

ゲームチェンジをめざした銅酸化物超伝導薄膜および線材の開発

— 原子レベル制御による 120 K 級超伝導線材の開発 —

松本 要^{*1,†}, 吉田 隆^{*2}, 高野 義彦^{*3}, 淡路 智^{*4}, 美藤 正樹^{*1}

Development of Cuprate Superconductor Films and Wires for Game-changing Technology

— A 120 K-class Superconducting Wire Produced by Atomic Level Control —

Kaname MATSUMOTO^{*1,†}, Yutaka YOSHIDA^{*2}, Yoshihiko TAKANO^{*3}, Satoshi AWAJI^{*4} and Masaki MITO^{*1}

Synopsis: High T_c cuprate superconducting films, such as $\text{REBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ (RE=Y, Sm, Gd), $\text{REBa}_2\text{Cu}_4\text{O}_8$ (RE=Y, Yb), $(\text{Hg, Re})\text{Ba}_2\text{CaCu}_2\text{O}_{6+x}$, $(\text{Hg, Re})\text{Ba}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{8+x}$, $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_8$ and $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10}$, have been studied based on “atomic level control” including lattice strain control, carrier control, and nanostructure control, in order to simultaneously improve critical temperature T_c , irreversibility field B_{irr} , and critical current density J_c of the films. We successfully fabricated high-performance cuprate superconducting films with higher T_c , B_{irr} , and J_c on IBAD-MgO substrates.

Keywords: critical temperature, irreversibility field, critical current density, strain, artificial pinning center

(Some figures in this article may appear in colour only in the electronic version)

1. はじめに

二酸化炭素等の排出量が少ない産業・生活システムで構築された低炭素社会は、資源の乏しい我が国が持続的に発展していくために必要な社会構造である。そのためには、現在進められている 2020 年頃の温室効果ガスの排出量削減に向けた研究開発だけでは不十分であり、次の段階の 2030 年頃に温室効果ガス排出量の大幅な削減に寄与する研究開発成果を得ることが必要である。そこで科学技術振興機構の先端的低炭素化技術開発事業においては、低炭素

社会の実現に貢献する技術開発として、①太陽電池および太陽エネルギー利用システム、②超伝導システム、③蓄電デバイス、④耐熱材料・鉄鋼リサイクル高性能材料、等々を念頭にブレークスルーの実現や既存の概念を大転換する『ゲームチェンジング・テクノロジー』の創出をめざした研究が公募された（平成 22(2010)年度）。

このように超伝導は従来技術を変革するシステム技術として大いに期待されており、我々は原子レベルからの格子歪・キャリア制御・ナノ構造制御というコンセプト（原子レベル制御）に基づき、エピタキシャル銅酸化物超伝導薄膜の臨界温度 T_c を現状よりさらに向上させることで熱ゆらぎの効果を軽減し、かつ高温・高磁場中における不可逆磁場 B_{irr} 、臨界電流密度 J_c も同時に増大させる技術開発を提案した。これは超伝導線材の適用範囲を飛躍的に拡大することで超伝導システムの普及をめざすものである。

T_c 増大効果の大きい超伝導物質として、RE123、RE124 ($\text{REBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ 、 $\text{REBa}_2\text{Cu}_4\text{O}_8$ 、RE=希土類)、Hg1212、Hg1223 ($\text{HgBa}_2\text{CaCu}_2\text{O}_{6+x}$ 、 $\text{HgBa}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{8+x}$)、Bi2212、Bi2223 ($\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_8$ 、 $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10}$) 等の銅酸化物超伝導体を検討した。よく知られているように、Hg1223 は超伝導体の中で最高の $T_c = 134 \text{ K}$ を示すが、 T_c は 30 GPa という超高压（静水圧）では、室温の半分の 164 K に達する¹⁾。また、Y124 も 13 GPa の静水圧下で T_c は 25 K 以上

Received September 1, 2015

^{*1}九州工業大学大学院工学研究院
〒804-8550 福岡県北九州市戸畑区仙水町 1-1
Kyushu Institute of Technology, 1-1 Sensui-cho, Tobata-ku,
Kitakyushu, Fukuoka 804-8550, Japan

^{*2}名古屋大学大学院工学研究科
〒464-8601 愛知県名古屋市中種区不老町
Nagoya University, Furo-cho, Chikusa-ku, Nagoya 464-8601

^{*3}国立研究開発法人物質・材料研究機構
〒305-0047 茨城県つくば市千現 1 丁目 2-1
National Institute for Materials Science, 1-2-1 Sengen, Tsukuba,
Ibaraki 305-0047, Japan

^{*4}東北大学金属材料研究所
〒980-8577 宮城県仙台市青葉区片平 2-1-1
Institute for Materials Research, 2-1-1 Katahira, Aoba-ku, Sendai,
Miyagi 980-8577, Japan

