前后宏观形貌、显微组织结构以及单畴 GdBCO 超导块材的磁悬浮力进行了研究。结果表明, 只有当先驱固相块的微观结构满足: Gd211 粒子均为球状或椭球状颗粒、平均粒径较小、气孔率适中的条件时, 单畴 GdBCO 超导块材中的 Gd211 粒子平均粒径最小, 样品的磁悬浮力最大 (约 38.7 N, 样品直径 20 mm, 测试温度 77 K, 永磁体直径 20 mm, 表面磁场 0.5 T)。

**关键词:** Gd211 固相块; 单畴 GdBCO 超导块材; 显微组织结构; 磁悬浮力

**中图分类号:** TM26

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2018)05-1613-07

单畴稀土钡铜氧高温超导块材(REBCO, 其中 RE 为稀土元素, 如 Yb、Y、Gd、Sm、Nd 等)具有较高的临界温度和临界电流密度以及良好的自稳定磁悬浮特性, 是一种很有发展潜力的高技术材料。在超导磁悬浮轴承、储能飞轮以及超导电机和发电机等研制方面具有良好的应用前景<sup>[1-4]</sup>。而 GdBCO 超导块材是高温超导材料家族中性能最好并有可能尽早投入实际应用的材料之一<sup>[5]</sup>。

在制备单畴 GdBCO 超导块材的过程中, 顶部籽晶熔渗生长方法(top seeded and infiltration growth, TSIG)可以有效地解决传统熔融组织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、RE<sub>2</sub>BaCuO<sub>5</sub>(RE211)粒子的局部偏析等<sup>[6-8]</sup>, 受到了越来越多研究者的关注。采用 TSIG 方法制备单畴 GdBCO 超导块材时, 需压制 Gd211 固相块、富钡铜液相块、支撑块, 并按顺序叠放在一起置于高温晶体生长炉内生长。在高温状态下, 液相块发生熔化分解, 渗透到 Gd211 固相块中, 并在籽晶的作用下生成单畴 GdBa<sub>2</sub>Cu<sub>3</sub>O<sub>y</sub>(GdBCO)晶体。

已有研究表明, 固相块的致密度能够直接影响单畴 REBCO 块材的超导性能。如海德拉巴大学的 Seshubai 小组发明的预成块优化的熔渗生长工艺 (preform optimized infiltration-growth process,

POIGP)<sup>[9]</sup>, 使用尺寸在 400~1000 nm 的 Y211 前驱粉, 在很高的成形压力(300~540 MPa)下压制 Y211 固相块。其研究表明, 460 MPa 为最佳的成形压力, 所制备的样品表现出较高的临界电流密度。韩国的 Kim 小组在 TSIG 方法中对 Y211 固相块进行烧结处理<sup>[10]</sup>, 结论是 1200 °C 烧结的 Y211 固相块的密度最大(6.59 g/cm<sup>3</sup>), 对应的样品中的气孔最少, 性能最好。可以看出, 这两小组的研究结果都说明了固相块的致密度对最终生成的超导块材性能有影响, 但两者的结果并不一致。Kim 小组的结果表明, Y211 固相块的密度越高, YBCO 超导块材的性能越好; 而 Seshubai 小组的结果表明, Y211 固相块的密度太高, 则不利于提高 YBCO 超导块材的性能。那么, 先驱固相块的密度究竟多大才能有利于提高 REBCO 超导块材的性能? 然而, 即使解决了这个问题, 也无法从本质上对如何提高 REBCO 超导块材的性能提供科学的依据。因为, 这只是一个表观的参数, 并不能真正反映先驱固相块内部 RE211 粒子的本质特性, 如 RE211 粒子的大小、粒径分布规律、及其形成的网状显微组织结构等。因此, 仅仅通过改变固相块致密度的方法, 是无法从本质上揭示从先驱固相块到单畴 REBCO 超导块材生长过程中样品显微结构的演化机制及其对超导性能的影响。而这些科学问题的解决对进一步改善和提高样品

收稿日期: 2017-05-18

基金项目: 国家自然科学基金(51572164, 51342001); 教育部科学技术研究重大项目(311033); 高等学校博士学科点专项科研基金(20120202110003); 陕西省重点科技创新团队项目(2014KTC-18); 中央高校基本科研业务费专项资金 (GK201101001, GK201305014)

作者简介: 渊小春, 女, 1971 年生, 副教授, 陕西师范大学物理与信息技术学院, 陕西 西安 710062, E-mail: yuanxiao\_chun@126.com

