

ダブル APC による IBAD 基板上の YBCO 薄膜の磁束ピンニング制御

Control of vortex pinning by double APCs in YBCO film on IBAD substrate

堀出 朋哉, 河村 武宏, 松本 要(九工大), 一瀬 中(電中研), 吉積 正晃, 和泉 輝郎, 塩原 融(ISTEC-SRL)

HORIDE Tomoya, KAWAMURA Takehiro, MATSUMOTO Kaname (Kyushu Institute of Technology)

ICHINOSE Ataru(CRIEPI), YOSHIZUMI Masaaki, IZUMI Teruo, SHIOHARA Yuh (ISTEC-SRL)

E-mail: horide@post.matsc.kyutech.ac.jp

1. はじめに

近年、ケーブルやマグネットなどの超伝導応用に向けて、高い性能を有する $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ (YBCO)被覆線材の開発が進められている。Ion Beam Assisted Substrate(IBAD)や Rolling Assisted Biaxially Textured Substrate(RABiTS)法により、良好な配向性を有する YBCO 薄膜を長尺にわたって作製することが可能になってきた。このようにして作製される YBCO 被覆線材の実用化に向けて、機械的特性改善や AC ロス低減に加え、磁場中の臨界電流密度(J_c)向上は極めて重要な課題である。

単結晶基板及び金属基板上の YBCO 薄膜において人工ピンニングセンター(APC)を導入することにより J_c の向上が行われてきた。 BaZrO_3 や BaSnO_3 (BSO)ナノロッドは c 軸方向に異方的な形状を有する c 軸相関ピンとして、 $B//c$ の J_c 向上に大きく寄与する。しかし現状では 5 T 以上の J_c 向上にはナノロッドの密度は十分大きいとは言えない。またナノロッドを導入した YBCO 薄膜は、 $B//c$ と $B//ab$ の中間領域において J_c が極小となり、 $B//c$ から傾けるにしたがって磁束ピンニングが弱まる。さらに $B//c$ においても熱などによってキックが形成されてしまうと、キックが運動することにより J_c が劣化する可能性もある。このような問題を解決し、ナノロッドを導入した YBCO 薄膜の J_c 特性をさらに向上させるには、ナノロッドに加え等方的な形状を有するナノ粒子を導入することが有効であると考えられる。本研究では BSO ナノロッドに加え Y_2O_3 ナノ粒子を導入(ダブル APC)することにより IBAD 基板上的 YBCO 薄膜の J_c の向上を行った。BSO と Y_2O_3 の添加量を変化させ、ダブル APC が J_c に及ぼす影響を議論し、 J_c 向上機構を明らかにする。

2. 実験方法

試料作製はパルスレーザー蒸着を用いて行った。 Y_2O_3 セクターを取り付けた YBCO+BSO 混合ターゲットを用いて、IBAD($\text{CeO}_2/\text{LaMnO}_3/\text{IBAD-MgO}/\text{Gd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7/\text{Hastelloy}$)基板上にダブル APC を有する YBCO 薄膜を作製した。BSO・ Y_2O_3 の添加量は、それぞれ混合ターゲットの BSO 量(2 wt%, 4 wt%)及び Y_2O_3 のターゲット上の面積(0.69 areal%, 2.4 areal%)により制御した。X 線回折、透過型電子顕微鏡(TEM)を用いて YBCO 薄膜の組織評価を行った。薄膜の特性測定は Physical Property Measurement System(PPMS, Quantum Design)を用いて行った。77 K, 65 K において J_c の磁場依存性を測定した。また 77 K において J_c の磁場角度依存性を評価した。

3. 結果

図 1 に (a) 2 wt%BSO+0.69 areal% Y_2O_3 , (b) 2 wt%BSO+2.4 areal% Y_2O_3 , (c) 4 wt%BSO+0.69 areal% Y_2O_3 , (d) 4 wt%BSO+2.4 areal% Y_2O_3 を導入した YBCO 薄膜の TEM 写真を示す。すべての試料において c 軸方向に成長した BSO ナノロッドが観察された。また BSO ナノロッドの間に Y_2O_3 ナノ粒子が存在している。TEM 写真から系統的な組織変化が確認され、BSO 及び Y_2O_3 添加量を変化させることによりダブル APC の制御が行えることが分かった。