† E-mail: matsu@post.matsec.kyutech.ac.jp
DOI: 10.2221/jcsj.50.510

も上昇し、かつ上部臨界磁場 B_{c2} も大幅に増大する²⁾。これは、現存する銅酸化物超伝導体の T_c や B_{c2} が必ずしも最適化されておらず、格子制御やキャリア制御によって調整可能なことを意味する。また適切なピン止め点を導入することで J_c や B_{irr} が増大することもよく知られており³⁾、本研究でも超伝導線材の B_{irr} と J_c を飛躍的に増大させる技術として、これまで我々が長年にわたって研究してきた RE123 薄膜への人工ピン導入技術のさらなる開発も重要な研究対象とした。

2. 原子レベル制御技術とは

ここでは我々が研究に用いた手法である原子レベル制御技術について紹介する。これは応力による歪制御、キャリア移動、およびナノ技術による人工ピン導入も含む。

2.1 歪・キャリア移動による T_c 増大

銅酸化物超伝導体の多くは、大きな T_c の圧力依存性を持つが、結晶方位によってその依存性の符号は正または負になる。Table 1 に示すように、一般に銅酸化物超伝導体は a - b 面内方向には圧縮、 c 軸方向には引張を与えることで T_c は増大する。これは歪による電子状態の変化やキャリア移動による可能性がある^{4,5)}。より小さな格子定数もしくは熱収縮率の大きい基板上に超伝導薄膜を形成すると、 a - b 面内に圧縮が加わり、ポアソン効果により c 軸方向には引張が発生して大きな T_c 増大が期待できる。例えば、 $\text{La}_{1.9}\text{Sr}_{0.1}\text{CuO}_4$ 薄膜においては基板との格子ミスフィットに伴う異方的な圧縮応力により 25 K から 49 K へと 24 K の T_c 上昇が報告されている⁴⁾。結晶方位のそろったエピタキシャル超伝導薄膜に、選択的に圧縮・引張などの応力を加えることができれば T_c 増大が期待できる。しかし、ツインを有する RE123 の場合は a 、 b 軸が混在する場合、応力印加は互いにキャンセルを引き起こし T_c 増大効果が打ち消されてしまう。そこでツインをなくして a 、 b 軸の方位をそろえる工夫（デツイン）が必要である。

本研究では、まず RE124 (RE=Y, Yb) 単結晶や Hg1212 単結晶について検討し、次いでエピタキシャル成長させた RE123 (RE=Y, Sm, Gd) 薄膜、RE124 (RE=Y, Yb) 薄膜について、 T_c 増大効果の大きな方向に選択的に圧縮応力あるいは残留応力を与えて T_c 変化を調べた。

Table 1 Pressure effects on the T_c of cuprate superconductors^{4,5)}

Superconductors	Y123	Y124	(Bi, Pb)2223	Hg1223
T_c ($P=0$)	93 K	80 K	108 K	134 K
a (nm)	0.382 nm	0.384 nm	0.545 nm	0.385 nm
b (nm)	0.388 nm	0.387 nm	0.546 nm	
c (nm)	1.168 nm	2.724 nm	3.777 nm	1.576 nm
dT_c/dP_a	-2.0 K/GPa	3.5-5.0 K/GPa	6.2 K/GPa	Unclear
dT_c/dP_b	1.9 K/GPa	0.3-0.4 K/GPa		
dT_c/dP_c	-0.3 K/GPa	0±0.7 K/GPa	-18.5 K/GPa	Unclear

2.2 人工ピン導入による B_{irr} および J_c 向上

本研究では RE123 薄膜へ人工ピンを導入することで、高い T_c 、 B_{irr} を維持しつつ、高 J_c を達成することも実施した。RE123 薄膜線材においては、 BaMO_3 (BMO:M= Zr, Sn, Hf) ナノロッドを導入にすることで $B||c$ 方向の磁場中 J_c 向上の試みが盛んに行われている³⁾。BMO ナノロッドは RE123 中において自己組織化し円柱状に成長する。 $B||c$ 方向の J_c 向上のために理想的なナノロッドの形状は、 c 軸方向に平行で量子化磁束と同等の直径を持つ形状である。また磁場強度に応じた適度な数密度も必要である。本研究では 77 K で理想的とされる人工ピン形態を明らかにすることを行った。

3. 歪・キャリア制御

ここでは原子レベル制御のうち、我々が行った単結晶、薄膜および線材形態における RE123、RE124 超伝導体の歪・キャリア制御による T_c 増大効果についてまとめた。

