BaHfO₃ 添加 GdBa₂Cu₃O_y 線材における臨界電流及び 内部結晶ひずみの印加ひずみ依存性

宇佐美 貴史^{*1,†}, 吉田 隆^{*1}, 一野 祐亮^{*1},
菅野 未知央^{*2}, 町屋 修太郎^{*3}, 衣斐 顕^{*4}, 和泉 輝郎^{*4}

Applied Strain Dependence of Critical Current and Internal Lattice Strain for BaHfO₃-doped GdBa₂Cu₃O_y Coated Conductors

Takashi USAMI^{*1,†}, Yutaka YOSHIDA^{*1}, Yusuke ICHINO^{*1}, Michinaka SUGANO^{*2},
Shutaro MACHIYA^{*3}, Akira IBI^{*4} and Teruo IZUMI^{*4}

Synopsis: The strain effect of REBa₂Cu₃O_y (REBCO: RE = Y, Gd, Sm)-coated conductors (CCs) on critical current (I_c) is one of the most fundamental factors for superconducting coil applications. In this study, we aim to clarify the effect of artificial pinning center shapes on the strain effect in BHO-doped GdBCO CCs. To achieve this, we fabricated a Pure-GdBCO CC, a BHO nanorod-doped GdBCO CC and a multilayered-GdBCO (ML-GdBCO) CC, and carried out bending tests. As the result, the strain dependence of I_c for each CC showed an upward convex and the peak strain of the BHO-doped GdBCO CC shifts towards the compressive strain independent of the BHO shapes. In addition, the strain sensitivity of I_c in the GdBCO CCs including BHO becomes smaller. To clarify the difference between the strain sensitivity of I_c and the peak strain among the CCs, we evaluated the residual strain and the slopes of the internal lattice strains against the applied tensile strain (β). From this measurement, the residual strains for the Pure-GdBCO CC and the ML-GdBCO CC were almost the same. In addition, there was no change in the β value between the Pure-GdBCO and ML-GdBCO CCs. These results suggest that the changes in peak strain and strain sensitivity were not related to the internal lattice strain.

Keywords: GdBCO, coated conductor, APC, strain, synchrotron radiation

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

1. はじめに

REBa₂Cu₃O_y (REBCO: RE = Y, Gd, Er, Nd, Sm) 線材における臨界電流 (I_c) のひずみ効果は様々な研究グループで研究されている¹⁻⁶⁾。REBCO 線材の臨界電流はひずみに対して特徴的なふるまいを示す。例えば、REBCO は弾性変形領域内でひずみに対して可逆的な I_c の変化を示す¹⁾。また、ひずみに対する I_c の変化はべき乗側に従い、ピークを持つことが知られている²⁾。

これまで、REBCO における I_c の最大値を取るひずみの値 (以下: ピークひずみ) は残留ひずみが支配的であると考えられてきた。Shin らによる、異なる安定化層を有する YBCO 線材のひずみ依存性に関する実験の結果、安定化層が YBCO に対して残留ひずみを与え、その残留ひずみを打ち消すように YBCO 線材のピークひずみがシフトすると報告されている³⁾。

Received February 23, 2016

^{*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
Department 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} 大同大学工学部機械工学科
〒457-8530 愛知県名古屋市南区滝春町 10 番地 3
Daido University, Takiharu-cho, Minami-ku, Nagoya, Aichi
457-8530, Japan

^{*4} 国際超電導産業技術センター 超電導工学研究所
〒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: usami6113@gmail.com
DOI: 10.2221/jcsj.51.259

一方、REBCO 超伝導体は体積分率が線材全体のわずか 1%以下であるため、マクロな応力-ひずみ特性から超伝導体の破断や降伏を推定するのは難しい。また、REBCO 線材中の超伝導層は熱膨張係数の違いによる残留ひずみに加えて、中間層からの格子不整合や酸素導入時の相転移によってもひずみ状態が変化する。そのため、残留ひずみの直接的な評価が求められる。