図 2 にダブル APC の顕著な効果が見られた 65 K における J_c の磁場依存性を示す。65 K では BSO 濃度(2wt%, 4wt%)によらず、 Y_2O_3 を導入すると、 J_c 及び F_p が増加し、 $F_{p,max}$ を示す磁場も高磁場側にシフトした。このように Y_2O_3 ナノ粒子は YBCO+BSO 薄膜において、高磁場側で効果的なピンニングセンターとなることが分かった。これはピン密度の増加によると考えられる。BSO ナノロッドはマッチング磁場以下で強い磁束ピンニングセンターとなる。しかしマッチング磁場以上では磁束間相互作用によるピンニングが支配的になる。 Y_2O_3 ナノ粒子を導入するとピン密度が増加し、BSO ナノロッドではピンニングできなかった磁束をピンニングするために高磁場側の J_c が増加したと考えられる。このように BSO ナノロッドと Y_2O_3 ナノ粒子のダブル APC は高磁場の J_c 向上に有効である。

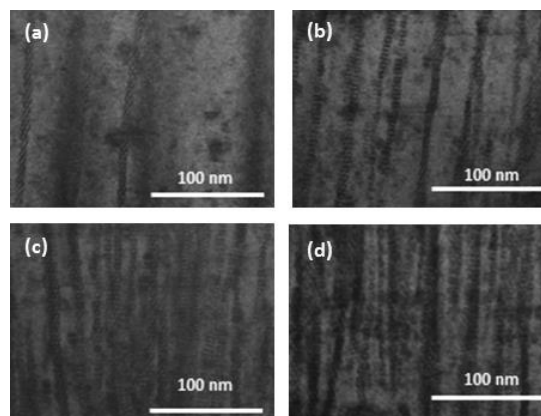


Fig. 1 Transmission electron microscopy image of the YBCO+BSO(2 wt%)+ Y_2O_3 (0.69 areal%) film(a), YBCO+BSO(2 wt%)+ Y_2O_3 (2.4 areal%) one (b), YBCO+BSO(4 wt%)+ Y_2O_3 (0.69 areal%) one (c) and YBCO+BSO(4 wt%)+ Y_2O_3 (2.4 areal%) one (d).

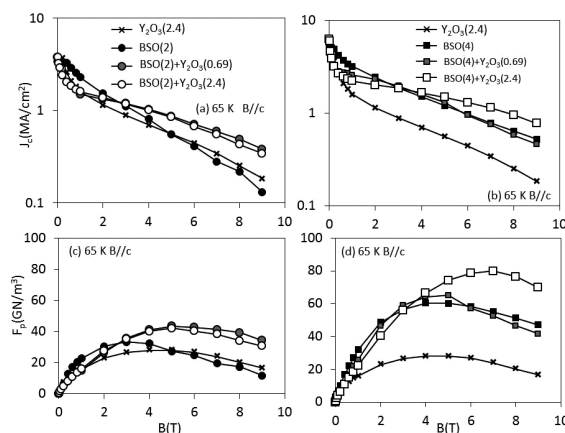


Fig. 2 Magnetic field dependence of J_c at 65 K in (a) the series of YBCO+BSO(2 wt%) films and (b) YBCO+BSO(4 wt%) films. F_p as a function of magnetic field at 65 K in (c) the series of YBCO+BSO(2 wt%) films and (d) YBCO+BSO(4 wt%) films.

異なる成膜温度によって変化するナノロッド形態と超電導特性

Nanorod morphology and superconducting properties varied by different growth temperatures

一瀬 中(電中研); 鶴田 彰宏, 三浦 峻, 吉田 隆(名大);

春田 正和, 藤田 夏斗, 小椋 裕太, 前田 敏彦, 堀井 滋(高知工科大学)

ICHINOSE Ataru (CRIEPI); TSURUTA Akihiro, MIURA Shun, YOSHIDA Yutaka (Nagoya Univ.);

HARUTA Masakazu, FUJITA Natsuto, OGURA Yuta, MAEDA Toshihiko, HORII Shigeru (Koch Univ. Tech.)

