研究論文

高い磁場中特性を有する IBAD/PLD 法を用いた 100 m 級 BaHfO₃ 添加 Eu₁Ba₂Cu₃O_{7-δ}線材の開発

吉田 朋^{*†}, 衣斐 顕^{*}, 高橋 貴彦^{*}, 吉積 正晃^{*}, 和泉 輝郎^{*}, 塩原 融^{*}

Development of a 100-m-long Eu₁Ba₂Cu₃O_{7-δ} + BaHfO₃-coated Conductor with High In-field Property using the IBAD/PLD Method

Tomo YOSHIDA^{*†}, Akira IBI^{*}, Takahiko TAKAHASHI^{*}, Masateru YOSHIZUMI^{*},
Teruo IZUMI^{*} and Yuh SHIOHARA^{*}

Synopsis: The introduction of artificial pinning centers such as BaZrO₃ (BZO), BaSnO₃ (BSO) and BaHfO₃ (BHO) nano-rods into REBCO film is effective to improve in-field critical currents (I_c). In particular, BHO doping into Gd₁Ba₂Cu₃O_{7-δ} (GdBCO) has been found to exhibit high in-field I_c values under a wide range of temperatures and magnetic fields. However, the increase of I_c values of the GdBCO + BHO system exhibited somewhat of a saturated manner, with thickening of the superconducting films to more than 3 μm. In this work, a new combination of Eu₁Ba₂Cu₃O_{7-δ} (EuBCO) + BHO system was investigated using the IBAD/PLD process to improve in-field performance in thick films. As a result, it was found that a EuBCO + BHO thick film showed an extremely high $I_{c, min}$ property of 141 A/cm-w at 77 K and 3 T. A 93.7-m-long EuBCO + BHO CC estimated I_c value of 108 A/cm-w at 77 K and 3 T was successfully fabricated.

Keywords: superconductor, artificial pinning centers, BaHfO₃, magnetic field, uniformity

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

1. はじめに

RE₁Ba₂Cu₃O_{7-δ} (REBCO: RE, rare earth) 高温超電導線材は MRI、加速器、モーター、発電機といった磁場中で使用される様々な機器への応用が期待されている。超電導層内に BaZrO₃ (BZO)、BaSnO₃ (BSO) もしくは BaHfO₃ (BHO) ナノロッドに代表される人工ピン止め点を導入することにより、磁場中の臨界電流 (I_c) を改善することが知られている¹⁻³⁾。これまでの研究でわれわれは、BHO ピン止め点を導入することにより、広範囲の温度領域および磁場領域においてより効果的に磁場中 I_c を改善できることを見出した⁴⁾。

高温超電導線材の実用化に向けてわれわれは、高い臨界

電流密度 (J_c) を維持したまま厚膜化することでさらなる磁場中 I_c の向上を図った。しかしながら、今まで主に用いられてきた GdBCO+BHO では、超電導層膜厚 (膜厚) が 3 μm を超えると a 軸配向粒子が増加し始めるため、厚膜化による磁場中 I_c の向上は困難であった。

そこでわれわれは RE 種を Eu に変更して厚膜化への影響を調査した。Eu を選択した主な理由として、Eu が Gd よりもイオン半径が大きいこと、Eu 系の結晶化温度が Gd 系よりも高いことが挙げられる⁵⁾。したがって Eu 系では、臨界温度 (T_c) や成長速度が高まることが期待できる。これは I_c 、 J_c 、不可逆磁場 (B_{irr}) の向上または低コスト化につながる。それに加えて、Eu 系では Gd 系よりも RE/Ba 置換が起こり易いことが挙げられる⁶⁾。RE/Ba 置換は、成膜中に生じ得る組織変動の吸収をもたらすことから平坦な成長界面を形成することが期待できる。また、固相分離等を制御できれば強いピン止め点になり得る。一方で、置換割合が大きいと T_c や J_c といった超電導特性が低下することが Nd 系や Sm 系などの場合で報告されている⁷⁾。本研究では磁場中特性を改善するために、新しいピン添加超電導層材料である EuBCO+BHO を用いて長尺厚膜線材を作製した。

