人工ピンニングセンターとして BaHfO₃ を添加した GdBa₂Cu₃O_y 超伝導線材の引張・圧縮ひずみに対する臨界電流特性

宇佐美 貴史^{*1,†}, 吉田 隆^{*1}, 一野 祐亮^{*1},
菅野 未知央^{*2}, 衣斐 顕^{*3}, 和泉 輝郎^{*3}

Critical Current Properties of GdBa₂Cu₃O_y-coated Conductors Doped with BaHfO₃ as Artificial Pinning Centers on Tensile and Compressive Strain

Takashi USAMI^{*1,†}, Yutaka YOSHIDA^{*1}, Yusuke ICHINO^{*1}, Michinaka SUGANO^{*2},
Akira IBI^{*3} and Teruo IZUMI^{*3}

Synopsis: In order to improve the J_c of REBa₂Cu₃O_y (REBCO: RE = Y, Gd, Er, Nd, Sm)-coated conductors in magnetic fields, it is effective to introduce artificial pinning centers (APCs) into the REBCO films. On the other hand, in superconducting coil applications, bending deformation and hoop stress are added to the REBCO-coated conductors. In this study, we aim to clarify the effect of APC doping on the strain effect in REBCO-coated conductors. We fabricated pure GdBCO-coated conductors and BHO-doped GdBCO-coated conductors using a pulsed laser deposition method with Nd:YAG reel-to-reel systems on IBAD-MgO substrates. From measurements of the in-field J_c , it was found that BHO doping formed nanorods. The results after measuring the mechanical properties of I_c in the coated conductors, showed an upward convex curve for the I_c strain dependence of all samples. The peak strain (ε_p) of the pure GdBCO-coated conductors was -0.33%, whereas the ε_p of the 2.2 vol.% BHO-doped GdBCO-coated conductors was -0.68%. There is a correlation in the ε_p and BHO contents. In addition, the strain sensitivity of the I_c in BHO-doped GdBCO-coated conductors is smaller than that of the pure GdBCO-coated conductors. Moreover, regardless of the peak strain, the irreversible strain of the BHO-coated conductors was 0.64%-0.74% for tensile strain.

Keywords: GdBa₂Cu₃O_y, nanorods, thin films, strain

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

1. はじめに

超伝導ケーブルや超伝導磁気エネルギー貯蔵 (SMES) などの超伝導応用機器は、省エネルギー社会の実現に有効な電力機器である。また、超伝導は加速器や核融合などの

高エネルギー物理の領域においても重要な役割を担っている。現在、超伝導機器に用いられている超伝導材料は、金属系の NbTi などが主流であり、NbTi を用いた超伝導機器の運用には希少価値の高い液体ヘリウムが必要である。そのため、運用コストが高くなり超伝導機器の広範囲な普及に大きな障害となっている。そこで注目されているのが、高温超伝導体と呼ばれる T_c が液体窒素温度を超える超伝導体であり、実用化の障害であった冷却コストを大幅に改善することができる。その中でも REBa₂Cu₃O_y (REBCO: RE = Y, Gd, Er, Nd, Sm) 超伝導体は臨界電流が高く、機器の小型化や高磁場化に向け、期待されている¹⁾。

REBCO 超伝導体の結晶構造には異方性があり、大電流を通電するためには 2 軸配向させる必要がある。現在、無配向金属基板上に配向中間層を作製する Ion Beam Assisted Deposition (IBAD) 法や配向金属基板を作製する Rolling Assisted Biaxially Textured Substrate (RABiTS) 法を用いて 2 軸配向した REBCO 線材が作製されている^{2,3)}。その中

Received May 25, 2015

^{*1} 名古屋大学大学院工学研究科エネルギー理工学専攻
〒464-8603 愛知県名古屋市千種区不老町
Dept. of Energy Engineering and Science, Nagoya University,
Furo-cho, Chikusa-ku, Nagoya, Aichi 464-8603, Japan

^{*2} 高エネルギー加速器研究機構
〒456-8587 茨城県つくば市大穂 1-1
High Energy Accelerator Research Organization,
1-1 Oho, Tsukuba, Ibaraki 305-0801, Japan