3.1 RE124 単結晶の歪・キャリア制御

ツインを含む RE123 単結晶では a 軸方向と b 軸方向の符号が逆なことから相殺効果が働くため、これまで圧力や歪みによって T_c が大きく増大したという報告はない⁶⁾。本研究ではまず、いずれの方向でも正の圧力効果の符号を持つと期待される RE124 単結晶 (RE=Y, Yb) を試作し、圧力によって T_c が変化する確認実験を実施した。

実験では、静水圧の結果と比較しながら、試料に 1.6 GPa まで選択的圧力、さらには 12 GPa まで選択的超高压を印加し T_c の変化を調べた。Fig. 1 は 1.6 GPa までの選択的圧力と静水圧を印加したときの RE124 の T_c の変化を示す^{7,8)}。いずれの方向においても圧力印加にともなって T_c が直線的に増大することが観測された。また同時にこのと

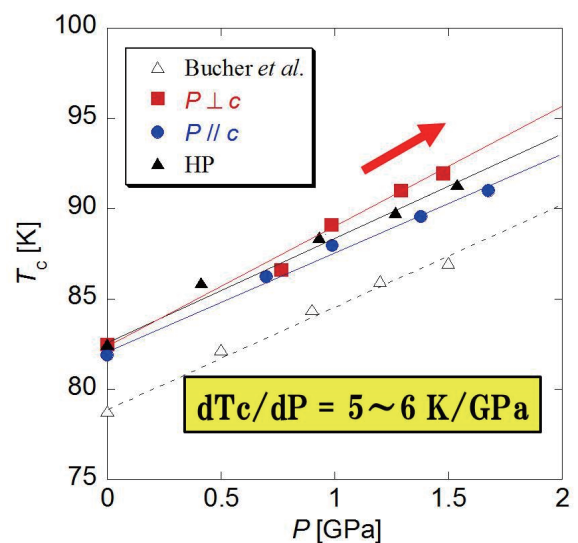


Fig. 1 Pressure dependency T_c of Y-124 under $P \perp c$, $P \parallel c$, and hydrostatic pressure (HP).^{7,8)}

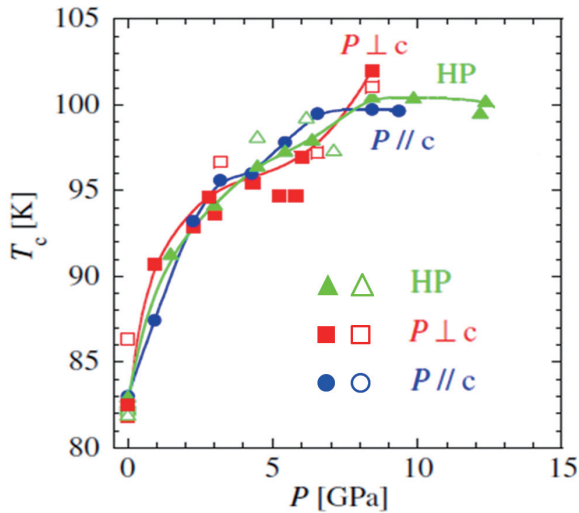


Fig. 2 Pressure dependency of T_c for three types of contraction: hydrostatic pressure (HP), $P \perp c$ (red squares), and $P // c$ (blue circles). The change in T_c as pressure decreases for each case is shown by open symbols.⁹⁾

き B_{22} も高温側に大きく増大することも確認された。Fig. 2 は 12 GPa まで選択的圧力と静水圧を加えたときの T_c 変化を示す。この場合、 T_c は 100 K を超える値に達し、RE124 においては様々な圧力印加手法によっても大幅な T_c 増大が起ることが確認された⁹⁾。特に、静水圧のみならず直接的な選択的圧力印加によって、いずれの結晶方位にも圧縮を与えることで $dT_c/dP = 5 \sim 6$ K/GPa が得られることが明らかにされたのは今回が初めてである。このような振る舞いは、圧力効果によって CuO_2 面の結晶構造が歪んで電子状態が変わるだけでは説明できず、 CuO_2 面への電荷移動等が起こっている可能性が示唆される。

3.2 RE124 および RE123 薄膜の歪・キャリア制御

RE123 薄膜では a , b 軸方向の符号が逆なことから相殺効果があるため、最初に RE124 系薄膜を調べた。PLD 法による RE123 系薄膜の作製条件は既知のものであるが、RE124 薄膜に関しては必ずしも製法は確立していない。これは熱力学的に安定な RE124 相の存在領域が高酸素分圧領域にあり、低い酸素分圧で行う通常の薄膜形成プロセスでは直接合成が困難なためである。そこで本研究では、予め PLD 法や MOD 法によって単結晶基板上に RE124 組成のアモルファス膜を堆積し、後熱処理によってエピタキシャル成長させる固相法で薄膜を得ることを目指した¹⁰⁾。