E-mail: ai@criepi.denken.or.jp

1. はじめに

パルスレーザー蒸着法(PLD法)で作製したRE123超電導薄膜の磁場中超電導特性において、不純物ナノロッドが強力なc軸相関ピンとして機能することが知られている。さらに、ナノロッドの形態は、RE123の希土類元素およびナノロッド材料と成膜条件に影響されることが報告されている。最近では、成膜条件の中で、成膜温度に着目して、ナノロッド形態の変化および臨界電流特性の変化を調べている。[1-3]

ナノロッドの形態が変化すると、その変化に対応して臨界電流特性が変化する。ナノロッドの直線性は、臨界電流密度(J_c)の磁場印加角度依存性と相関があり、直線性の高いナノロッドの場合には、磁場がc軸に平行な時に大きな J_c のピークが観測される。また、ナノロッドがc軸方向からある角度で傾いている場合には、 J_c のc軸方向のピークが広がりを持つ。このように、ナノロッドの形態は、超電導特性に影響を及ぼし、成膜条件はナノロッドの形態に影響を及ぼす。したがって、成膜条件を変えた際のナノロッドの形態変化を調べることは、所望の超電導特性を有する材料を得るために重要となる。

2. 実験方法

PLD法により、BaHfO₃(BHO)を添加したSmBa₂Cu₃O₇(SmBCO)薄膜はLaAlO₃単結晶基板の上に、BaNb₅O₆(BNO)を添加したYBa₂Cu₃O₇(YBCO)薄膜はSrTiO₃単結晶基板の上にそれぞれ作製した。BHO添加したSmBCO薄膜はターゲット交換(ALT)法を用いて、Conventional-PLD法と低温成膜(LTG)法の2通りの成膜方法で作製した。Conventional-PLD法では、BHOの添加量を8.6mol%とし、成膜温度を826°Cと764°Cとした。LTG法では、第1層の成膜温度を850°Cとし、BHOを添加せず、その上に、成膜温度を750°CにしてBHOを添加したSmBCO薄膜を作成した。BHOの添加量は6.3mol%と8.6mol%の2種類である。さらに、BNOを添加したYBCO薄膜は、Nd:YAGレーザーの4倍波を用いて、基板温度850と890°Cで5mol%のBNO添加したターゲットを用いて作製した。薄膜の微細組織観察用試料は、FIB装置を用いてマイクロサンプリング法により小片を切出し、薄片化して試料を得た。微細組織観察は透過型顕微鏡(JEOL-2100F)を用いて、断面および平面組織を観察した。

3. 実験結果

図1に成膜方法および成膜温度が異なるSmBCO薄膜の平面組織を示した。全ての膜でBHOの添加量は8.6mol%と同じである。図1(a), (b)はConventional-PLD法で作製した薄膜で、成膜温度は(a)が826°C, (b)が764°Cである。また、図1(c)はLTG法で作製し、成膜温度は750°Cである。図には77K, 1Tの $J_c(B//c)$ と $J_c(B//c)/J_c(B//ab)$ の値を示した。

図1の(a)と(b)より、成膜温度を変えることにより、ナノロッドの形態は著しく変化する。826°Cの成膜では、ナノロッドと超電導の界面は非常にクリアで、観察している厚さ(約100nm)の範囲でナノロッドは真直ぐ成長していることが分る。764°Cにすると、ナノロッドと超電導の界面ははつきりせず、ナノロッドの向きが厚さ方向で揺らいでいると考えられる。また、成膜温度の低下により平均のナノロッド径は小さくなる。このように、成

膜温度の低下とともにナノロッドが傾き、径が小さくなる現象は、他のナノロッド材料と同じである。図1(c)では、比較的厚いYBCOにBaZrO₃やBaSnO₃を導入した際に見られた特徴的なFire Works構造が見られている。BHO添加SmBCO薄膜では、単に温度を下げるだけではなく、LTG法のような特殊な条件において、この構造が形成されることが分った。

参考文献

1. M. Haruta, et al.: Appl. Phys. Exp. **5** (2012) 073102.
2. M. Haruta, et al.: IEEE Trans. on Appl. Supercond. **23**, No.3 (2013) 8000904.
3. A. Tsuruta, et al.: IEEE Trans. on Appl. Supercond. **23**, No.3 (2013) 8001104.