^{*3} 国際超伝導産業技術センター 超伝導工学研究所
〒213-0012 神奈川県川崎市高津区坂戸 3-2-1
Superconductivity Research Laboratory,
International Superconductivity Technology Center,
3-2-1 Sakado, Takatsu-ku, Kawasaki, Kanagawa 213-0012, Japan
E-mail: usami-takashi14@ees.nagoya-u.ac.jp
DOI: 10.2221/jcsj.50.409

でも、特に IBAD 法で作製された超伝導線材は、基板に高強度なハステロイが用いられていることから、線材としての機械的な強度が高いことが知られている⁴⁾。また、REBCO 超伝導体中に人工ピンニングセンター (APC: Artificial Pinning Center) を導入することで REBCO 薄膜に侵入した量子化磁束を捕捉し、磁場中超伝導特性を向上させる試みが研究されている⁵⁻⁹⁾。APC は、様々な温度領域で効果的に磁束をピンニングできるため¹⁰⁾、機器のさらなる小型化や高磁場化に有効である。

APC の中でも BaMO₃ (BMO: M = Zr, Sn, Hf) 材料は様々な研究グループで研究が行われている。特に、気相法では、BMO は REBCO 薄膜中で自己組織化し、ナノロッドとして成長する。加えて、BMO ナノロッドは温度や添加量により、形状、直径、数密度を制御することが可能である¹¹⁻¹³⁾。また、BMO ナノロッドの形状、直径、数密度により磁場中超伝導特性が異なり、例えば、*c* 軸方向に垂直に BMO ナノロッドを成長させた場合、*B*//*c* 方向の磁場中超伝導特性が向上し⁹⁻¹¹⁾、*c* 軸方向に短く切れた BMO ナノロッドを成長させた場合、全磁場印加角度に対する磁場中超伝導特性が向上する¹²⁾。さらに、BMO ナノロッドの数密度を増加させることで、より高磁場中での超伝導特性が向上させることができる。

一方、REBCO 超伝導体は銅酸化物であるため、靱性が非常に小さく 0.4%程度ひずみで破断する可能性がある¹⁴⁾。超伝導線材を機器応用する際、多くの機器は線材に曲げ変形を加えて作製される。さらに、コイル応用においては高電流・強磁場中で運用されるため、線材にはフープ応力も重畳される。加えて REBCO 超伝導体は弾性変形領域のひずみに対しても臨界電流が変化するため、機器設計をする際、線材の機械的特性は重要な要素の一つである。

REBCO の機械的特性に関する研究は多数行われており、その評価方法に関しても、曲げ試験や引張試験に加えて、放射光や中性子回折を用いた内部ひずみ状態の観察など多岐にわたる¹⁴⁻²⁰⁾。例えば、Sugano らによって行われた異なる配向方向の GdBCO 線材の内部ひずみ評価に関する実験では、線材に一軸ひずみを加えながら GdBCO の (200)及び(020)を 2 θ scan することで外部ひずみと内部の結晶ひずみの関係を明らかにした。さらに、両線材の一軸ひずみに対する I_c の変化の違いが内部の結晶ひずみによって説明できると報告されている²⁰⁾。また、超伝導線材では超伝導層の成膜から機器の運用まで、約 1000 K 程度の温度変化を経験するため、残留熱ひずみが存在することが示唆されている。加えて、成膜後の酸素導入による結晶構造の変化もひずみ状態に影響を与えるため、超伝導体の無ひずみ状態の評価は難しい課題となっている。放射光を用いた測定では、線材から超伝導層を剥離した粉末を 2 θ scan することで超伝導体の無ひずみ状態の格子定数を測定することが可能であり、これによって超伝導線材にお

ける真の無ひずみ状態の評価がなされている^{20, 21)}。

現在、APC を導入した REBCO 超伝導体の機械的特性を評価した報告は非常に少ない。そこで、APC が REBCO 超伝導体におけるひずみ効果に与える影響を明らかにするため、IBAD-MgO 基板上に BaHfO₃ (BHO) ナノロッドを導入した GdBCO 超伝導線材を作製し、 I_c のひずみ特性を評価した。