的超导性能具有重要的指导意义，目前尚未见该方面研究的报道。

因此，本实验通过固态反应法制备出系列具有不同密度、不同平均粒径、不同网状显微组织结构的 Gd211 先驱固相块；在此基础上，通过顶部籽晶熔渗生长法，制备系列单畴 GdBCO 超导块材，并结合 Gd211 先驱固相块的显微组织结构，对 GdBCO 块材的宏观形貌和显微组织结构进行了观察和分析；通过三维磁力测量装置对所制备 GdBCO 超导样品的磁悬浮力进行测量分析。

## 1 实验

本实验以 Gd211 为固相源，以  $Y_2O_3$ 、CuO、BaCuO<sub>2</sub> (011)混合物作为液相源，采用顶部籽晶熔渗生长方法制备系列 GdBCO 单畴块材。

取 Gd<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、BaCO<sub>3</sub>、CuO 按 1:1:1 的摩尔比进行称量，经球磨机球磨 3~4 h 混合均匀后，放入高温箱式炉内，在 910 °C 保温烧结 24 h。经过 3 次烧结 4 次球磨后可得到经 XRD 分析的纯 Gd211 绿色粉体，作为固相源粉。取 12 g 固相源粉体，利用合金钢模具压制成直径为 20 mm 的圆柱形坯体。将压好的坯体在不同温度(900, 950, 975, 1000, 1100, 1200 °C)下烧结 6 h，作为先驱固相块备用。

按照摩尔比为  $Y_2O_3$ : CuO: BaCuO<sub>2</sub>(011)=1:6:10 取  $Y_2O_3$ 、CuO、(011)粉进行称量，并混合均匀，作为液相先驱粉体<sup>[1]</sup>。取 20 g 液相先驱粉体利用合金钢模具压制成直径为 30 mm 的液相源块备用。最后，取一定量的  $Y_2O_3$  或  $Yb_2O_3$  压制成直径为 30 mm 的支撑块备用。

在 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 垫片上自下而上依次放置 MgO 单晶块、支撑块、液相源块、先驱固相块、钕钡铜氧籽晶，钕钡铜氧籽晶置于先驱固相块上表面正中心，并使其 ab 面平行于样品的表面，形成初始坯体。这种液相源块大于先驱固相块的装配方式，可以提高液相源块的支撑能力，从而提高样品制备过程的稳定性<sup>[12]</sup>。将装配好的坯体放入炉中，以每小时 120 °C 的升温速率升温至 920 °C，再以每小时 60 °C 的升温速率升温至 1060 °C，保温 1 h；以每小时 60 °C 的降温速率降温至 1 040 °C，以每小时 0.3 °C 的降温速率慢冷至 1 015 °C；随炉自然冷却至室温，得到单畴 GdBCO 块材。将 GdBCO 块材置入渗氧炉中，在流通氧气气氛中，450~350 °C 的温区内慢冷 200 h，得到单畴 GdBCO 超导样品。其中，样品 S1 对应的先驱固相块未烧结，样品 S2、S3、S4、S5、S6、S7 对应的先驱固相块分别是在 900, 950, 975, 1000, 1100, 1200 °C 烧结过 6 h 的 Gd211 固相块。

为了研究不同显微组织结构的 Gd211 先驱固相块

与最终 GdBCO 超导样品显微结构的关系及样品结构对样品性能的影响，使用本实验室自行研制的磁悬浮力测试装置<sup>[13]</sup>测量样品的磁悬浮力，用扫描电镜(SEM)观察和分析样品的显微结构。

## 2 结果与讨论

### 2.1 Gd211 先驱固相块的宏观形貌及密度

图 1 是不同温度烧结的 Gd211 先驱固相块的照片。从左到右依次为：未烧结(坯体)，900, 950, 975, 1000, 1100, 1200 °C 烧结的 Gd211 先驱固相块。可看出，900、950 °C 烧结的先驱固相块，大小和颜色未有显著变化，但烧结温度高于 975 °C 时，先驱固相块直径明显变小，颜色变深。

图 2 是不同温度烧结 Gd211 先驱固相块的密度及气孔率。可以看出，烧结温度越高，所得先驱固相块的密度越大。未烧结的 Gd211 块，密度是 4.55 g/cm<sup>3</sup>，经 900, 950, 975, 1000, 1100, 1200 °C 烧结后，密度分别为：4.65, 4.86, 5.51, 6.16, 6.41、6.76 g/cm<sup>3</sup>。由上述先驱固相块的密度及 Gd211 理论密度(7.76 g/cm<sup>3</sup>)可算出先驱固相块中的气孔率由未烧结的 41%，依次降低为：40%，37%，29%，21%，17%，13%。

### 2.2 Gd211 先驱固相块的显微组织结构

图 3 是不同温度烧结 Gd211 先驱固相块的 SEM 照片。可以看出，在未烧结的 Gd211 固相块中，有较多凝絮状或带棱角且形状不规则的亚微米级 Gd211 粒