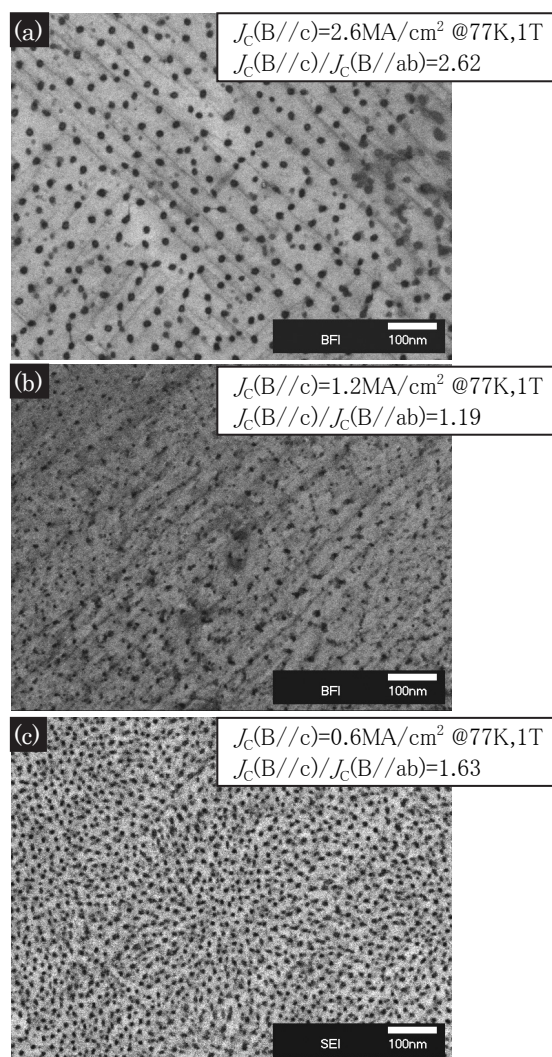


Fig.1 Plan view TEM images of BHO-doped SmBCO films. The films of (a) and (b) are deposited by conventional PLD. The film (c) is deposited by LTG. The growth temperatures are (a) 826°C, (b) 764°C, and (c) 750°C, respectively.

GdBCO テープ線材における磁束系のキンク対励起による n 値の挙動The n -value properties related to the double kink excitation in vortices for GdBCO tapes

淡路 智, 菊池吉展, 渡辺和雄(東北大金研), 大保雅載, 飯島康裕(フジクラ)

AWAJI Satoshi, KIKUCHI Yoshinobu, WATANABE Kazuo (Tohoku Univ.), DAIBO Masanori, IJIMA Yasuhiro (Fujikura)

E-mail: awaji@imr.tohoku.ac.jp

1. はじめに

REBa₂Cu₃O_y (REBCO, REは希土類元素)線材は、高い磁場中 J_c 特性と優れた機械特性から、強磁場応用が期待される高温超伝導線材の一つである。REBCO 線材が実用に供されるためには、その J_c や n 値特性の理解と制御が重要である。REBCO などの高温超伝導材料は、その層状構造に起因したイントリンジックピンニングが、磁場を ab 面に平行に印加した場合に顕著に働くことが知られている。もとの異方性に、イントリンジックピンが加算されることで、 $B//ab$ 方向では、広い磁場温度領域で、高い J_c 特性が実現できている。一方で、周期的なピンポテンシャルであるイントリンジックピンが有効な場合には、磁束のキンク対が熱的に誘起されることにより、 n 値の減少が見られることも報告されている[1]。結果として、 $B//ab$ における n 値は小さくなり、磁場角度依存性には $B//c$ 方向にディップが現れる[1, 2]。これらのことから、 n 値の挙動には、イントリンジックピンニングに関連したキンク対の特性が顕著に現れると考えられる。本報告では、 n 値の挙動を詳細に調べ、キンク対励起に基づいた議論を行う。

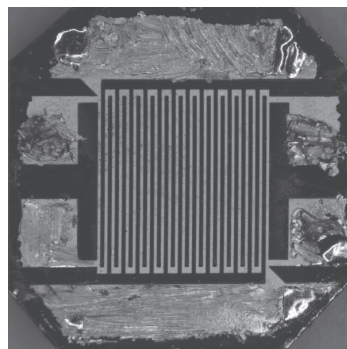


Fig. 1 Photograph of samples with the meander-bridge used in this study.