2. 薄膜作製及び評価方法

Nd:YAG-Reel-to-Reel システムを用いた PLD 法により BHO 添加 GdBCO 超伝導線材を作製した。また、本研究で作製したすべての線材は、同じ配向性を有する IBAD-MgO 基板 (CeO₂ キャップ層 $\Delta\phi=1.79^\circ$) に、以下の条件で成膜した。GdBCO ターゲットを用いて、酸素分圧 90 Pa、ターゲット基板間距離 55 mm、基板の移動速度を 0.02 mm/s として、長さ 80 mm、幅 10 mm の線材を作製した。成膜領域中で基板の表面温度が 780°C となるようにヒーターの温度を調節した。レーザーの繰り返し周波数は 10 Hz、エネルギー密度は 2.5 J/cm² とした。BHO 添加 GdBCO 線材は、BHO と GdBCO を混合したターゲットを用いて作製し、BHO 添加量が 0.7 vol.%、1.5 vol.%及び 2.2 vol.%線材を作製した。作製した線材は、すべて 350°C で 1.5 時間酸素アニールし、その後 DC スパッタを用いて 3.5 μ m の Ag 安定化層を成膜した。作製した試料の組成、BHO 添加量、及び膜厚は高周波誘導結合プラズマ発光 (ICP) 分析法を用いて測定し、結晶構造は X 線回折 (XRD) 法を用いて評価した。磁場中超伝導特性は PPMS を用いて測定した。PPMS を用いた測定では、線材を 3 mm $\times$ 10 mm のサイズに加工した後、レーザーエッチングにより 0.1 mm のブリッジを形成し、直流四端子法を用いて測定した I - V 特性から I_c を決定した。また、機械的特性の評価は Goldacker 型試験機 (最小曲率半径: 6 mm) を用いて行った²²⁾。液体窒素中で連続的に曲げ変形を加え、各曲率における I_c を測定した。また、一定ひずみごとに負荷を除き、除荷後の I_c が、その曲率で測定した I_c より 1%以上低下したひずみを不可逆ひずみと定義した。機械的特性を評価する際の I_c は、線材に加工を行わず、10 mm $\times$ 80 mm の状態で、直流安定化電源を用いて電流を輸送し測定した I - V 特性から決定した。電界基準はそれぞれの測定で 1 μ V/cm とした。本論文では、超伝導層中心における長手方向の長さ l_0 の変化率をひずみ率 ε と定義し、各曲率半径 R におけるひずみ率は、(1)式から決定した。(1)式では、線材における中立軸がハステロイの中央に位置していると仮定し、ハステロイ厚み方向の中心から超伝導層中心までの距離を d としている。本研究で用いた線材は、すべて $d=0.0511$ mm である。また、 $d \ll R$ であるため $R+d \approx R$ と近似した。Ag 安定化層が上表面にある状態で、上に凸の曲げ変形を加えると超伝導層には引張りひずみ

Table 1 Specifications of the GdBCO-coated conductors in this paper

	Pure-GdBCO	GdBCO+BHO	GdBCO+BHO	GdBCO+BHO
BHO contents	0	0.7 vol. %	1.5 vol. %	2.2 vol. %
Ag	3.5 μm	3.5 μm	3.5 μm	3.5 μm
GdBCO	200 nm	200 nm	200 nm	200 nm
Buffer layers	CeO ₂ /LaMnO ₃ /MgO /Gd ₂ Zr ₂ O ₇ /Y ₂ O ₃	CeO ₂ /LaMnO ₃ /MgO /Gd ₂ Zr ₂ O ₇ /Y ₂ O ₃	CeO ₂ /LaMnO ₃ /MgO /Gd ₂ Zr ₂ O ₇ /Y ₂ O ₃	CeO ₂ /LaMnO ₃ /MgO /Gd ₂ Zr ₂ O ₇ /Y ₂ O ₃
Substrate	Hastelloy	Hastelloy	Hastelloy	Hastelloy
J_c^{self} of 0.1 mm bridge at 77 K	1.6 MA/cm ²	2.7 MA/cm ²	1.6 MA/cm ²	1.3 MA/cm ²
ϵ_{irr} (compressive)	$\epsilon_{\text{irr}} < -0.68\%$	$\epsilon_{\text{irr}} < -0.68\%$	$\epsilon_{\text{irr}} < -0.68\%$	$\epsilon_{\text{irr}} < -0.68\%$
ϵ_{irr} (tensile)	$0.74\% < \epsilon_{\text{irr}}$	$0.65\% < \epsilon_{\text{irr}} < 0.74\%$	$0.65\% < \epsilon_{\text{irr}} < 0.74\%$	$0.65\% < \epsilon_{\text{irr}} < 0.74\%$