これまで、REBCO 線材における内部結晶ひずみの評価は、放射光や中性子を用いて行われてきた^{4, 5)}。回折技術を用いることで、直接的に超伝導体のひずみ状態を評価することができる。例えば、Osamura らによる中性子回折を用いた YBCO 線材の内部ひずみ評価の結果、77 K において YBCO の残留ひずみを打ち消す印加ひずみの値は 0.19-0.21%であることが報告されている⁴⁾。さらに、YBCO 線材に対して、77 K 自己磁場中で I_c のひずみ依存性を評価したところ、YBCO のピークひずみは 0.035%であり、YBCO の無ひずみ状態と YBCO 線材のピークひずみは一致しないことが示されている。また、Sugano らによって行われた線材長手方向に異なる配向方位を持つ GdBCO 線材の内部ひずみ評価に関する実験では、配向方位によって、外部印加ひずみ ε_a に対する内部結晶ひずみ ε_m の感受性 β (ε_a に対する ε_m の傾き) が変化することが明らかになった⁵⁾。また、 β の変化は直接的に I_c のひずみ依存性に影響すると報告されている。

I_c のひずみ効果に関する報告は線材だけでなく、バイクリスタル上 YBCO 薄膜においても報告されている⁶⁾。van der Lann らは SrTiO₃ バイクリスタル上に成膜された YBCO 薄膜を Cu-Be 板に張り付け、4 点曲げを行うことで、粒界 I_c のひずみ依存性を評価した。実験の結果、粒界 I_c のひずみ依存性は圧縮ひずみ領域にピークを持ち、そのピーク位置は粒界傾角が大きくなるにつれて圧縮側にシフトすることが報告されている。

一方、近年、磁場中超伝導特性の向上を目的として人工ピンニングセンター (APC: Artificial Pinning Center) 導入に関する研究が多数報告されている⁷⁻¹⁰⁾。その中でも特に 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¹¹⁻¹⁴⁾。BMO は気相法で作製された REBCO 薄膜中で自己組織化し、 c 軸に沿ってナノロッドとして成長する。そのため、 c 軸方向に平行な磁束を効果的にピンニングすることが可能であり、BMO 添加 REBCO 薄膜は $B//c$ 方向の磁場中で高い超伝導特性を示す。例えば、BaSnO₃ 添加 YBCO 薄膜は 77 K, 3 T において、28.3 GN/cm³ という巨視的ピンニング力 F_p を持つ¹¹⁾。また、Xu らの報告によると、BMO ナノロッドは低温中でも APC として有効であり、BaZrO₃ 添加(Y, Gd)BCO 薄膜では、30 K, 3T において $J_c=12.2$ MA/cm² を示す¹²⁾。

さらに、MOD 法で作製された BMO 添加 REBCO 線材中の BMO はパーティクル状に成長し、 J_c の磁場印加角度

に対する異方性を改善することが知られている¹⁴⁾。磁場中 J_c の異方性改善はコイル設計の自由度を向上させるため、重要である。Tsuruta らは、磁場中超伝導特性の異方性改善を目的として、LaAlO₃ 単結晶基板上に無添加 SmBCO 層と BaSnO₃ 添加 SmBCO 層の積層膜を作製し、積層数を変化させることで BSO 形状の制御を行った¹⁵⁾。その結果、積層薄膜中の BSO は 3 次元ピンニングセンターと同様の磁束ピンニング特性を示し、無添加 SmBCO 薄膜に比べて等方的な磁場中 J_c を示した。

これらの APC 添加 REBCO 線材を機器応用するためには、APC が I_c のひずみ効果に与える影響を評価する必要がある。しかし、上述した、3 次元ピンニングセンターを添加した REBCO 線材のひずみ効果は未だ評価されていない。そこで、本研究では、BHO ナノロッドを導入した GdBCO 線材及び積層法を用いて短い BHO ナノロッド (以降、パーティクルと表記) を添加した GdBCO 線材 (ML-GdBCO 線材) を作製し、BHO 形状が GdBCO のひずみ効果に与える影響を評価した。また、ML-GdBCO 線材に関して、内部結晶ひずみ評価を行い、 I_c のひずみ依存性と内部結晶ひずみの関係について議論した。