2. 実験方法

試料は、フジクラで PLD 法によって Hastelloy 基板上に作製した GdBCO テープ線材である。ブリッジ加工を行うために、銀の保護層のみとし安定化銅はつけていない。低電界の測定を行うために、図1に示したように、100 μm 幅のミアンダ状のブリッジを作製した。これにより試料長さは全長で、125 mm となる。この試料を用いて、低電界の電流-電圧特性を測定し、 J_c と n 値特性を評価した。 J_c は 1 $\mu\text{V}/\text{cm}$ の電界基準で、 n 値は 10^{-7} - 10^{-5} V/cm の電界領域の E - J 特性から決定した。

3. 結果と議論

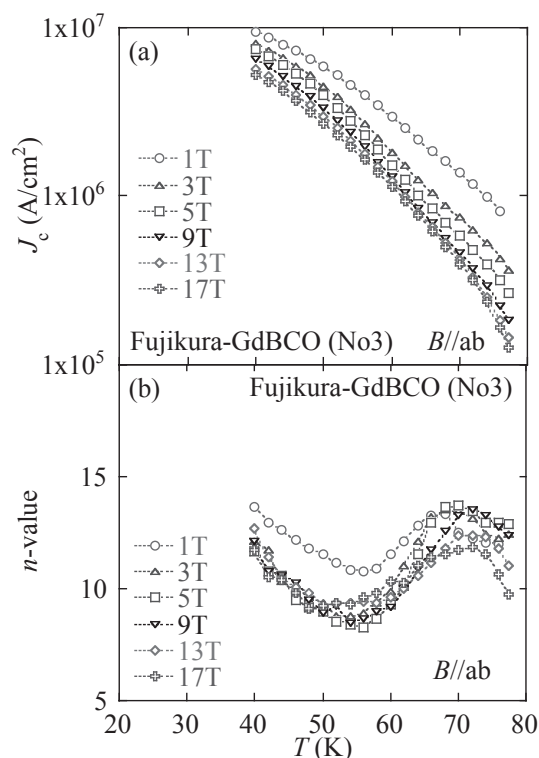
図2に $B//ab$ 方向の J_c と n 値の温度依存性を示す。 J_c は温度の低下に伴って単調に増加するが、 n 値は複雑な挙動をすることが分かる。すなわち、温度の減少によって、70K 近傍でピークとなり、一旦減少した後、50-60 K 付近以下で再び増加する。 n 値はいずれの温度でも高磁場ほど小さな値となるが、低温高磁場領域では、磁場依存性が小さくなっている。さらに低温の 20 K 近傍では、高磁場ほど n 値が増大する振る舞いも見られている。高温超伝導体の中で最も異方性の小さい、REBCO では、 c 軸方向のコヒーレンス長とブロック相の厚みの兼ね合いで、77K 近傍では、イントリンジックピンが主体的でない場合が多い[3]。従って、高温側のピークは通常のランダムピンからイントリンジックピンへのクロスオーバーに伴う振る舞いと考えられる。一方で、低温側の n 値の上昇は、キンク対の励起エネルギーに関連していると考えられる。当日は、キンク対励起に関する Blatter らの理論を参考に、さらに詳細な議論を行う[4]。

謝辞

本研究の一部は科学研究費補助金(基盤S)の補助を受けて実施しました。

参考文献

1. Civale *et al.*, IEEE TAS, 15(2005) 2808.
2. Awaji *et al.*, Cryogenics, 39 (1999) 569.
3. Awaji *et al.*, Appl. Phys. Express 4 (2011) 013101.
4. Blatter *et al.*, Rev. Mod. Phys., 66 (1994) 1125.

Fig. 2 Temperature dependence of (a) J_c and (b) n -values for $B//ab$.

90K 級 Y124 系超伝導体の作製と三軸磁場配向

Synthesis and tri-axial magnetic alignment in Y124 superconductors with $T_c \sim 90$ K

堀井 滋, 西川尚志, 山木桃子 (高知工科大); 春田正和 (東北大); 下山淳一, 岸尾光二 (東大)
 HORII Shigeru, NISHIKAWA Takayuki, YAMAKI Momoko (Kochi Univ. Tech.); HARUTA Masakazu (Tohoku Univ.);
 SHIMOYAMA Jun-ichi, KISHIO Kohji (Univ. Tokyo)
 E-mail: horii.shigeru@kochi-tech.ac.jp