が負荷され、下に凸の曲げ変形を加えると超伝導層には圧縮ひずみが負荷される。引張ひずみを正の符号、圧縮ひずみを負の符号で表した。曲げひずみにおいては一軸ひずみと異なり、超伝導層にはひずみの勾配が存在するが、本研究における最大印加のひずみである 0.78% のひずみの場合、200 nm 厚の超伝導層上面と下面のひずみ差は約 0.003% となり、0.78% のひずみに対して超伝導層内のひずみ分布は十分に無視できる。印加ひずみの小さい場合には、さらにひずみの勾配は小さくなるため、曲げによる超伝導層内部のひずみ分布は無視できる。加えて、実験的に超伝導線材の曲げひずみと一軸ひずみに対する I_c の変化は一致しているため²⁰⁾、本論文では曲げひずみと一軸ひずみは同じひずみとして議論する。

$$\epsilon = \frac{l - l_0}{l_0} \times 100 = \frac{d}{R + d} \times 100 \approx \frac{d}{R} \times 100 \quad [\%] \quad (1)$$

3. 実験結果

3.1 BHO 添加 GdBCO 超伝導線材の作製

Table 1 に作製した GdBCO 線材の諸特性を示す。ICP 測定の結果より作製した線材の GdBCO 超伝導層の膜厚はすべて 200 nm 程度であることを確認した。また、XRD 測定の結果から、GdBCO 層は良好な c 軸配向を示すことを確認した。面内配向度は、それぞれ 2° 程度であり、GdBCO 層は線材長さ方向に [100]、[010] 配向であった。**Table 1** に示すように、作製した線材の J_c^{self} は 1.3 MA/cm²–2.7 MA/cm² を示した。**Fig. 1** に $B//c$ 方向に対する J_c の磁場依存性を示す。**Fig. 1** より、すべての BHO 添加 GdBCO 線材における磁場中超伝導特性が無添加の GdBCO 線材と比較して、向上していることがわかる。さらに **Fig. 2** に示す J_c の磁場印加角度依存性から、 $B//c$ 方向にピークが確認されるため、BHO は c 軸方向に平行なナノロッドとして成長していると考えられる。これらの結果から本研究で作製した線材は BHO がナノロッドとして、磁場中超伝導特性の向上に有効に働いていると言える。

Fig. 1 Magnetic field dependence of J_c for BHO-doped GdBCO-coated conductors at 77 K in $B//c$.

Fig. 2 Applied field angular dependence of J_c of BHO-doped GdBCO-coated conductors at 77 K in $B = 1$ T.

3.2 BHO 添加 GdBCO 線材のピークひずみ

Fig. 3 に作製した各線材の I_c のひずみ依存性を示す。図中破線は式(2)に示すフィッティング関数である。式中の a は I_c のひずみ感受性、 ϵ_p はピークひずみを表す。**Fig. 3** より、すべての線材の I_c はひずみに対してべき乗則に従うことが確認された。さらに、BHO 添加量に応じて、図中

Fig. 3 Bending strain dependence of I_c for GdBCO-coated conductors at 77 K in self-field. The arrows indicate the peak strain for each coated conductor.