単結晶の場合と同じ装置を用いて RE123 および RE124 薄膜への静水圧圧縮実験を行った¹¹⁾。ただしこの場合、基板はほとんど変形しないため、実質的には薄膜には一軸圧縮が加わることになる。圧力印加にともない RE123 薄膜の T_c はやや減少しその変化は小さかったが、RE124 薄膜の T_c は大きく上昇し、その後減少に転じた。 T_c 増大時の圧力係

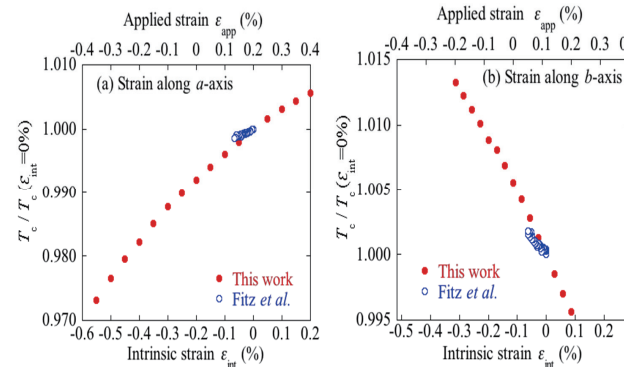


Fig. 3 Normalized T_c by the value at zero intrinsic strain for the applied strain along the (a) a axis and (b) b axis. Open circles indicate single-crystal data.¹⁴⁾

数 dT_c/dP は 10 K/GPa を超えており、単結晶で観測された係数の約 2 倍となった。両者の比較から、RE124 薄膜においてはイントリンシックな格子変形による T_c 増大とキャリアの移動が関与しているものと考えられるが、さらに薄膜の場合は基板に拘束されてすでに歪みを受けているため、単結晶とは異なる新奇な複合効果が働いている可能性もあると考えられた。一方、RE123 薄膜の T_c 変化は、キャリアドープの状態によって異なり、最適ドープの場合 T_c はほとんど変化しないがアンダードープの場合には圧力にとまぬ急激に低下した。RE124 では RE サイトへの Ca 添加によって T_c が 91 K になることも知られており¹²⁾、RE124 の振る舞いは RE123 とは大きく異なっている。

これまでの結果を総合的に判断すると、RE124 薄膜は T_c 最適化の余地がまだ残されており、本研究で想定しているような歪・キャリア等の原子レベル制御によって高 T_c を実現できる可能性を持つ材料であるといえる。

3.3 RE123 系薄膜線材の歪・キャリア制御

IBAD 基板上 RE123 テープは一般的に a , b 軸が長手方向とそれに垂直方向に混在して揃った 2 軸配向をしている。我々はこれまでに高温下での引っ張り装置を立ち上げ、これを用いて高温領域での引っ張り応力を制御することでデツイン化し完全に 3 軸（長手方向に b 軸、垂直方向に a 軸）が揃ったテープ線材を作製することに成功した¹³⁾。ここでは、デツイン化した RE123 線材の歪依存性について初めて明らかになった実験結果について述べる。

デツイン化した試料に対し、4 点曲げ装置¹⁴⁾を用いて外部歪を印加して J_c 及び T_c の歪依存性を調べた。Fig. 3 に T_c の結果を示す¹⁴⁾。その歪依存性は外部歪に対し b 軸方向は上凸の曲線、 a 軸方向ではほぼ直線的となり、逆の歪依存性を示すことが分かった。この結果は、単結晶における T_c の一軸圧力依存性で報告されている結果と良く一致しているが、その結果よりも 10 倍のひずみ領域まで測定できている点で大きな進歩である。Fig. 4 に T_c の歪依存性を元に得られた室温の格子定数変化に対する依存性を示

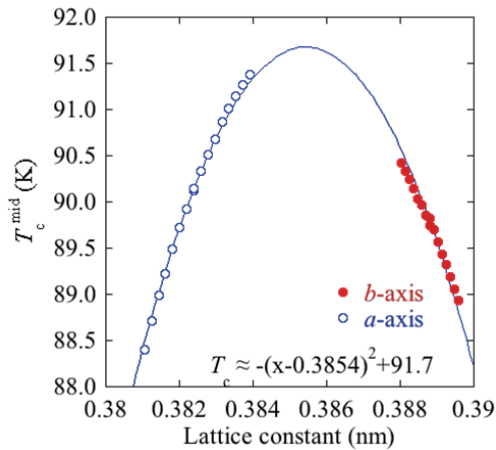


Fig. 4 Relationship between T_c and lattice constants at room temperature obtained using detwinned RE123 films on IBAD substrates.¹⁴⁾