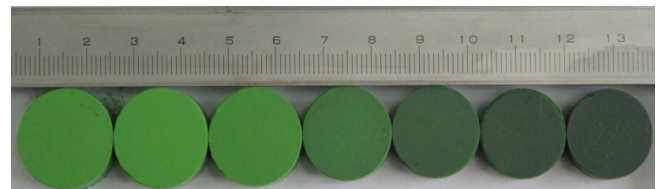


图1 Gd211先驱固相块

Fig.1 Pre-forms of Gd211

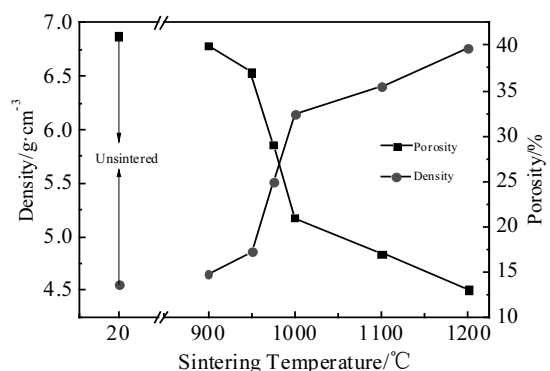


图2 Gd211先驱固相块的密度及气孔率

Fig.2 Density and porosity of the Gd211 pre-forms

子(图 3a), 粒子之间的间隙较大, 致密度较小 ( $4.55 \text{ g/cm}^3$ )。和未烧结的 Gd211 固相块相比较, 经 900 和 950 °C 烧结的先驱固相块中(图 3b、3c), Gd211 粒子的大小总体上没有明显的变化; 但经过固态反应后, 样品中原有的亚微米级不规则小粒子已明显减少, 甚至消失, 并生长成了表面比较光滑的球状或椭球状 Gd211 粒子; 在 950 °C 烧结的先驱固相块中, 相邻的 Gd211 粒子已生长在一起, 并连接成了网状结构, 粒子间隙变小, 密度也略有增加(从 900 °C 的  $4.65 \text{ g/cm}^3$  增加到  $4.86 \text{ g/cm}^3$ )。随着烧结温度的继续升高, 先驱固相块中 Gd211 粒子呈明显长大的趋势, 甚至出现  $10 \mu\text{m}$  以上的椭球状或棒状 Gd211 粒子; 先驱固相块中生成了许多由 Gd211 粒子构成的粒子群, 粒子群中的 Gd211 粒子彼此紧密无间隙地连接在一起, 接触面呈增加的趋势; 这些不规则的 Gd211 粒子群在进一步长大的过程中, 又相互搭接生成了复杂的网状 Gd211 粒子结构, 网状结构中的气孔率呈减小的趋势, 先驱固相块的密度呈增加的趋势。

通过分析软件(Nano Measurer 1.2)分析了不同先驱块中 Gd211 粒子的粒度变化规律。结果发现, 粒径小于等于  $1 \mu\text{m}$  的 Gd211 粒子所占的含量从 900 °C 烧结的 40% 减少到 950 °C 的 20%, 烧结温度  $T \geq 975 \text{ }^\circ\text{C}$  时, 粒径小于等于  $1 \mu\text{m}$  的 Gd211 粒子所占的含量不到 5% 且温度越高比例越小。而粒径在  $4 \mu\text{m}$  以上的较大的 Gd211 粒子, 在 900, 950 °C 烧结的先驱固相块中不到 1%, 但在 975, 1000, 1100, 1200 °C 烧结的先驱固相块中分别增加到 6%, 16%, 23%, 29%。平均粒径从 900 °C 烧结的  $1.23 \mu\text{m}$  分别增加到了 950,

975, 1000, 1100, 1200 °C 的 1.51, 2.39, 2.78, 3.12,  $3.46 \mu\text{m}$ 。未烧结的 Gd211 固相块中小于  $1 \mu\text{m}$  的粒子比 900 °C 烧结的先驱块中多, 但较大粒子的数目、粒径较 900 °C 烧结的未有明显区别。

这些结果表明, 先驱固相块中 Gd211 粒子的密度、大小、粒径分布规律及其形成的网状显微组织结构等与其烧结温度密切相关。烧结温度较低时 ( $T \leq 950 \text{ }^\circ\text{C}$ ), Gd211 晶粒的生长驱动力小, 晶粒生长速率低。因此, 所得先驱固相块中的 Gd211 粒子的粒径变化不大, 气孔较多; 但对于较小且形状不规则的粒子而言, 即使在烧结温度较低的情况下, 由于其颗粒表面活性高, 易分解扩散, 从而生长成球状或椭球状的粒子。而分解出来的离子则会扩散到附近的 Gd211 粒子表面, 促进相应 Gd211 粒子变形或长大。这与图 3b、图 3c 相一致。当烧结温度较高 ( $T > 950 \text{ }^\circ\text{C}$ ) 时, Gd211 晶粒的生长驱动力较大, 晶粒生长速率加快, 晶界移动速率加快, 晶粒接触面增加, 间隙收缩, 气孔率减少。因此, 随着烧结温度的升高, Gd211 先驱固相块中 Gd211 粒子的平均粒径逐渐增大, 粒子之间的间隙逐渐减小, 气孔率降低。这与图 3 的结果相一致。