1. はじめに

Y 系高温超伝導体は液体窒素温度(77 K)を超える臨界温度(T_c)と磁場下で優れた臨界電流特性を有し、液体窒素で動作する超伝導線材や強磁場発生装置への応用が期待されている。しかし、実用化には層状構造および粒界弱結合の問題から三軸結晶配向が必要となる。磁場配向はエピタキシー技術を使わない新しい三軸結晶配向法[1,2]であるが、実用超伝導物質 $YBa_2Cu_3O_7$ の場合、結晶粒内の双晶により三軸磁場配向の実現は困難[3]を伴う。一方、類縁超伝導物質である $YBa_2Cu_4O_8$ (Y124)の場合、双晶を含まず常圧下での合成が容易[4]であるが、 $T_c \sim 80$ K であり 77 K からの温度マージンは小さい。本研究では、90K 級の T_c を有する Y124 相の合成およびその三軸磁場配向の原理証明を目的とし、常圧下フラックス法で育成される Y124 相への Ca ドープ [($Y_{1-x}Ca_x$) $Ba_2Cu_4O_8$, ($x = 0, 0.025, 0.05, 0.075, 0.1$)] を試み、10 テスラの間欠回転磁場による Ca ドープ Y124[($Y_{1-x}Ca_x$)124] 微粉末の磁場配向を室温で行った。

2. 実験

KOH を用いた常圧下フラックス法を用いて保持温度(T_k)が $650^\circ\text{C} \sim 750^\circ\text{C}$ で ($Y_{1-x}Ca_x$)124 単結晶の合成を行った。数百マイクロサイズの単結晶を洗浄のち、ボールミル法で微細化した。これらの微粉末をエポキシ樹脂と混練したのち、室温・10 テスラの間欠回転磁場下で配向・硬化させた。Fig. 1 に間欠回転磁場の模式図を示す。ここで、間欠回転磁場(MRF)の発生は水平磁場 ($\mu_0 H_a$) のもとで、試料を回転速度 $\Omega = 60$ rpm で回転させる工程の中に、 α 面の垂直軸が水平磁場と平行となる時 2 秒間停止させる工程を含めることで実現した。得られた磁場配向体の α 、 β 、 γ 各面の XRD パターンからそれぞれ、第一磁化容易軸、第二磁化容易軸、磁化困難軸が求まる。また、臨界温度(T_c)の決定には磁化法および四端子法を用いた。

3. 結果および考察

$T_k = 650^\circ\text{C} \sim 750^\circ\text{C}$ のいずれの保持温度条件においても、ab 面方向の一边が数百 μm 程度のサイズをもつ ($Y_{1-x}Ca_x$)124 [$x=0 \sim 0.1$] 単結晶が得られた。これらの単結晶試料における Ca ドープ量を推定するために、単結晶粉末試料の T_c を磁化法から決定した。Fig. 2 に仕込み組成 $x=0 \sim 1$ をもつ ($Y_{1-x}Ca_x$)124 単結晶粉末の磁化率の温度依存性を示す。明らかに Ca ドープ量の増加とともに T_c は上昇する。 $x=0.075$ で $T_{c \text{ onset}}$ は 90.5K を示し、 $x=0.1$ で 90.5K 近傍での超伝導転移が鋭くなっている。つまり、124 構造への Ca ドープが確実に行われていることがわかる。また、高酸素圧下での固相反応により得た ($Y_{1-x}Ca_x$)124 多結晶における T_c と x の関係[5]とほぼ一致することから、フラックス法での結晶育成においてもほぼ仕込み組成通りに Ca がドープされている。

また、これらの単結晶を微細化した単結晶微粉末を原料として、間欠回転磁場下で配向させた粉末配向体から磁化軸を決定した。10T での配向実験から、 $x=0$ において $\chi_c > \chi_a > \chi_b$ なる磁化率の関係があるが、Ca ドープ量に依存せずこの磁化率の関係は変わらないことがわかった。これらの結果は、双晶を含まないため三軸磁場配向が容易な 124 相においても 123 相と同等の T_c が実現できることを意味する。すなわち、変調磁

場を用いた高配向希土類系高温超伝導材料の創製に向けて、124 相が好適な物質系の一つである。当日は、これら磁場配向体の配向度の Ca ドープ量依存性についても報告する。

謝辞

本研究の一部は、科学研究費補助金(24550236)、岩谷科学技術研究助成および日本板硝子工学助成会の助成を受けて実施したものである。

参考文献

1. Kimura *et al.*: Langmuir 22 (2006) 3464.
2. Fukushima, Horii *et al.*: APEX 1 (2008) 111710.
3. Horii *et al.*: IEEE Trans. Appl. Supercond. 23 (2013) 720094.
4. Song *et al.*: J. Cryst. Growth 300 (2007) 263.
5. Miyatake *et al.*: Nature 341 (1989) 41.