す¹⁴⁾。図から分かるように、 T_c はある格子定数に向かって向上しているように見え、 a 軸、 b 軸の変化に対しほぼ2次関数的な依存性を示している。このとき T_c が最大となる格子定数は約0.385 nmとなると推定される。これは高温超伝導材料の T_c が、 CuO_2 面が正方形となり、格子サイズが0.385 nmに近い状態で最大となることを示唆している、 T_c 最適条件として提案されている予測¹⁵⁾に良く合っている。

4. 高 T_c 物質の薄膜化

歪・キャリア制御を用いたさらなる高 T_c 化に向けてHg系およびBi系の薄膜作製についても検討した。

4.1 Hg系薄膜の作製

Hg系は超伝導体の中で最高の $T_c = 134$ Kを示すが、30 GPaという超高压下では室温の半分の164 Kに達する。しかしながら過去に作製例はあるものの¹⁶⁾、現状では高性能

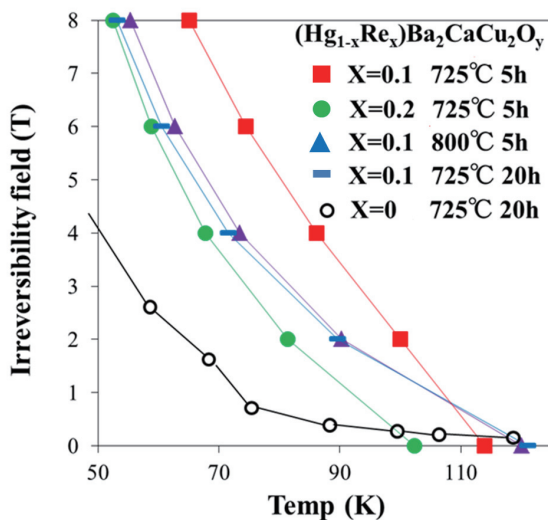


Fig. 5 B_{irr} curves of $(\text{Hg}_{0.9}, \text{Re}_{0.1})\text{Ba}_2\text{CaCu}_2\text{O}_y$ epitaxial films on single-crystal substrates.¹⁸⁾

線材を目指した研究はほとんどなされておらず、その可能性については調べられていない。そこで本研究では、まず単結晶基板上にHg系エピタキシャル超伝導薄膜を作製することを目指した。実験では $(\text{Hg}_{0.9}, \text{Re}_{0.1})\text{Ba}_2\text{CaCu}_2\text{O}_y$ (HR1212) エピタキシャル薄膜を形成することを試みた。最初に $\text{SrTiO}_3(100)$ 基板上にPLD法によって $\text{Re}_{0.1}\text{Ba}_2\text{CaCu}_2\text{O}_y$ プリカーサ膜を形成し、その後Hg:Ba:Ca:Cu = 1:2:1:2組成のペレットとともにガラス管に封入し、700~750°Cにおいてポスト熱処理を行う2 stepプロセス法によって¹⁷⁾HR1212薄膜を得た。X線回折によれば薄膜はエピタキシャル成長しており、またアズデポの状態では $T_c = 117$ Kであった。Re=0.1組成ではRe添加していない場合に比べて T_c は数K低下するものの B_{irr} の増大が観測された。Fig. 5には各種熱処理による B_{irr} の変化を示す。この膜の B_{irr} は77 K ($B||c$)において約6 Tとなり、薄膜における従来報告値を上回る値となった^{18, 19)}。またゼロ磁場 J_c は77 Kにおいて0.6 MA/cm²および100 Kにおいて0.3 MA/cm²を得た。これらの値は、初期の頃のY123エピタキシャル薄膜の J_c や B_{irr} に近い。最適化を進め、さらに人工ピン導入によってより高い B_{irr} や J_c を実現できる可能性がある。またRE123線材において行ったような圧縮応力印加による T_c への影響の検討が今後の課題である。

4.2 Bi系薄膜の作製

Nd:YAGレーザーを用いたPLD法で、 $\text{LaAlO}_3(100)$ 単結晶基板上に(Bi, Pb)2223薄膜を作製した。PLD法で使用したターゲット組成は $\text{Bi}_{2.1}\text{Pb}_{1.5}\text{Sr}_2\text{Ca}_{2.3}\text{Cu}_4\text{O}_y$ となるようにした。成膜直後の薄膜には、Pbが含まれていないためPLD法で使用したターゲットと同じ組成のバルク体で薄膜を囲みポストアニールを行った。ポストアニールを行う温度は833°Cと固定し、アニール時間を12~48時間と変更することで(Bi, Pb)2223が主相となる100 K級エピタキシャル超伝導薄膜の作製に成功している²⁰⁾。こちらも圧縮応力印加による T_c への影響の検討が大変興味深い。