### 2.3 Gd211 先驱固相块的显微组织结构对 GdBCO 样品表面形貌的影响

用未烧结的 Gd211 先驱固相块及前面所获得的 Gd211 先驱固相块分别作为固相源块, 采用顶部籽晶熔渗生长方法, 制备了系列单畴 GdBCO 超导块材, 其宏观形貌见图 4。样品上表面均具有明显的十字花纹, 并以籽晶为中心生成 4 个对称的扇区、且无自发成核现象, 展现出典型的单畴形貌<sup>[4]</sup>。但样品的直径稍有不同, 具体见表 1。

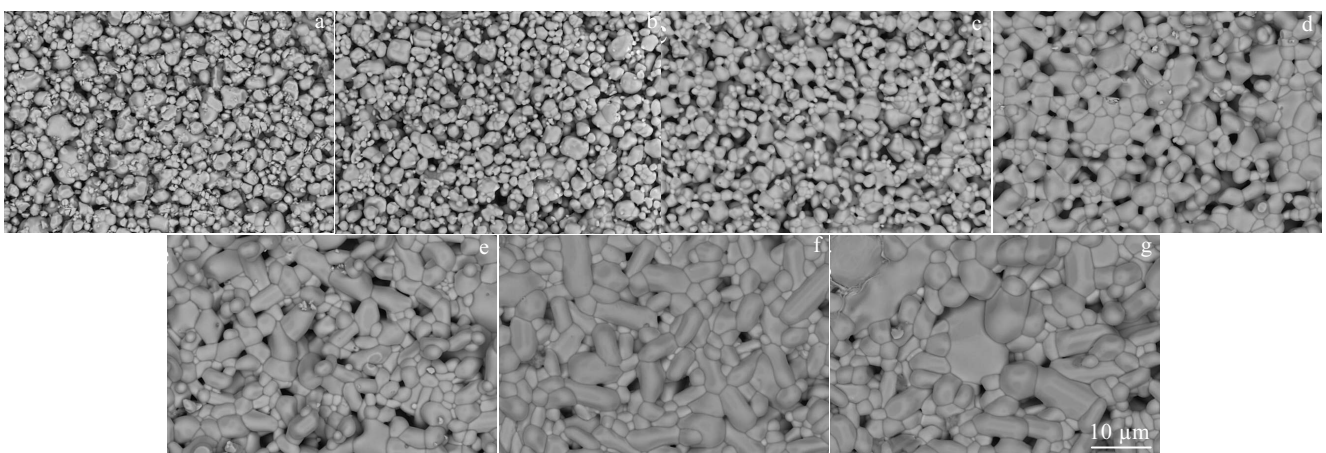


图 3 Gd211 先驱固相块的 SEM 照片

Fig.3 SEM images of the Gd211 pre-forms: (a) as-compact, sintering at 900 °C (b), 950 °C (c), 975 °C (d), 1000 °C (e), 1100 °C (f), and 1200 °C (g)