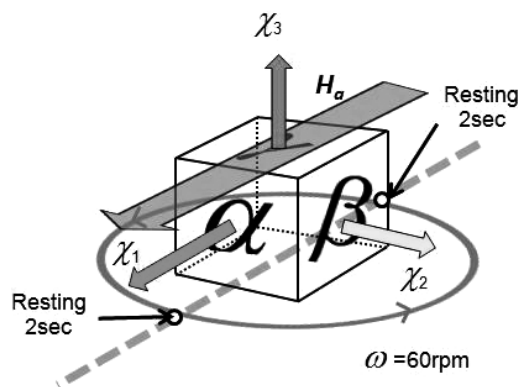


Fig.1 Experimental configuration in a modulated rotation magnetic field (MRF).

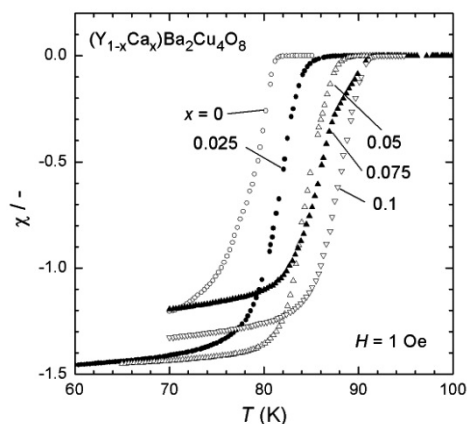


Fig.2 Temperature dependence of magnetic susceptibilities for ($Y_{1-x}Ca_x$)124 single crystals with various x .

微細な Y123 粉末を原料とした高臨界電流特性 Y123 焼結体の開発

Development of Y123 sintered bulks with high critical current properties using fine Y123 starting powder

下山 淳一、廣田 哲也(東大院工)、今 康一、市川 直樹、稲森 聡、内藤 恭吾(ティーイーピー)

SHIMOYAMA Jun-ichi, HIROTA Tetsuya (Univ. of Tokyo), KON Kouichi, ICHIKAWA Naoki, INAMORI Satoshi and NAITO Kyogo (TEP)

E-mail: shimo@sogo.t.u-tokyo.ac.jp

1. はじめに

90 K級の超伝導体である $\text{REBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ (RE123) は薄膜として線材や各種デバイスに、その熔融凝固バルクは強力な固体磁石として応用されている。これらは全て 2 軸の結晶方位が揃えられた材料であり、異方性と弱結合の問題を回避して高い J_c を実現している。一方、RE123 の焼結体は、結晶がブロック状であるため、配向組織の形成が難しく、無配向の焼結体では弱結合の問題が顕著となり高い J_c は期待できないとされてきた。さらに高密度焼結体の作製に有効な高温焼結を行うと粒界に Ba-Cu-O の液相に由来した不純物相が残存したり、粒成長によってクラックが発生するという問題がある。ところが、空气中 900°C で焼成した相対密度 60~70% の Y123 焼結体に対して、適度な条件で還元ポストアニールを行い、最後にキャリアのオーバードープ状態になるように酸素アニールすることによって結晶粒間の J_c が大きく改善することを我々は見出している[1]。その機構は未だ解明できていないが Y123 熔融凝固バルク[2]と同様に還元ポストアニールによってわずかに金属組成が変化したことが考えられる。

また、我々は RE123 粉末を量産するとともにそれを用いたターゲットなどの焼結体製品を製造しており、粉末製造の最終工程においてはボールミル粉碎を行い、粒径を小さくしている。このような強い粉碎過程を経た RE123 粉末の焼結過程は、通常の RE123 とは異なる焼結反応の進行が考えられ、各用途に対する焼結条件の最適化が必要になる。

以上の背景のもと、本研究では通電用途の RE123 焼結体材料の可能性を探ること、および焼結体製品の品質改善を目的とし、ボールミル粉碎 RE123 粉末を原料として、様々な条件下で焼結体を作製し、焼成条件と微細組織および粒間 J_c の関係を系統的に調べている。