2. 実験方法

Nd:YAG PLD 法を用いた Reel-to-Reel システムにより IBAD-MgO 基板の上に、無添加 GdBCO 線材及び BHO 添加 GdBCO 超伝導線材を作製した。ハステロイの厚さは 100 μ m、中間層の最表面層は CeO₂ である。各線材はすべて同条件で作製し、超伝導層の成膜後に Ag 安定化層を成膜した。超伝導層と Ag 安定化層の膜厚はそれぞれ約 200 nm、3.5 μ m とした。ML-GdBCO 線材の超伝導層は無添加 GdBCO 層と BHO 添加 GdBCO 層が交互に積層されており、その積層数は 4 層である。作製した線材に対し、Goldacker 型試験機を用いて曲げ試験を行うことで、 I_c のひずみ効果を評価した¹⁵⁾。曲げ試験では、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。本研究では、長さの変化率をひずみ率 ε と定義し、曲率半径 R におけるひずみ率 ε は、(1)式から決定した。

$$\varepsilon = \frac{d}{R} \times 100\% \quad (1)$$

(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。Ag 安定化層が上表面にある状態で、上に凸の曲げ変形 ($R > 0$) を加えると超伝導層には引張ひずみが負荷され、下に凸の曲げ変形 ($R < 0$) を加えると超伝導層には圧縮ひずみが負荷される。

GdBCO 線材の内部結晶ひずみを評価するため、SPRing-8 BL46XU にて、高強度 X 線を用いた 2θ -scan を行った。 2θ -scan は透過配置で行い、小型の引張試験機を用いて、

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

外部ひずみを印加しながら ab 面内の内部結晶ひずみを評価した。格子定数は GdBCO 020 回折線の回折角から決定した。無ひずみ状態の格子定数 d_0 は、無添加 GdBCO 線材から剥離した GdBCO 層の粉末 XRD 回折から決定した。この粉末試料の回折角 θ_0 を用いて、結晶ひずみ ε_{in} は次式で表される。

$$\varepsilon_{in}(\varepsilon_a) = \frac{d(\varepsilon_a) - d_0}{d_0} = \frac{\sin\theta_0}{\sin\theta(\varepsilon_a)} - 1 \quad (2)$$

ここで ε_a は印加ひずみ、 $d(\varepsilon_a)$ および $\theta(\varepsilon_a)$ はひずみが ε_a 印加された時の格子定数及び回折角をそれぞれ表している。

一般に、曲げひずみ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ひずみである 0.68% 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 0.0026% となり、0.68% 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。

3. 実験結果

3.1 磁場中超伝導特性

Fig. 1 に無添加 GdBCO 線材、BHO ナノロッド添加

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

GdBCO 線材及び ML-GdBCO 線材における J_c の磁場依存性を示す。磁場は $B//c$ 方向に印加し、測定温度は 77 K とした。**Fig. 1** から、BHO 添加 GdBCO 線材は無添加 GdBCO 線材と比較して磁場中特性が高いことがわかる。また、BHO ナノロッド添加 GdBCO 線材は ML-GdBCO 線材と比較して磁場中特性が高いことがわかる。これは、ナノロッドがパーティクルよりも $B//c$ 方向の磁場を効果的にピンニングしているためである。**Fig. 2** にこれらの線材の 77 K, 1 T における J_c の磁場印加角度依存性を示す。**Fig. 2** より、BHO ナノロッド添加 GdBCO 線材は 1 T において $B//c$ 方向にピークが確認された。つまり、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。一方、ML-GdBCO 線材は無添加 GdBCO 線材と比較して J_c が等方的に向上していることがわかる。これらの磁場中超伝導特性の結果から、BHO は GdBCO の磁場中超伝導特性を向上させており、その形状も BHO ナノロッド添加 GdBCO 線材及び ML-GdBCO 線材で明らかに異なることが確認された。

3.2 I_c のひずみ依存性

Table 1 に作製した GdBCO 線材の詳細を示す。無添加 GdBCO 線材、BHO ナノロッド添加 GdBCO 線材及び ML-GdBCO 線材における無負荷時の $I_c(I_{c0})$ は 77 K において、

Table 1 Specifications of the GdBCO-coated conductors in this paper. The $\Delta\phi$ shows FWHM in a ϕ -scan profile for CeO₂ 220 reflection. The α -values show the strain sensitivity of I_c . The ε_a and ε_{in} correspond to applied strain and internal lattice strain, respectively.