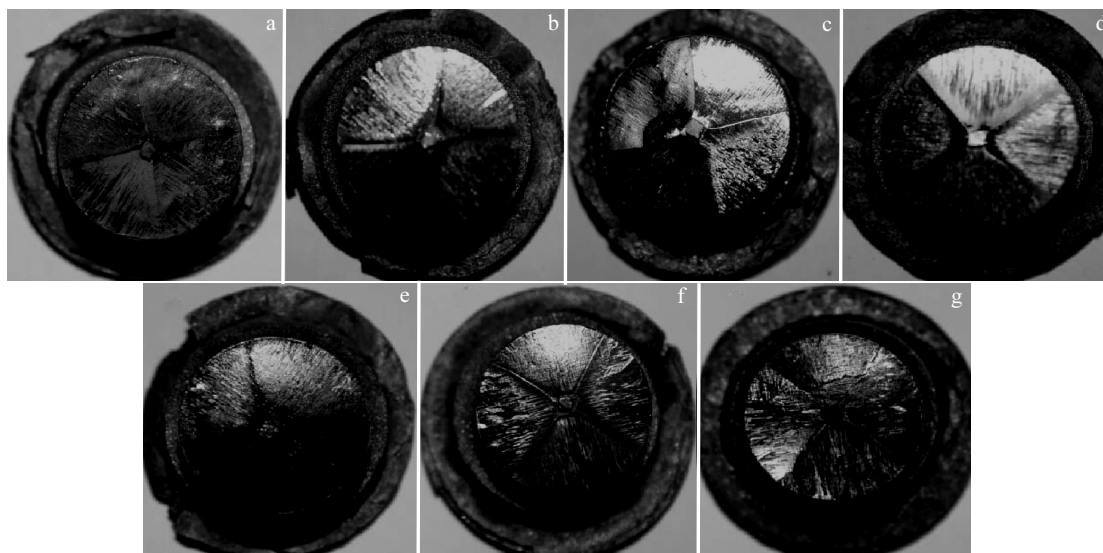


图 4 GdBCO 样品的形貌图

Fig.4 Morphologies of the GdBCO samples: (a) S1, (b) S2, (c) S3, (d) S4, (e) S5, (f) S6, and (g) S7

由表 1 可以看出, 随 Gd211 先驱固相块直径的减小, 单畴 GdBCO 样品的直径呈先增大后减小的趋势, 样品 S3 的直径最大(20.80 mm)。这是因为, 在直径较大的 Gd211 先驱固相块中, 虽然 Gd211 粒子的平均粒径较小, 但由于 Gd211 粒子之间的间隙较大, 块中的气孔率较高。因此, 液相能够较好地熔渗到 Gd211 先驱固相块中, 并不会使其产生较大的膨胀。因此, Gd211 先驱固相块的直径较大、密度较小时, 最终生成单畴 GdBCO 样品的直径增加很小。如未烧结的 Gd211 先驱固相块的直径最大为 20.1 mm, 而生成单畴 GdBCO 样品 S1 的直径为 20.28 mm。随着 Gd211 先驱固相块直径的减小和密度的增大(见图 2), 先驱固相块中 Gd211 粒子间的间隙减小(见图 3), 先驱固相块中的气孔率逐渐降低, 形成了有利于液相上渗到 Gd211 先驱固相块的毛细作用, 使最终生长的 GdBCO 样品直径逐渐增加。如当 Gd211 先驱固相块的直径从 20.1 mm 减小到 19.7 mm 时, 单畴 GdBCO 样品的直径则从 S1 样品的 20.28 mm 增大到 S3 样品的 20.80 mm(见表 1)。但随着 Gd211 先驱固相块直径的进一步减小和密度的进一步增大, 先驱固相块中 Gd211 粒子的粒径越来越大, 粒子间的接触面越来越大, 气孔率越来越低, 致使 Gd211 先驱固相块中能够使液相上渗的通道、以及能够容纳液相的空间间隙越来越少, 从而导致了最终生长的 GdBCO 样品直径逐渐减小。如当 Gd211 先驱固相块的直径从 19.7 mm 减小到 17.6 mm 时, 最终生成单畴 GdBCO 样品的直径则从 S3 样品的 20.8 mm 减小到 S7 样品的 19.0 mm(见表 1)。相对于其它样品而言, 样品 S3 对应的先驱固相

块具有间隙合适的网状结构, 既有较好的液相上渗的通道, 又有能够容纳液相的空间间隙, 使得液相上渗效果最好, 故所制备的 GdBCO 样品 S3 的直径最大。

#### 2.4 GdBCO 样品的磁悬浮力

图 5 是本实验所制备的 GdBCO 超导样品在 77 K、零冷场条件下的磁悬浮力曲线, 内插图是样品的磁悬浮力密度与其相应先驱固相块烧结温度的关系图。测试用的 NdFeB 永磁体直径为 20 mm、表面最大磁场约 0.5 T, 永磁体与超导块材之间的最小距离为 0.5 mm。由图 5 可知, 样品 S1 到 S7 的磁悬浮力及力密度呈现出先增大后减小的变化规律, 样品 S3 的磁悬浮力及力密度均达到最大值(38.7 N、11.4 N/cm<sup>2</sup>)。

#### 2.5 Gd211 先驱固相块的显微组织结构对 GdBCO 样品微观形貌的影响

图 6 是采用不同 Gd211 先驱固相块制备的 GdBCO 样品放大倍数较大的 SEM 照片。由图 3 和图 6 可知, 随着先驱固相块中 Gd211 粒子平均粒径的逐渐增大,

表 1 Gd211 先驱固相块及对应 GdBCO 样品的直径

Table 1 Diameters of Gd211 pre-forms and corresponding GdBCO samples

Samples	Diameter of the pre-forms/mm	Diameter of the GdBCO samples/mm
S1	20.10	20.28
S2	20.00	20.30
S3	19.70	20.80
S4	18.82	20.62
S5	18.20	20.30
S6	17.90	19.70
S7	17.60	19.00