Fig. 4 Bending strain dependence of I_c for GdBCO-coated conductors at 77 K in self-field. Vertical axis is the normalized maximum of I_c and the horizontal axis is normalized peak strain.

$$\frac{I_c}{I_{c,\max}} = 1 - a(\varepsilon_a - \varepsilon_p)^2 \quad (2)$$

矢印で示す I_c の最大値を取るひずみの値（以下：ピークひずみ）が圧縮側へシフトしていることが確認された。これまで、Cu 安定化層を導入した YBCO の I_c のひずみ特性を評価した実験において、Cu 安定化層と YBCO の熱膨張係数の違いにより圧縮の残留ひずみが生じ、その残留ひずみによってピークひずみがシフトすると報告されている²³⁾。本実験で APC として用いた BHO の ab 面方向の格子定数は 4.17 Å であり、GdBCO の ab 軸長 3.89 Å よりも大きい。したがって超伝導層内部には BHO と GdBCO の格子不整合により、引張の残留ひずみが存在することが想定される。Cu 安定化層導入 YBCO のピークシフト同様、引張の残留ひずみが外部からの圧縮ひずみによって緩和されることで I_c が回復し、ピークひずみが圧縮側にシフト

Fig. 5 BHO content dependence of strain sensitivity (circle) and peak strain (square).

したと考えられる。また、ピークひずみと BHO 添加量には相関があり、BHO 添加量が多いほど、ピークひずみがより圧縮側にシフトすることが確認された。

Fig. 4 に各線材の I_c のひずみ依存性に関して、縦軸を I_c の最大値、横軸をピークひずみで規格化したグラフを示す。フィッティング関数として Fig. 3 と同様、(2)式を用いた。Fig. 4 より BHO 添加量を増加させることでひずみ感受性が小さくなる傾向が確認された。無添加の GdBCO 線材における a 値は 0.168 を示し、BHO 添加量が 0.7 vol.%, 1.5 vol.%, 2.2 vol.% の GdBCO 線材の a 値はそれぞれ 0.159, 0.146, 0.109 を示した。最もひずみ感受性が大きな無添加 GdBCO 線材の a 値に対して、最もひずみ感受性の小さい BHO 2.2 vol.% 添加 GdBCO 線材の a 値は約 35%低下している。1 節で述べた異なる配向方法の GdBCO 線材の内部ひずみ測定では、長さ方向に(110)配向している GdBCO 線材は、長さ方向に(100)または(010)配向している GdBCO 線材に対してひずみ感受性が約 83%低下していたが、この低下率は外部ひずみに対する内部の結晶ひずみの変化量の差とおおよそ一致していると報告されている²⁰⁾。この報告から、BHO を導入することで、GdBCO の外部ひずみに対する内部の結晶ひずみの変化量が低下し、ひずみ感受性が低下した可能性があると考えられる。

Fig. 5 に BHO 添加量に対するピークひずみ、ひずみ感受性を示す。Fig. 5 から BHO 添加量に対してピークひずみ、ひずみ感受性は単調に減少することがわかる。BHO 添加量が増加すると、ナノロッド直径は一定で、数密度が増加することから¹³⁾、ピークひずみのシフト、及びひずみ感受性の低下にはナノロッドの数密度が関係していると考えられる。

3.3 引張ひずみに対する不可逆ひずみ

I_c のひずみ依存性を測定した結果、本研究で作製したすべての線材の I_c は $\varepsilon = -0.68\%$ の圧縮ひずみに対して可逆的であった。これは $\varepsilon = -0.68\%$ 以下の圧縮ひずみに対して弾性変

Fig. 6 Tensile strain dependence of I_c for each GdBCO-coated conductor and irreversible strain.