Received December 4, 2013

^{*} (公財) 国際超電導産業技術研究センター (ISTEC)
超電導工学研究所 線材・パワー応用研究部
〒213-0012 神奈川県川崎市高津区坂戸 3-2-1
KSP R&D ビジネスパークビル A 棟 9 階
Superconductivity Research Laboratory, ISTEC,
A-9 KSP R&D Business Park Building, 2-1, Sakado, 3-chome,
Takatsu-ku, Kawasaki, Kanagawa 213-0012, Japan

[†] E-mail: tomo.yoshida@istec.or.jp

2. 実験方法

本研究の基板には、IBS-Gd₂ZrO₇/Sputter-Y₂O₃/IBAD-MgO/Sputter-LMO/PLD-CeO₂ 構造のバッファー層を有する 10 mm 幅の Hastelloy™ を用いた。CeO₂ キャップ層の(220)面における面内配向度 ($\Delta\phi$) は約 2°であった。REBCO+BHO (RE=Eu, Gd) 超電導層はエキシマレーザー (LAMBDA PHYSIK 社製 LPX200i、レーザー源: KrF、 $\lambda=248$ nm) を用いた Reel-to-reel (RTR) 式 PLD 法により上記 CeO₂ 基板上に成膜した。レーザー出力を約 50 W (330 mJ, 150 Hz)、ターゲット基板間距離を約 90 mm、酸素圧力を約 80 Pa、基板表面温度を約 860°C、成膜速度を約 3 nm/s とした。超電導層ターゲットには 3.5 mol% の BHO を添加した REBCO 焼結体を用いた。超電導層の膜厚は、誘導結合プラズマ法 (ICP 法、SII 社製 SPS3520UV-DD) により測定した。超電導層の結晶粒配向性は、XRD- $\theta/2\theta$ (Rigaku 社製 RINT2500) により評価した。 $J_c@77$ K, 3 T の磁場角度依存性 (J_c - B - θ 測定) は、四端子法 (電界基準: 5 μ V/cm) により測定した。超電導層の微細組織は、断面 TEM (TOPCON 社製 EM-002-B) および 3D-SEM (HITACHI 社

製 NB5000) により観察した。長尺の I_c 分布は、ホール素子法 (THEVA 社製 TapeStar™) により測定した。また長尺の磁場中 I_c 分布は、RTR 式磁場中連続移送 I_c 評価システムにより測定した。

3. 結果および考察

3.1 短尺 EuBCO+BHO 線材の高 I_c 化

Fig. 1(a)に EuBCO+BHO および GdBCO+BHO における磁場中 $I_{c,min}@77$ K, 3 T の膜厚依存性を示す。 $I_{c,min}$ ($J_{c,min}$) は I_c (J_c)- B - θ 測定における I_c (J_c) の最小値により定義した。まず短尺のシングルコーティング (S-C) 法を用いたサンプルに着目する。S-C 法とは、ヒーターとブルームの間を単一のレーンで往復させて成膜する方法である。ブルームはレーンと平行な直線状に 2 つ配置した。この結果、膜厚 3 μ m 以下の領域では、EuBCO+BHO (図中◆印) および GdBCO+BHO (図中◇印) の $I_{c,min}$ は膜厚と共に上昇しており、前者の方がわずかに高かった。一方で膜厚 3 μ m 以上の領域では、GdBCO+BHO の $I_{c,min}$ は飽和したのに対して、EuBCO+BHO のそれは膜厚 3 μ m 以上においても上昇し続けた。GdBCO+BHO では最大で 84.8 A/cm-w@77 K,

Fig. 1 Film thickness dependence on the $I_{c,min}$ (a) and J_c - B - θ profiles (b) of EuBCO+BHO and GdBCO+BHO.

Fig. 2 Cross-sectional TEM images of EuBCO+BHO and GdBCO+BHO films.