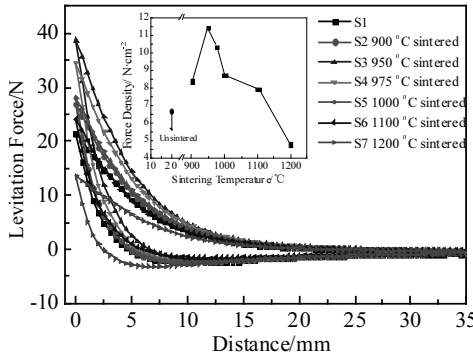


图 5 GdBCO 样品的磁悬浮力曲线

Fig.5 Levitation force curves of the GdBCO samples

GdBCO 样品中 Gd211 粒子的平均粒径呈先减小后增大的趋势。

许多实验结果表明，先驱固相块中的 RE211 粒子越小，REBCO 样品中的 RE211 粒子也越小，先驱固相块中的 RE211 粒子越大，REBCO 样品中的 RE211 粒子也越大<sup>[15,16]</sup>；这与样品 S3 到样品 S7 的情况一致。但是，样品 S1、S2、S3 的情况则完全不同，在 Gd211 先驱固相块中并没有特别大的 Gd211 粒子(大于 5 μm)，但样品 S1 和 S2 中均出现了 20 μm 以上的 Gd211 粒子，这是一种新现象，以前尚未见到相关报道。在仔细分析相应 Gd211 先驱固相块显微结构的基础上，发现导致这一新现象的原因在于：熔渗生长前固相块中有许多形状不规则的小 Gd211 粒子(见 3a)；Gd211 粒子的粒径越小，形状越不规则，其表面能就越大，活性就越高；在高温状态下，这种 Gd211 粒子就易熔化分解，向熔液中提供 Gd<sup>3+</sup>离子；在浓度差的驱动下，Gd<sup>3+</sup>离子就会从较小的 Gd211 粒子向熔液和

较大的 Gd211 粒子扩散，从而促进较大 Gd211 粒子的进一步长大，较小的 Gd211 粒子进一步熔化分解、甚至消失。这样就在样品 S1 中生成了许多较大的 Gd211 粒子(见图 6a)。随着熔渗生长前 Gd211 先驱固相块中形状不规则的小粒子的减少(见图 3b)，自然也就导致了样品 S2 中较大 Gd211 粒子的减少(见图 6b)。而与样品 S3 相应的先驱固相块中已无形状不规则的小 Gd211 粒子(见图 3c)，故在样品 S3 中已无较大的 Gd211 粒子，只有均匀分布的较小的 Gd211 粒子(见图 6c)。

图 7 是采用不同 Gd211 先驱固相块制备的 GdBCO 样品放大倍数较小的 SEM 照片。由图 3 和图 7 可知，随着先驱固相块中气孔率的逐渐减小，GdBCO 样品中气孔也越少。烧结温度越高，先驱固相块的气孔率越低，制备的 GdBCO 样品中气孔越少。这与 Kim 小组的实验结果一致<sup>[10]</sup>。

GdBCO 超导样品的磁悬浮力密度呈现出先增大后减小的变化趋势是由样品的显微组织结构决定的。样品 S1 中，有 20 μm 以上的 Gd211 粒子(见图 6a)和较多的气孔(图 7a)。因此，该样品的磁通钉扎能力弱，故其磁悬浮力密度较小(6.6 N/cm<sup>2</sup>)。这与图 5 中磁悬浮力测试结果相吻合。

相对于 S1 样品而言，S3 样品中的气孔较少，大的 Gd211 粒子数目也少，但小 Gd211 粒子数目却有所增加，从而提高了样品的磁通钉扎能力和磁悬浮力密度(从 6.6 N/cm<sup>2</sup>增大到 11.4 N/cm<sup>2</sup>)。这与图 5 中磁悬浮力测试结果相一致。从 S4 到 S6，GdBCO 超导样品中的 Gd211 粒子逐渐变大、变密(见图 6)，Gd211 粒子的密度越来越高，样品中的超导相含量越来越少；虽然这种情况下样品中气孔已明显减少(图 7)，但无法抵