形領域内であり、クラックなどの超伝導層の破壊が起きていないことを示している。**Fig. 6** に引張ひずみに対する I_c の不可逆領域を示す。**Fig. 6** から、無添加の GdBCO 線材においては $\epsilon=0.78\%$ の引張ひずみに対して I_c は可逆的で破壊は起きていないと考えられる。一方、BHO 添加 GdBCO 線材の I_c は BHO の添加量によらず、すべて $0.65\% < \epsilon < 0.74\%$ のひずみ領域で不可逆的な変化を示した。3.2 で述べた Cu 安定化層導入 YBCO に関する実験²³⁾では、圧縮の残留ひずみにより引張ひずみに対する不可逆ひずみが向上したと報告されている。BHO 導入により GdBCO に引張の残留ひずみが生じたことで、BHO 添加 GdBCO 線材の不可逆ひずみは、無添加の GdBCO 線材と比べて低下したと考えられる。

4. まとめ

本研究では、APC が REBCO 超伝導体の機械的特性に与える影響を明らかにするため、IBAD-MgO 基板上に異なる添加量で BHO ナノロッドを導入した GdBCO 超伝導線材を作製し、 I_c のひずみ特性を評価した。磁場中超伝導特性を測定した結果、本研究で作製した GdBCO 超伝導線材には c 軸相関ピンとして働く BHO ナノロッドが導入されていた。

それらの線材について、Goldacker 型試験機を用いて I_c のひずみ特性を評価した結果、すべての線材の I_c ひずみ依存性は、放物線状であった。また、BHO を添加することで、ピークひずみが圧縮側にシフトすることが確認された。さらに、ピークひずみは BHO 添加量が多くなるほど圧縮側にシフトし、BHO を 2.2 vol.% 添加した GdBCO 線材では無添加の線材のピークひずみより約 0.3% 圧縮側にシフトすることを確認した。一方、BHO 添加 GdBCO 線材の不可逆ひずみ領域は各線材のピークひずみの位置によらず、0.65% から 0.74% のひずみ領域であった。また、BHO 添加 GdBCO 線材のひずみ感受性に関しても、無添

加の GdBCO 線材と比べて小さい値を示し、無添加 GdBCO 線材のひずみ感受性が 0.168 であるのに対して、BHO を 2.2 vol.% 添加した GdBCO 線材では 0.109 という値を示した。

今後、放射光や中性子回折を用いた内部ひずみ状態の観察や透過型電子顕微鏡を用いた微細構造観察を行うことで、より詳細に APC が REBCO の機械的特性に与える影響を考察することが可能になると考えられる。

本研究の一部は JSPS 科研費 (23226014、25289358、15H04252、15K14301 及び 15K1430) の助成、及び高温超電導コイル基盤技術開発プロジェクトの一環として経済産業省の委託、及びリットリウム系超電導電力機器技術研究開発の一環として NEDO の委託により実施したものである。

参 考 文 献

- 1) K. Shikimachi, N. Hirano, S. Nagaya, et al.: "System coordination of 2 GJ class YBCO SMES for power system control," IEEE Trans. Appl. Supercond. **19** (2009) 2012-2018
- 2) Y. Iijima, M. Kimura, T. Saitoh and K. Takeda: "Development of Y-123-coated conductors by IBAD process," Physica C **335** (2000) 15-19
- 3) A. Goyal, F.A. List, J. Mathis, M. Paranthaman, E.D. Specht, D.P. Norton, C. Park, D.F. Lee, D.M. Kroeger, D.K. Christen, J.D. Budai and P.M. Martin: "High critical current density $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ tapes using the RABiTs approach," J. Supercond. **11** (1989) 481-487
- 4) C.C. Clickner, J.W. Ekin, N. Cheggour, C.L.H. Thieme, Y. Qiao, Y.-Y. Xie and A. Goyal: "Mechanical properties of pure Ni and Ni-alloy substrate materials for Y-Ba-Cu-O coated superconductors," Cryogenics **46** (2006) 432-438 433
- 5) L. Civale, A.D. Marwick, T.L. Worthington, M.A. Kirk, J.R. Thompson, K. Krusin-Elbaum, Y. Sun, J.R. Clem and F. Holtzberg: "Vortex confinement by columnar defects $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ in crystals: enhanced pinning at high fields and temperatures," Phys. Rev. Lett. **67** (1991) 648-651
- 6) K. Matsumoto, T. Horide, K. Osamura, M. Mukaida, Y. Yoshida, A. Ichinose and S. Horii: "Enhancement of critical current density of YBCO films by introduction of artificial pinning centers due to the distributed nano-scaled Y_2O_3 island on substrates," Physica C **412** (2004) 1267-1271
- 7) T. Haugan, P.N. Barnes, R. Wheeler, F. Meisenkothen and M. Sumpston: "Addition of nanoparticle dispersions to enhance flux pinning of the $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ superconductor," Nature **430** (2004) 867-870
- 8) J.L. Macmanus-Driscoll, S.R. Foltyn, Q.X. Jia, H. Wang, A. Serquis, B. Maiorov, L. Civale, M.E. Hawley, M.P. Maley and D.E. Peterson: "Strongly enhanced current densities in superconducting coated conductors of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x} + \text{BaZrO}_3$," Nature Mater. **3** (2004) 439
- 9) P. Mele, K. Matsumoto, T. Horide, A. Ichinose, M. Mukaida, Y. Yoshida, S. Horii and R. Kita: "Ultra-high flux pinning properties of BaMO_3 -doped $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ thin films ($M = \text{Zr, Sn}$)," Supercond. Sci. Technol. **21** (2008) 032002