5. 人工ピンによる高 B_{irr} と高 J_c

5.1 RE123系薄膜の作製

ここでは LaAlO_3 単結晶基板上に形成した BaHfO_3 (BHO)添加RE123薄膜における理想的な人工ピンによる J_c と B_{irr} の向上について述べる²¹⁾。TEM観察によればBHOナノロッドが基板から膜表面まで連続的かつ基板に対してほぼ垂直に成長していることが観察された。従来、BHOナノロッドの形状は主に短く切れた形状が多く報告されており、本研究のナノロッドはこれまでの報告とは異なっている。この試料は77 K、 $B||c$ において $F_{pmax} = 28$ GN/m³に達しており、この値は単結晶STO基板上に作製されたY123 + BaSnO_3 薄膜において記録された $F_{pmax} = 28.3$ GN/m³に匹敵する²²⁾。このような優れた性能は金属基板上において実現することが望まれる。

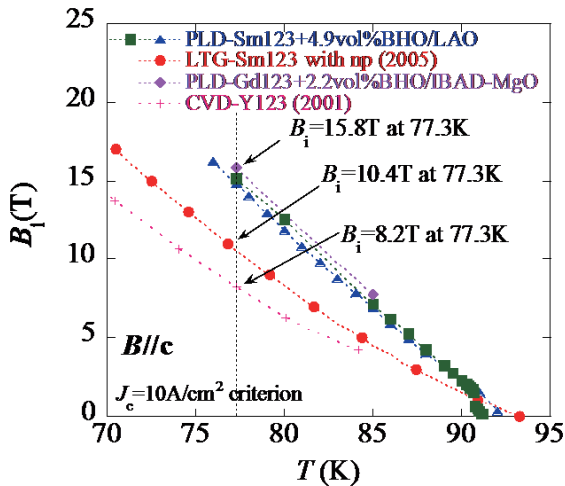


Fig. 6 B_{irr} curves of BHO-doped RE123 films on IBAD-MgO substrates.

5.2 RE123 系線材

BHO 添加 RE123 薄膜をパルスレーザ蒸着法により、IBAD-MgO 基板上に作製した。BHO の添加は RE123 焼結体に扇状に加工した薄い BHO 焼結体を乗せて成膜を行う修飾ターゲット法を用いた。この方法では扇状 BHO の角度を変化させることで BHO 添加量を制御できる。BHO 添加 RE123 線材の F_{pmax} は $B = 6 \text{ T}$ で 23.5 GN/m^3 を示した²³⁾。これは IBAD-MgO 基板上において単結晶上と同様の値が得られることを証明した世界で最初の例である。また、Fig. 6 に示すようにこの試料の 77 K、 $B//c$ において得られた $B_{irr} = 15.8 \text{ T}$ は通常の RE123 線材の B_{irr} の約 2 倍となり、現在の世界記録となっている²³⁾。また最近の測定によれば、20 K で測定された金属基板上の同種試料の F_{pmax} は 770 GN/m^3 となった²⁴⁾。

今回 IBAD 基板上に成長した RE123 線材は、単結晶基板上に成長した非常に高い F_p を有する BHO 添加 RE123 とほぼ同程度の性能を有することが明らかになった。また、IBAD 基板上において、 $B_{irr} = 15.8 \text{ T}$ という大変高い値も実現できた。以上の結果より、連続的かつ直線的な BHO ナノロッドが細く高密度に成長したことで、高磁場において量子化磁束はナノロッドに効率よくピン止めされ高い F_p を示したと考えられる。これらの人工ピン手法が、前述の Hg 系薄膜等々にも適用できれば、高 T_c を維持しながら高い B_{irr} や J_c を実現することが期待できる。

6. 今後の展望

RE124 系や Hg 系銅酸化物超伝導体は新しい高 T_c 超伝導線材の候補であるが、現状ではこれらの物質群に関してはほとんど研究がなされていない。本研究ではこれら物質群のポテンシャルを知るため、エピタキシャル薄膜を作製しその T_c および B_{irr} を調べてきた。その結果、これら物質群は優れた性能を秘めており、今後、最適化の余地が十分

残されていることが示唆された。RE123 系と RE124 系における歪効果に関する知見も興味深い。これは銅酸化物高温超伝導物質の T_c 向上を探るためだけでなく応用の観点からも有用である。例えば、RE123 系の歪特性と T_c との関係解明は、現状の 123 系コーテッドコンダクターの機械特性の振る舞いの理解に不可欠である。