2. 実験方法

Y_2O_3 、 BaCO_3 、 CuO を原料とした通常の固相反応によって Y123 単相とした粉末を、ボールミル粉碎によって微細化した。得られた粉末の粒径を粒度分布測定装置で調べたところ平均粒径は 0.71 μm で通常の Y123 粉末(2~5 μm) よりかなり小さかった。この粉末を 100 MPa の一軸プレスによりペレット成型後、空气中 850~900°C、または 1% O_2 /Ar 気流中 800~835°C で 24 h 焼結を行った。続いて、800°C、1% O_2 /Ar 気流中で 6~24 h 還元ポストアニールを行い、最後に 300°C で酸素アニールを行いキャリアのオーバードープ状態とした。試料の磁化特性は SQUID 磁束計、抵抗率は交流 4 端子法により調べ、走査型電子顕微鏡により原料粉末および焼結体試料の微細組織を観察した。

3. 結果と考察

用いた Y123 原料粉末を電子顕微鏡で観察したところ、Fig. 1 に示したように粒径数 μm 程度の大きな結晶が破碎されたものであることがわかった。この粉末を用い、まず、空气中で焼結温度を変えて試料を作製したところ、890°C 以上の熱処理によって急速に焼結反応が進み、クラックが発生することがわかった。これは従来の Y123 焼結体作製では 920°C 以上において起こる現象である。そこで焼結温度を下げて試料を作製したところ、~860°C での焼成により相対密度が約 70% となった。これは通常 900~910°C での

焼成で実現する密度であり、微細に粉碎された Y123 粉末からの焼結の進行条件が異なることがわかった。

300°C で酸素アニールした後の Y123 焼結体について磁場中で抵抗率の温度依存性を調べたところ、通常の Y123 よりも抵抗転移のブロードニングが抑制されていることがわかった。Fig. 2 に 860°C で焼結した試料の例を示した。1 $\mu\Omega\text{cm}$ を閾値として決定した不可逆温度 T_{irr} は 66 K であり、これは還元アニール過程を加えず通常の方法で作製した Y123 焼結体よりも 15 K 以上高い。また、この試料の粒間 J_c を残留磁化法で調べたところ、20 K で 3.5 kA/cm^2 に達した。これも従来の Y123 焼結体よりも 4 倍以上高い値である。

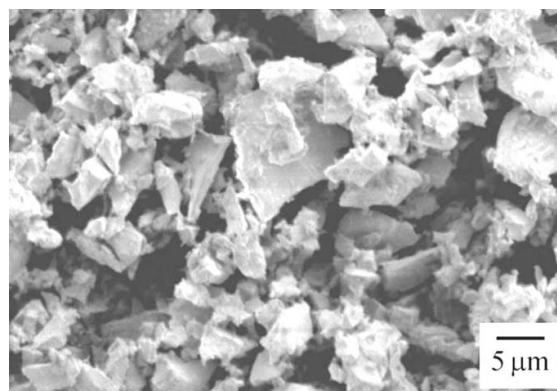


Fig. 1 Secondary electron images of ball-milled Y123 powder.

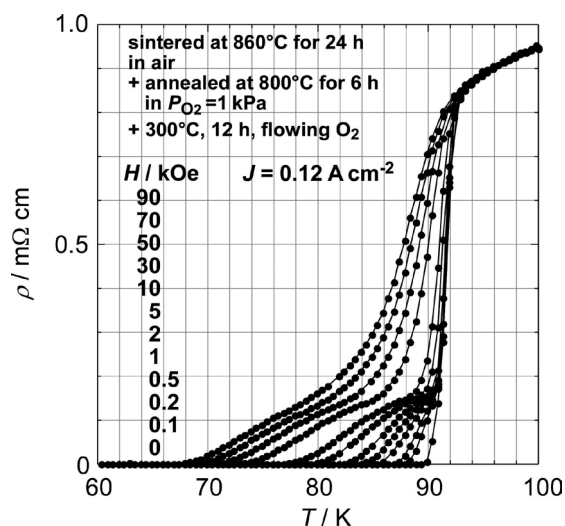


Fig. 2 ρ - T curves of a Y123 sintered bulk sintered at 860°C for 24 h in air and annealed at 800°C for 6 h in $P_{\text{O}_2} = 1$ kPa before oxygen annealing at 300°C.

参考文献

1. J. Shimoyama, *et al.*: Abstracts of 86th CSSJ Conference, (2012) p.110.
2. T. Akasaka *et al.*: *IEEE Trans. Appl. Supercond.*, **21** (2011) 2706-2709.