Sample name	Pure-GdBCO	BHO nanorod-doped GdBCO	ML-GdBCO
BHO contents	0	1.5 vol. %	0.7 vol. % (BHO doped layer: 1.5 vol. %)
$\Delta\phi$	1.79°	1.45°	1.45°
Peak strain	-0.35%	-1.0%	-0.95%
Residual strain	-0.09 ± 0.01%	-	-0.026 ± 0.004%
α -value	-0.163	-0.106	-0.137
Slope of ε_{in} and ε_a (β)	0.87 ± 0.04	-	0.83 ± 0.02
I_c at 77 K in self-field (I_{c0})	40.7 A	20.0 A	13.3 A

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. The vertical axis is the normalized maximum of I_c and the horizontal axis is the normalized peak strain.

それぞれ 40.7 A、20.0 A、13.3 A であった。**Fig. 3** に各線材の 77 K における I_c のひずみ依存性を示す。図中実線は式 (3) に示す関数である。各線材の I_c のひずみ依存性は上に凸の放物線状であった。また、各線材は $\epsilon = -0.68\%$ から $\epsilon = 0.68\%$ まで、ひずみの負荷と除荷に対して I_c は可逆であったことから、このひずみ領域で、GdBCO は弾性変形していると考えられる。 I_c のひずみ依存性は以下の式でフィッティングした。

$$\frac{I_c}{I_{c,max}} = 1 - a(\epsilon_a - \epsilon_p)^2 \quad (3)$$

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。

(3) 式から、無添加 GdBCO 線材の図中矢印で示したピークひずみは -0.35% であるのに対して、BHO ナノロッド添加 GdBCO 線材及び ML-GdBCO 線材のピークひずみはそれぞれ -1% 、 -0.95% であった。つまり、BHO 添加によりピークひずみが圧縮ひずみ領域にシフトしていることが分かった。また、BHO ナノロッド添加 GdBCO 線材と ML-

GdBCO 線材のピークひずみはおおよそ同じ値であることから、ピークひずみは BHO 形状によって大きく変化しないと考えられる。

I_c のひずみ感受性 (a 値) による影響を明瞭に表すため、**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 の最大値で規格化し、横軸方向にピークひずみの値で平行移動したグラフを示す。**Fig. 4** から、各線材の I_c のひずみ感受性は無添加 GdBCO 線材、ML-GdBCO 線材、BHO ナノロッド添加 GdBCO 線材の順に小さくなっていることがわかる。最もひずみ感受性が小さい BHO ナノロッド添加 GdBCO 線材の a 値は 0.106 であり、最も感受性が大きい無添加 GdBCO 線材 ($a = 0.163$) の 65% 程度であった。一方、ML-GdBCO 線材の a 値は 0.137 であり無添加 GdBCO 線材の 85% 程度であった。この結果から、BHO 添加は GdBCO 線材の I_c のひずみ感受性を低下させることが明らかになった。また、BHO ナノロッドは ML-GdBCO より大きく I_c のひずみ感受性を低下させることが明らかになった。

3.3 放射光を用いた内部結晶ひずみ評価

I_c のひずみ依存性におけるピークひずみ及び a 値の変化の要因を明らかにするため、室温において無添加 GdBCO 線材及び ML-GdBCO 線材の内部結晶ひずみを評価した。

