

(Y,Dy)BaCuO 超電導バルクの育成と捕捉磁場特性

平成 24 年度入学 藤代・内藤研究室 20212002 赤石和典

1. 序論

REBaCuO (RE : 希土類元素) 超電導バルク磁石は高い超電導転移温度 T_c 、臨界電流密度 J_c 、捕捉磁場 B_t を示す。REBaCuO 超電導バルクは結晶構造に異方性があるため、 c 軸配向した単結晶にすることで高い J_c を示す。単結晶バルクの作製方法として熔融法が広く用いられる。熔融法には Top-Seed-Melting-Growth Method (TSMG 法) がある。この方法は種結晶を成長の起源として、 c 軸配向した単結晶を得ることができる。REBaCuO では超電導相である RE123($REBa_2Cu_3O_7$) と常電導相である RE211(RE_2BaCuO_5) を混合し、常電導相である RE211 相を磁場を捕捉するピン止め点とすることで、電流と磁場がかかった際、ローレンツ力により磁束が動き抵抗が生じることを防ぐ。¹⁾ 先行研究によって RE211 相に RE123 相とは異なる RE を用いることで J_c が向上したとの報告がある。RE/Ba 置換によりピン止め点が生成されるが、異なる種類の RE を用いることで RE/Ba 置換量をコントロールし、最適化できるためと考えられている。

本研究では、YBaCuO 超電導バルク中の RE211 相の Y を Dy に置換した (Y,Dy)BaCuO 超電導バルクの作製を行い、 J_c と B_t の向上を目指す。

2. 実験方法

Y123、Y211、Dy211 をそれぞれ表 1 に示すモル比で混合しペレット状に圧粉成形した。比較のため YBaCuO も作製した。種結晶は (001) 面で劈開した NdBaCuO を用いた。成長温度パターンを図 1 に示す。試料をまず 1055°C まで昇温し 1 時間保持して半熔融状態とした。その後、RE211 粒子の粗大化を抑制するために 1005°C まで急冷した後、985°C まで 0.5°C/h で徐冷を行い、結晶成長させた。その後室温まで炉冷した。各組成の試料粉について DTA (Differential Thermal Analysis) により融点を測定し、全てにおいて約 1000°C であったため、全ての試料作製において同一の温度パターンを用いた。作製した単結晶バルクは上面、底面ともに 1mm で切削した後、酸素量を調整する目的で 450°C で 72 時間、430°C で 168 時間、酸素 flow 中でアニールを行った。

バルクを 1 T の外部磁場下で 77 K まで冷却後、磁場を取り除き着磁させ、捕捉磁場分布をバルク表面 1.0mm 上方においてホールセンサを走査し測定した。また、5 T の外部磁場下で約 30 K まで冷却後、磁場を取り除き着磁させ、捕捉磁場の温度依存性をバルク表面 0mm 上方においてホールセンサを用いて測定した。小片試料に切削後、SQUID 磁束計を用いて磁化の磁場依存性を測定し、 J_c を拡張 Bean モデルにより算出した。

3. 結果と考察

3-1. 結晶成長

それぞれの組成の試料において成長が確認できる (図 2)。また、捕捉磁場分布よりシングルドメインであることが確認され、単結晶が得られていることがわかった。成長領域の大きさには、それぞれの試料でわずかながら差が見られる。A-YBCO 以外では GSB (Growth Sector Boundary) が

試料名	Y123	Y211	Dy211
A-YBCO	10	3	0
B-YDyBCO	10	2	1
C-YDyBCO	10	1	2
D-YDyBCO	10	0	3

表 1 試料粉混合のモル比

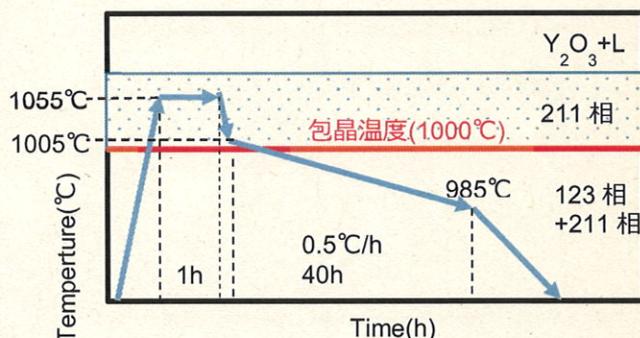


図 1 成長温度パターン

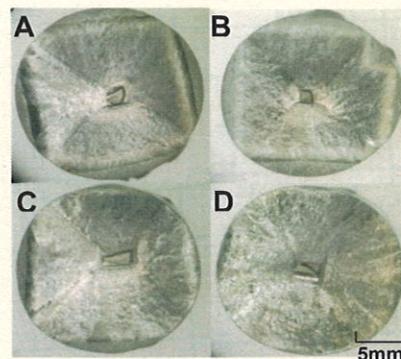


図 2 試料上面写真

複数みられる。後の着磁過程で B-YDyBCO、C-YDyBCO は割れてしまったことより、バルク中にクラックが存在したと考えられる。このように成長の良し悪しには差が出てしまった。TSMG 法の再現性の低さによりこのような結果となった。原因として、TSMG 法による結晶成長は種結晶の大きさやクラックなどの欠陥、面内配向度などに影響されやすい。また、温度パターンも大きく影響する。本実験では YBaCuO で最適化された温度パターンを用いて成長を行っているため、(Y,Dy)BaCuO のそれぞれの組成比においては、DTA 測定で得られた融点より成長開始温度の最適化はされていると考えられるが、最高保持温度、徐冷速度に関しては最適化が行われていない。