また、本研究では超伝導線材の液体窒素温度応用を重要な適用先として位置づけてきたが、その点で、理想的な形状の人工ピン導入によって RE123 線材の 65~77 K の磁場中臨界電流特性を大幅に向上できた点は意義深い。将来の高温超伝導 MRI (3 T、10 T) は 20 K 以下の運転温度が想定されるが、これを 65 K 以上の液体窒素運転に切り替えることが期待できる。具体的には、77 K で 3 T、65 K で 10 T という位置付けが可能となる。現在普及している MRI が冷凍機冷却でなく液体窒素冷却となれば、冷凍機運転に伴う電力消費が不要となり、少なくとも日本国内だけでも大幅な CO_2 削減となることが期待される。

このように、ゲームチェンジテクノロジーとなりうる高 T_c 、高 B_{irr} 、高 J_c を同時に増大させる技術開発を通じて、今後高温超伝導線材の適用範囲を拡大し、エネルギー効率の高い超伝導システムの普及を促すことで低炭素化社会実現に向けて貢献していくことが期待される。

7. まとめ

本研究においては、高性能超伝導線材の実現を目指して以下の課題を検討し目標を達成することができた。

- ① 圧力効果の大きいエピタキシャル銅酸化物超伝導薄膜の作製プロセスの確立
- ② 選択的残留圧力の印加方法の確立と銅酸化物超伝導薄膜の T_c 増大効果の確認
- ③ 歪・キャリア制御による T_c 、 B_{irr} の最適化と 100~120 K 級銅酸化物超伝導薄膜の実現
- ④ 銅酸化物超伝導薄膜の高 B_{irr} 化、高 J_c 化に向けた理想的人工ピン導入技術の確立
- ⑤ IBAD 金属基板上において、単結晶基板上に匹敵する高 J_c を有する短尺銅酸化物超伝導線材の実現

今後は、高性能の銅酸化物超伝導薄膜を用いた金属基板上の超伝導線材の開発により集中していくことで、将来の液体窒素温度を含む幅広い温度領域での使用を目指した高磁場応用向け超伝導線材の開発を加速し、超伝導機器の普及を通じて低炭素化社会実現に貢献したいと考えている。

本研究は、科学技術振興機構・先端的低炭素化技術開発 (JST-ALCA) 「超伝導システム」の援助を受け実施したものである。

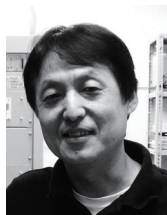
参 考 文 献

- 1) L. Gao, et al.: "Superconductivity up to 164 K in $\text{HgBa}_2\text{Ca}_{m-1}\text{Cu}_m\text{O}_{2m+2+\delta}$ ($m=1, 2, \text{ and } 3$) under quasihydrostatic pressures", *Phys. Rev. B* **50** (1994) 4260(R)
- 2) J.J. Scholtz, et al.: "Pressure dependence of T_c and H_{c2} of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_8$ ", *Phys. Rev. B* **45** (1992) 3077
- 3) K. Matsumoto and P. Mele: "Artificial pinning center technology to enhance vortex pinning in YBCO coated conductors", *Supercond. Sci. Technol.* **23** (2010) 014001
- 4) J.-P. Locquet, et al.: "Doubling the critical temperature of $\text{La}_{1.9}\text{Sr}_{0.1}\text{CuO}_4$ using epitaxial strain", *Nature* **394** (1998) 453
- 5) 高橋博樹:「マテリアルサイエンスにおける超高压技術と高温超伝導研究」, 日大叢書、2006
- 6) U. Welp, et al.: "Effect of uniaxial stress on the superconducting transition in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ ", *Phys. Rev. Lett.* **69** (1992) 2130
- 7) M. Mito, et al.: "Uniaxial strain effects on cuprate superconductor $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_8$ ", *J. Phys. Soc. Jpn.* **81** (2012) 113709
- 8) B. Bucher, et al.: "Strong pressure dependence of T_c of the new 80 K phase $\text{YBa}_2\text{Cu}_4\text{O}_{8+x}$ ", *Physica C* **157** (1989) 478.
- 9) M. Mito, et al.: "Effective disappearance of the Meissner signal in the cuprate superconductor $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_8$ under uniaxial strain", *J. Phys. Soc. Jpn.* **83**, (2014) 023705
- 10) T. Manabe, et al.: "Solid-state epitaxy of c -axis-oriented Yb124 films prepared by coating-pyrolysis process", *Physica C* **303** (1998) 53
- 11) M. Mito, et al.: "Effects of selective lattice deformation on $\text{YbBa}_2\text{Cu}_4\text{O}_8$ and $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ epitaxial films", *Appl. Phys. Lett.* **104** (2014) 102601
- 12) T. Miyake, et al.: " T_c increased to 90 K in $\text{YBa}_2\text{Cu}_4\text{O}_8$ by Ca doping", *Nature* **341** (1989) 41
- 13) T. Takumi et al.: "Applied Strain Effect on Superconducting Properties for Detwinned (Y, Gd)BCO Coated Conductors", *IEEE Trans. Appl. Supercond.*, **25** (2015) 8400704
- 14) S. Awaji, et al.: "Strain-controlled critical temperature in $\text{REBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ -coated conductors", *Scientific Reports* **5** (2015) 11156
- 15) J.L. MacManus-Driscoll, et al.: "Future direction for cuprate conductors", *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **21** (2011) 2495
- 16) Y.Y. Xie, et al.: "Epitaxy of $\text{HgBa}_2\text{CaCu}_2\text{O}_6$ superconducting films on biaxially textured Ni substrates", *Appl. Phys. Lett.* **77** (2000) 4193
- 17) A. Ogawa, et al.: "Fabrication of (Hg,Re)-1212 thin films on STO substrates with buffer layers", *Physica C* **392-396** (2003) 1296
- 18) 松本 要ら:「エピタキシャル Hg 系超伝導薄膜の不可逆磁場特性」, 応用物理学会学術講演会概要集 (2015) 3
- 19) M. Rupp, et al.: "Magnetic field induced broadening of the resistive transition in epitaxial c -axis-oriented $\text{HgBa}_2\text{CaCu}_2\text{O}_{6+\delta}$ films", *Appl. Phys. Lett.* **67** (1995) 291
- 20) S. Takahira, et al.: 27th International Symposium on Superconductivity (November, 2014, Tokyo) WTP-29
- 21) A. Tsuruta, et al.: "The influence of the geometric characteristics of nanorods on the flux pinning in high-performance BaMO_3 -doped $\text{SmBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ films ($M = \text{Hf}, \text{Sn}$)", *Supercond. Sci. Technol.* **27** (2014) 065001
- 22) P. Mele, et al.: "Ultra-high flux pinning properties of BaMO_3 -