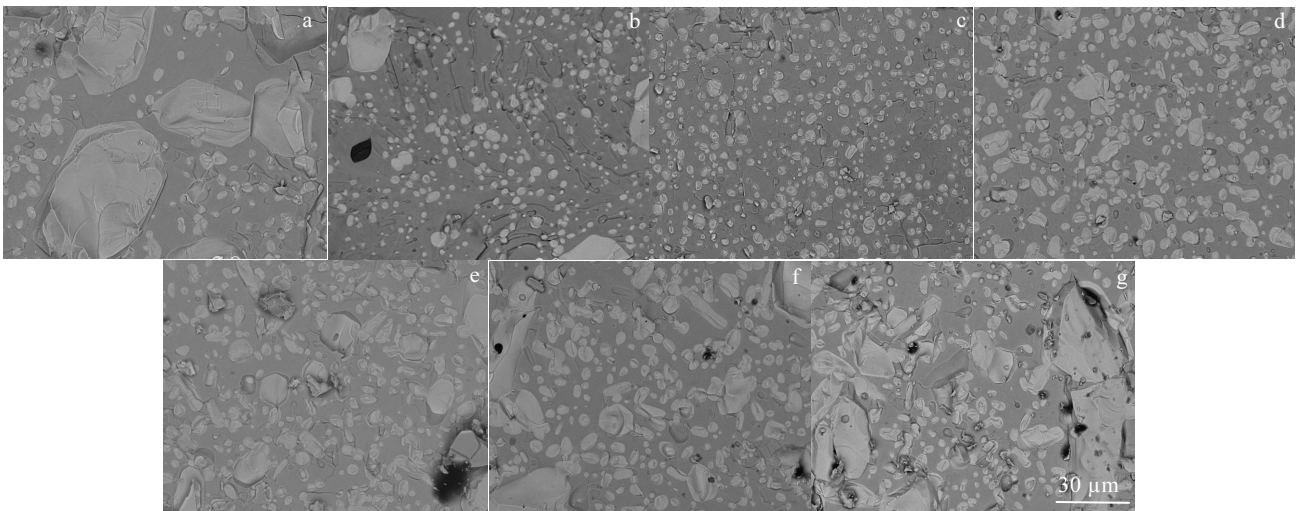


图 6 GdBCO 样品的高倍 SEM 照片

Fig.6 High magnification SEM images of the GdBCO samples: (a) S1, (b) S2, (c) S3, (d) S4, (e) S5, (f) S6, and (g) S7

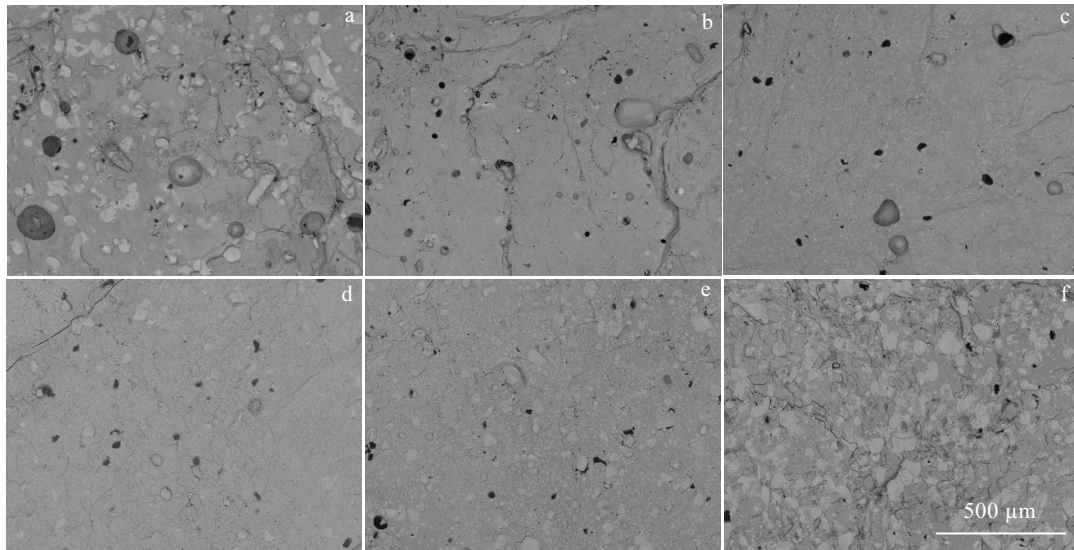


图 7 GdBCO 样品的 SEM 照片

Fig.7 SEM images of the GdBCO samples: (a) S1, (b) S2, (c) S3, (d) S4, (e) S5, (f) S6

消因样品中 Gd123 超导相的减少及 Gd211 粒子变大对样品性能的影响。因此, 样品的磁悬浮力密度逐渐减小(从  $10.3 \text{ N/cm}^2$  减小到  $4.8 \text{ N/cm}^2$ )。这与图 5 中的磁悬浮力测试结果相一致。样品 S3 中的 Gd211 粒子粒径最小、且分布均匀(见图 6c), 同时样品中的气孔也不多, 故样品磁悬浮力密度( $11.4 \text{ N/cm}^2$ )最大。这与图 5 的实验结果相吻合。