3-2 捕捉磁場特性

77K での最大捕捉磁場(0 mm 上方)を表 2 に示す。種結晶の位置で捕捉磁場は最大値を示し、サブグレインは捕捉磁場の低下につながっている。最大捕捉磁場は A-YBCO で最も高く、次いで D-YDyBCO、C-YDyBCO、B-YDyBCO となった。

SQUID 磁束計を用いた磁化の磁場依存性測定により得られた転移温度を図 4 に、拡張型 Bean モデルにより算出した J_c -B 特性を図 5 に示す。図 4 から、転移温度は Dy の割合が増加するにしたがって低下し、D-YDyBCO での低下が顕著である。RE/Ba 置換が増加するにしたがって転移温度は低下することが知られており、Dy の増加によって RE/Ba 置換量が増加したことが分かる。図 5 から、Dy の割合の増加にしたがって J_c が向上していることが分かる。特に 50K でのセカンドピークの向上が顕著にみられ、RE/Ba 置換により磁場中における良質なピン止め点が増加していると言える。Bean モデルより、 J_c は B_t に比例する。しかし、本研究では超電導バルクの J_c の向上に伴う B_t の向上はみられなかった。今回の試料では、GSB がはっきりと表れ、4 回対称性の高かった A で最も高い B_t を示したことから、マクロでの結晶性がバルクの捕捉磁場に大きく影響すると思われる。

試料	最大捕捉磁場
A-YBCO	0.550T
B-YDyBCO	0.313T
C-YDyBCO	0.442T
D-YDyBCO	0.502T

表 2 それぞれの試料における最大捕捉磁場(0 mm 上方)

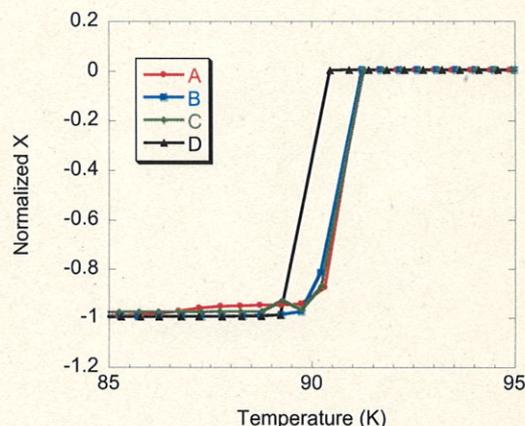


図 4 それぞれの試料の転移温度

4. 結論

本研究では(Y,Dy)BaCuO の結晶成長により単結晶を得ることができた。Dy の割合を増やすことによる RE/Ba 置換の増加によって J_c は向上がみられたが、 B_t の向上はみられなかった。バルクのマクロでの結晶性が B_t に大きく影響するためだと思われる。 J_c が向上したことから、より結晶性の高いバルクを作製することで、(Y,Dy)BaCuO の B_t も向上すると思われる。

参考文献

- 1) Y Setoyama, J Shimoyama, S Yamaki, A Yamamoto, H Ogino, K Kishio and S Awaji
「Systematic change of flux pinning in (Dy,RE)123 and (Y,RE)123 melt-solidified bulks with unit cell orthorhombicity」

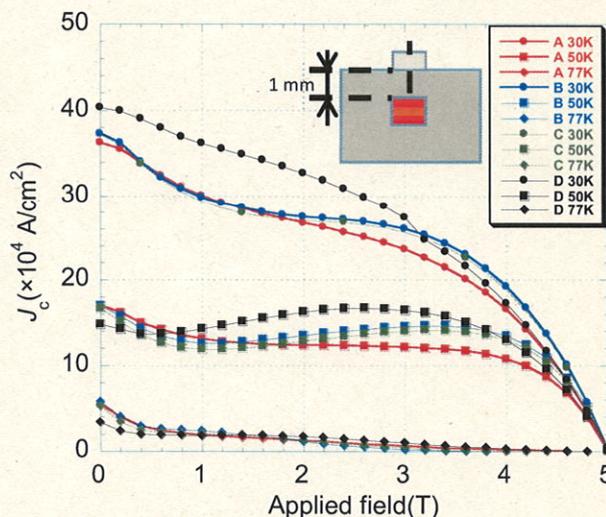


図 5 それぞれの試料の 30K、50K、77K における J_c -B 特性と試料の切り出し位置