Fig. 5 に無添加 GdBCO 線材(a)及び ML-GdBCO 線材(b)の外部印加ひずみ ϵ_a に対する内部結晶ひずみ ϵ_{in} を示す。図中実線は、印加ひずみ 0.4% までのプロットに対して最小二乗法で線形近似した直線である。**Fig. 5(a)** より、無添加 GdBCO 線材は外部ひずみ $\epsilon_a = 0.45\%$ まで、 ϵ_a と ϵ_{in} の関係は線形であることがわかる。このひずみ領域で GdBCO は弾性変形していると考えられる。また、 $\epsilon_a = 0.45\%$ 以上のひずみ領域では、GdBCO 薄膜中にクラックが入り、印加ひずみを緩和したと考えられる。また、**Fig. 5(b)** から ML-GdBCO 線材の弾性変形領域は $\epsilon_a = 0.43\%$ までであり、無添加 GdBCO の弾性変形領域とおおよそ同じであることが明らかになった。これは BHO 添加によって GdBCO 線材の破断ひずみが増加したことを意味する。

Table 1 に無添加 GdBCO 線材及び ML-GdBCO 線材における残留ひずみ及び β を示す。残留ひずみと β はそれぞれ **Fig. 5** における直線の y 切片及び傾きに対応している。表には直線フィッティングのエラーバーも示している。

Table 1 から、無添加 GdBCO 線材の残留ひずみが $-0.09 \pm 0.01\%$ であるのに対して、ML-GdBCO 線材の残留ひずみは $-0.026 \pm 0.004\%$ であることがわかった。これは ML-GdBCO 線材中には引張の残留ひずみがわずかに存在していることを示唆する。一方、無添加 GdBCO 線材と ML-GdBCO 線材のピークひずみの差は 0.6% であるため、ピークシフトが引張の残留ひずみによって引き起こされていた場合、0.6% 程度の残留ひずみの変化があるはずである。しかし、ML-GdBCO 線材中の引張の残留ひずみは無添加

Fig. 5 Internal lattice strains of GdBCO CCs as a function of the applied strain for Pure-GdBCO (a) and ML-GdBCO (b). These data were measured at room temperature.

GdBCO 線材と比較してわずか 0.074% 大きいのみである。つまり、ML-GdBCO 線材におけるピークひずみのシフトには残留ひずみ以外の要因が存在すると考えられる。

また、ML-GdBCO 線材の β は 0.83 ± 0.02 であった。これは無添加 GdBCO 線材の β とエラーバーの範囲内で同じであると考えられる。つまり、ML-GdBCO 線材における a 値の変化は内部結晶ひずみの変化に起因しないと推察される。

これまで、van der Lann による SrTiO₃ バイクリスタル上 YBCO 薄膜のひずみ依存性に関する実験から⁶⁾、粒界 I_c のひずみ依存性は圧縮ひずみ側にピークひずみを持つことがわかっている。また、REBCO 線材は多数の粒界を含み¹⁶⁾、BHO は粒界上にも成長するため¹⁷⁾、BHO 添加 GdBCO 線材における I_c のひずみ依存性の変化には、粒界 I_c のひずみ依存性が寄与している可能性がある。今後、粒界 I_c のひずみ依存性と BHO 添加 GdBCO における I_c のひずみ依存性の関係を明らかにしていく予定である。

4. まとめ

異なる BHO 形状を有する BHO 添加 GdBCO 線材を作製し、77 K、自己磁場において I_c のひずみ依存性を評価した。BHO を添加することで GdBCO のピークひずみは圧縮ひずみ領域にシフトし、ピークひずみの値は BHO 形状に依存せず、-1% 程度であることが明らかになった。また、BHO 添加によって I_c のひずみ感受性が小さくなることが明らかになった。さらに、BHO ナノロッドは ML-GdBCO より大きく I_c のひずみ感受性を低下させることがわかった。

放射光を用いた内部結晶ひずみ評価の結果から、ML-GdBCO 線材におけるピークひずみ及び I_c のひずみ感受性の変化は、内部結晶ひずみの変化に起因しない可能性が示唆された。REBCO 線材における I_c のひずみ効果の決定機構には、これまで考えられてきた残留ひずみや外部ひずみ