doped $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ thin films ($M = \text{Zr}, \text{Sn}$)", *Supercond. Sci. Technol.* **21** (2008) 032002

- 23) S. Awaji, et al.: "High-performance irreversibility field and flux pinning force density in BaHfO_3 -doped $\text{GdBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ tape prepared by pulsed laser deposition" *Applied Physics Express* **8** (2015) 023101
- 24) S. Miura, et al.: "Vortex pinning at low temperature under high magnetic field in $\text{SmBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ superconducting films with high number density and small size of BaHfO_3 nano-rods", to be published in *Supercond. Sci. Technol.* (2015)

松 本 要



1982 年京都大学工学部金属加工学科卒業。1984 年同大学院工学研究科博士前期課程(冶金学専攻)修了。1984 年古河電工(株)勤務。超伝導材料開発に従事。2000 年京都大学大学院助教授。2007 年九州工業大学大学院教授。超伝導線材・薄膜および磁束ピンニングの研究に従事。低温工学・超電導学会, 応用物理学会会員。工学博士。

吉 田 隆



1998 年名古屋大学大学院工学研究科博士後期課程修了。(株)日立製作所、日立研究所、1999 年から名古屋大学助手・准教授を経て、現在工学研究科教授。主に超伝導薄膜を含む酸化物系機能性薄膜の研究に従事。低温工学・超電導学会、応用物理学会、電気学会会員。工学博士。

高 野 義 彦



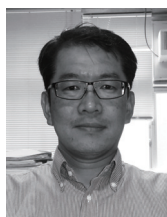
1989 年横浜市立大学文理学部物理学課程卒業。1995 年同大学院総合理学研究科博士課程修了。1995 年より東京大学物性研究所 特別研究員勤務。超伝導の圧力効果について研究。1999 年より物質・材料研究機構勤務。超伝導材料開発に従事。2006 年グループリーダー。現在に至る。低温工学・超電導学会, 日本物理学会, 応用物理学会会員。理学博士

淡 路 智



1990 年広島大学理学部物理学専攻博士課程前期修了。同年 4 月より金属材料研究所に勤務, 現在同研究所准教授。強磁場を用いた超伝導材料の物性評価, 結晶成長における磁場効果, 伝導冷却型超伝導マグネットの開発, 強磁場マグネットの開発などが現在の主なテーマ。専門は超伝導工学。低温工学・超電導学会, 応用物理学会, 磁気科学会, 日本金属学会会員。博士(工学)。

美 藤 正 樹



1992 年九州大学理学部物理学専攻卒業。1994 年同大学院工学研究科博士前期課程(応用物理学専攻)修了。1998 年同大学院工学研究科博士後期課程(応用物理学専攻)修了。2012 年九州工業大学大学院工学研究科教授。分子磁性・超伝導体の高压物性研究に従事。日本物理学会, 日本応用物理学会, 日本高圧力学会会員。博士(工学)。