- 10) V. Selvamanickam, Y. Yao, Y. Chen, T. Shi, Y. Liu, N.D. Khatri, J. Liu, C. Lei, E. Galstyan and G. Majkic: "The low-temperature, high-magnetic-field critical current characteristics of Zr-added (Gd,Y)Ba₂Cu₃O_x superconducting tapes," Supercond. Sci. Technol. **25** (2012) 125013
- 11) B. Maiorov, S.A. Baily, H. Zhou, O. Ugurlu, J.A. Kennison, O.C. Dowden, T.G. Holesinger, S.R. Folthn and L. Civale: "Synergetic combination of different types of defect to optimize pinning landscape using BaZrO₃-doped YBa₂Cu₃O₇," Nature Mater. **6** (2009) 398
- 12) A. Tsuruta, Y. Yoshida, Y. Ichino, A. Ichinose, K. Matsumoto and S. Awaji: "Flux pinning properties and microstructures of multilayered films consisting of Sm_{1.04}Ba_{1.96}Cu₃O_y layers and BaSnO₃-doped Sm_{1.04}Ba_{1.96}Cu₃O_y," Jpn. J. Appl. Phys. **52** (2013) 010201
- 13) S. Miura, Y. Yoshida, Y. Ichino, A. Tsuruta, K. Matsumoto, A. Ichinose and S. Awaji: "Superconducting properties in SmBa₂Cu₃O_y films with high density of BaHfO₃ Nanorods fabricated with a seed layer," IEEE Trans. Appl. Supercond. **25** (2015) 6604904.
- 14) N. Cheggour, J.W. Ekin, C.C. Clickner, D.T. Verebelyi, C.L.H. Thieme, R. Feenstra and A. Goyal: "Reversible axial-strain effect and extended strain limits in Y-Ba-Cu-O coatings on deformation-textured substrates," Appl. Phys. Lett. **83** (2003) 11421573
- 15) N. cheggour, van der Laan and C. Clickner: "Electromechanical studies for coated conductor development," presented at the 2008 Annual Peer Reviews U.S. Department of Energy, July 29-31, 2008, Arlington, Virginia
- 16) D.C. van der Laan, J.W. Ekin, J.F. Douglas, C.C. Clickner, T.C. Stauffer and L.F. Goodrich: "Effect of strain, magnetic field and field angle on the critical current density of Y Ba₂Cu₃O_{7-δ} coated conductors," Supercond. Sci. Technol. **23** (2010) 072001
- 17) D. Uglietti, B. Seeber, V. Abächerli, W.L. Carter and R. Flükiger: "Critical currents versus applied strain for industrial Y-123 coated conductors at various temperatures and magnetic fields up to 19 T," Supercond. Sci. Technol. **19** (2006) 869
- 18) M. Sugano, S. Choi, A. Miyazoe, K. Miyamatsu, T. Ando, K. Itoh, T. Kiyoshi, H. Wada and V. Selvamanickam: "Strain analysis of $I_c(\epsilon)$ characteristic of YBCO coated conductor measured by a Walters Spring," IEEE Trans. Appl. Supercond. **18** (2008) 922298
- 19) K. Osamura, S. Machiya, Y. Tsuchiya and H. Suzuki: "Force free strain exerted on a YBCO layer at 77 K in surround Cu stabilized YBCO coated conductors," Supercond. Sci. Technol. **23** (2010) 045020
- 20) M. Sugano, S. Machiya, H. Oguro, M. Sato, T. Koganezawa, T. Watanabe, K. Shikimachi, N. Hirano, S. Nagaya, T. Izumi and T. Saitoh: "The effect of the 2D internal strain state on the critical current in GdBCO coated conductors," Supercond. Sci. Technol. **25** (2012) 054014
- 21) H. Oguro, T. Suwa, T. Suzuki, S. Awaji, K. Watanabe, M. Sugano, S. Machiya, M. Sato, T. Koganezawa, T. Machi, M. Yoshizumi and T. Izumi: "Relation between the crystal axis and the strain dependence of critical current under tensile strain for GdBCO coated conductors," IEEE Trans. Appl. Supercond. **23**, No. 3 (2013) 8400304
- 22) W. Goldacker, S.I. Schlachter, R. Nast, H. Reiner, S. Zimmer ,H. Kiesel and A. Nyilas: "Bending strain investigations on BSCCO(2223) tapes at 77 K applying a new bending technique," Adv. Cryog. Eng. Mater. **48** (2002) 476
- 23) H.S. Shin, K.H. Kim, J.R.C. Dizon, T.Y. Kim, R.K. Ko and S.S. Oh: "The strain effect on critical current in YBCO coated conductors with different stabilizing layers," Supercond. Sci. Technol. **18** (2005) S364-S368