に対する内部ひずみ感受性以外の要素が存在する可能性がある。

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、及びビ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 の委託及び国立研究開発法人日本医療研究開発機構 (AMED) の未来医療を実現する医療機器・システム研究開発事業の支援によって行われた。本研究の一部は高エネルギー加速器研究機構・超伝導低温工学センターにて実施された。また、本研究における放射光実験は SPring-8 利用研究課題 (課題番号: 2015A1989) の下でビームライン BL46XU における JASRI の助成のもと行われた。

参 考 文 献

- 1) N. Cheggour, J.W. Ekin, C.C. Clickner, D.T. Verebelyi, C.L.H. Thieme, R. Feenstra, 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
- 2) 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
- 3) 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
- 4) 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
- 5) 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

- 6) D.C. van der Laan, T.J. Haugan and P.N. Barnes: "Effect of a compressive uniaxial strain on the critical current density of grain boundaries in superconducting $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ films", *Phys. Rev. Lett.* **103** (2009) 027005
- 7) L. Civale, A.D. Marwick, T.L. Worthington, M.A. Kirk, J.R. Rhompson, 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
- 8) 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
- 9) T. Haugan, P.N. Barnes, R. Wheeler, F. Meisenkothen and M. Sumption: "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
- 10) 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 Materials* **3** (2004) 439
- 11) 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 ($M = \text{Zr}, \text{Sn}$)", *Supercond. Sci. Technol.* **21** (2008) 032002
- 12) A. Xu, L. Delgado, N. Khatri, Y. Liu, V. Selvamanickam, D. Abrahimov, J. Jaroszynski, F. Kametani and D.C. Larbalestier: "Strongly enhanced vortex pinning from 4 to 77 K in magnetic fields up to 31 T in 15 mol.% Zr-added (Gd, Y)-Ba-Cu-O superconducting tapes", *APL Mater.* **2** (2014) 046111
- 13) J. Gutiérrez, A. Llordés, J. Gázquez, M. Gibert, N. Romà, S. Ricart, A. Pomar, F. Sandiumenge, N. Mestres, T. Puig and X. Obradors: "Strong isotropic flux pinning in solution-derived $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ nanocomposite superconductor films", *Nat. Mater.* **6** (2007) 367
- 14) A. Tsuruta, Y. Yoshida, Y. Ichino, A. Ichinose, K. Matsumoto and S. Awaji: "Flux pinning properties and microstructures of ML- films consisting of $\text{Sm}_{1-0.4}\text{Ba}_{1-0.6}\text{Cu}_3\text{O}_y$ layers and BaSnO_3 -doped $\text{Sm}_{1-0.4}\text{Ba}_{1-0.6}\text{Cu}_3\text{O}_y$ ", *Jpn. J. Appl. Phys.* **52** (2013) 010201
- 15) 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
- 16) D.C. van der Laan, T. J. Haugan, P. N. Barnes, D. Abrahimov, F. Kametani, D.C. Larbalestier and M. W. Rupich: "The effect of strain on grains and grain boundaries in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ coated conductors", *Supercond. Sci. Technol.* **23** (2010) 014004
- 17) A. Tsuruta, Y. Yoshida, Y. Ichino, A. Ichinose, S. Watanabe, T. Horide, K. Matsumoto and S. Awaji: "Effect of BaHfO_3 introduction on the transport current at the grain boundaries in $\text{SmBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ films", *Appl. Phys. Express* **8** (2015) 033101

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科卒業。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、応用物理学会会員。

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、現在同大学未来材料・システム研究所准教授。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、日本物理学会会員。工学博士。

町 屋 修太郎 2006 年名古屋大学大学院工学研究科機械工学専攻博士後期課程修了。同年より、日本原子力研究開発機構量子ビーム応用研究部門博士研究員。2008 年より、物質・材料研究機構中性子散乱グループ NIMS ポスドク研究員。同年より大同工業大学機械工学科講師を経て大同大学機械工学科准教授となり現在に至る。超伝導複合材料の X 線や中性子を用いた応力・ひずみ評価に関する研究に従事。低温工学・超電導学会、日本材料学会、日本中性子科学会会員。博士(工学)。

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、イットリウム系超電導線材開発に従事。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。