这些事实均表明, 先驱固相块的显微组织结构可直接影响最终 GdBCO 超导样品的显微组织结构和超导性能。在此基础上, 作者认为有利于提高超导样品性能的先驱固相块应满足以下几个特点: Gd211 粒子均为球状或椭球状颗粒, 且平均粒径较小, 在  $1\sim 2 \mu\text{m}$ ; Gd211 粒子的粒度分布合适, 气孔率在 30% 左右。

### 3 结 论

1) 随着烧结温度的升高, 先驱固相块中亚微米级形状不规则的 Gd211 粒子快速减少、并形成球状或椭球状粒子; 而微米尺度的 Gd211 粒子表面则逐渐趋于光滑、并形成椭球状或棒状粒子。

2) 烧结温度越高, 先驱固相块中 Gd211 粒子的平均粒径越大, 气孔率越低。

3) 只有当先驱固相块满足: Gd211 粒子均为球状或椭球状颗粒且平均粒径较小、气孔率适中的条件时, 单畴 GdBCO 超导块材中的 Gd211 粒子平均粒径最小, 样品的磁通钉扎力和磁悬浮力最大约  $38.7 \text{ N}$ (样品直径  $20 \text{ mm}$ , 测试温度  $77 \text{ K}$ , 永磁体直径  $20 \text{ mm}$ , 表面磁场  $0.5 \text{ T}$ )。

### 参考文献 References

- [1] Hari Badu N, Iida K, Cardwell D A. *Physica C*[J], 2006, 445-448: 353
- [2] Awalek W, Habisreuther T, Zeisberger M *et al.* *Supercond Sci Technol*[J], 2004, 17: 1185
- [3] Werfel F N, Floegel-Delor U, Rothfeld R *et al.* *Supercond Sci Technol*[J], 2005, 18: 19
- [4] Oswald B, Best K J, Setzer M *et al.* *Supercond Sci Technol*[J], 2005, 18: 24
- [5] Dai J Q, Zhao Z X, Xiong J W. *Supercond Sci Technol*[J], 2003, 16: 815
- [6] Chen Y L, Chan H M, Harmer M P *et al.* *Physica C*[J], 1994, 234: 232
- [7] Meslin S, Noudem J G. *Supercond Sci Technol*[J], 2004, 17: 1324
- [8] Meslin S, Harnois C, Chateigner D *et al.* *J Eur Ceram Soc*[J], 2005, 25: 2943
- [9] Devendra Kumar N, Rajasekharan T, Muraleedharan K *et al.* *Supercond Sci Technol*[J], 2010, 23: 105 020
- [10] Mahmood A, Jun B H, Park H W *et al.* *Physica C*[J], 2008, 468: 1350
- [11] Li G Z, Yang W M. *Mater Chem Phys*[J], 2011, 129: 288
- [12] Li G Z, Yang W M. *J Am Ceram Soc*[J], 2010, 93(12): 4033
- [13] Yang W M, Chao X X, Shu Z B *et al.* *Physica C*[J], 2006, 445-448: 347
- [14] Hu A, Sakai N, Ogasawara K *et al.* *Physica C*[J], 2002, 366: 157

- [15] Nariki S, Seo S J, Sakai N *et al. Supercond Sci Technol*[J], 2000, 13: 778
- [16] Nariki S, Sakai N, Murakami M *et al. Supercond Sci Technol*[J], 2004, 17: 30

## Effect of Microstructure of Gd211 Particles on the Levitation Force of Single Domain GdBCO Bulk Superconductors by TSIG Process

Yuan Xiaochun<sup>1,2</sup>, Yang Wanmin<sup>1</sup>

(1. Shaanxi Normal University, Xi'an 710062, China)

(2. Xi'an University of Science and Technology, Xi'an 710054, China)

**Abstract:** By controlling the sintering temperature of Gd211 solid block, a series of Gd211 precursors with different microstructures were obtained. On this basis, single domain GdBCO bulk superconductors were fabricated by a top-seeding melt infiltration growth process. The macro morphology and microstructure of the GdBCO bulk and Gd211 precursors, as well as the magnetic levitation force of the GdBCO superconductor were researched. The results show that it is only when the microstructure of the precursors block meets the conditions below: Gd211 particles are spherical or ellipsoidal and the average size is relatively small, the gaps between Gd211 particles are appropriate that the size of Gd211 particles in the single domain GdBCO bulk superconductor is the smallest, and the levitation force of the samples are the largest (the maximum force is 38.7 N, the sample diameter 20 mm, the test temperature 77 K, the permanent magnet diameter 20 mm, the surface magnetic field 0.5 T).

**Key words:** Gd211 solid block; single domain GdBCO bulk superconductors; microstructure; magnetic levitation force

---

Corresponding author: Yang Wanmin, Ph. D., Professor, College of Physics and Information Technology, Shaanxi Normal University, Xi'an 710062, P. R. China, E-mail: yangwm@snnu.edu.cn