宇佐美 貴 史 1991 年 11 月生。2014 年明治大学理工学部電気電子生命学専攻卒業。現在、名古屋大学大学院工学研究科エネルギー理工学専攻博士前期課程 2 年。酸化物超伝導薄膜の線材応用に向けた機械的特性に関する研究に従事。低温工学・超電導学会会員。

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((財)国際超電導産業技術センター、超電導工学研究所出向含む)、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。

一 野 祐 亮 1975 年 7 月生。2004 年名古屋大学大学院工学研究科博士後期課程修了。2005 年から名古屋大学工学研究科助手を経て、現在同大学エコトピア科学研究所准教授。主として機能性酸化物薄膜の結晶成長及び機能性向上に関する研究に従事。低温工学・超電導学会、応用物理学会、電気学会、日本結晶成長学会会員。工学博士。

菅 野 未知央 1974 年生。2003 年京都大学大学院工学研究科材料工学専攻博士後期課程修了。同年より、物質・材料研究機構強磁場研究センター特別研究員。2005 年より、京都大学大学院工学研究科電子工学専攻助手。2007 年より同助教。2011 年より高エネルギー加速器研究機構超伝導低温工学センター助教、2014 年より同研究機関講師。超伝導複合材料の電磁機械特性の評価および加速器用超伝導磁石の開発に従事。低温工学・超電導学会、日本物理学会に所属。工学博士。

衣 斐 顕 1970 年 8 月生、1997 年山梨大学工学部卒業。2003 年山梨大学大学院工学研究科博士後期課程修了。2003 年(財)国際超電導産業技術研究センター超電導工学研究所研究員。低温工学・超電導学会、応用物理学会会員。工学博士。

和 泉 輝 郎 1963 年 9 月生。1987 年東北大学工学部応用物理学科卒業。1987 年より住友金属工業(株)勤務。1998 年より(財)国際超電導産業技術センター超電導工学研究所勤務。2009 年から同所線材研究開発部長、2014 年から同所副所長。酸化物、シリコン等の溶接凝固、結晶成長プロセス開発を行い、1998 年からは、イットリウム系超伝導線材開発に従事。低温工学・超電導学会、日本応用物理学会、日本金属学会会員。ASC ボードメンバー。工学博士。