3 T (膜厚 $2.9\ \mu\text{m}$) の $I_{c, \min}$ を示した。一方で EuBCO+BHO では、最大で $107\ \text{A/cm-w@77 K}$ 、3 T (膜厚 $3.6\ \mu\text{m}$) の $I_{c, \min}$ を示した。さらに EuBCO+BHO においてマルチコーティング (M-C) 法を用いた結果、 $141\ \text{A/cm-w@77 K}$ 、3 T (膜厚 $3.6\ \mu\text{m}$) という極めて高い $I_{c, \min}$ を得ることに成功した (図中赤色◇印)。M-C 法とは、ヒーターとプルूमの間を複数のレーン (今回は 5 レーン) で往復させて成膜する方法である。プルूमはレーンと平行な正方形に 4 つ配置した。この“マルチコーティング効果 (M-C 効果)”については現在調査中である。

Fig. 1(b) に EuBCO+BHO および GdBCO+BHO のそれぞれにおいて最も高い $I_{c, \min}$ が得られたサンプルにおける J_c - B - θ 測定の結果を示す。この結果、両者のプロファイルはほぼ同様の形状を取った。

Fig. 2 に Fig. 1(b) で示したサンプルにおける断面 TEM 像を示す。黒色の小さい点が BHO ナノロッドであり、それを取り囲む灰色の領域は REBCO 組織である。また黒色の長い水平な線は積層欠陥であり、垂直な線は粒界もしくは螺旋転位の中心である。BHO ナノロッドに着目すると、EuBCO+BHO および GdBCO+BHO における大きさとばらつきは膜厚に依らず大きな違いが見られなかった。超電導層中の BHO ナノロッドの種類・長さ・形状・分布等は J_c - B - θ 測定のプロファイルに大きな影響を与える。従って断面 TEM 組織観察により、EuBCO+BHO と GdBCO+BHO のピンニング特性には大きな違いがないことが推測された。この結果は J_c - B - θ 測定の結果 (Fig. 1(b)) と極めて良い一致を示している。

Fig. 3 に EuBCO+BHO および GdBCO+BHO における a 軸配向粒子比率 (a 軸率) の膜厚依存性を示す。a 軸率は XRD- $\theta/2\theta$ 法の (200) 強度と (006) 強度の比率により定義した。この結果、EuBCO+BHO の a 軸率は膜厚に依らず GdBCO+BHO のそれよりも低いことが分かった。またこの

Fig. 3 Film thickness dependence on the percentage of existing a-axis-oriented grains evaluated using the XRD- $\theta/2\theta$ method.

差は厚膜時においてより大きかった。PLD 法において厚膜化を行う場合、膜厚に伴う表面形状の荒れが膜表面の温度を低下させ、a 軸配向粒子等の発生につながる⁸⁾ため、この結果は、Eu 系の表面形状が荒れ難い、かつ/または、成膜条件のウィンドウが広いいため表面形状が荒れても $I_{c, \min}$ の高い膜が成膜できることを示唆している。

電流パスを阻害する異方粒子は a 軸配向粒子だけではなく、たとえば c 軸配向をしているものの面内で大きく (45° 程度) 回転しているものや c 軸が傾いたものなども含まれる。これら X 線により判別しにくいものを含めた各種粒子の膜内分布を調べるため、Fig. 1(b) で示したサンプルにおいて 3D-SEM 観察を行った (Fig. 4)。3D-SEM 像は、イオンミリングにより一定厚を削っては SEM 写真を撮影するという工程を繰り返し、すべての画像を合成することによって作成した。SEM 像の観察領域は、EuBCO+BHO では $24\ \mu\text{m} \times 36\ \mu\text{m} \times 3.6\ \mu\text{m}$ 、GdBCO+BHO では $10\ \mu\text{m} \times 10\ \mu\text{m} \times 2.9\ \mu\text{m}$ である。超電導層内の粒子の種類は、SEM 観察像のコントラストの差により決定した。この結果、

Fig. 4 3D-SEM images of EuBCO + BHO and GdBCO+BHO films.

EuBCO+BHO 内の電流阻害粒子（図中非透明、電流を阻害する REBCO、CuO、 RE_2O_3 、および Void のこと）の比率（阻害物率）が GdBCO+BHO 膜内のそれより明らかに低いことが分かった。

Fig. 5 に Fig. 4 から算出した阻害物率の膜厚依存性を示す。膜厚 $1\text{ }\mu\text{m}$ 以下の領域では EuBCO+BHO および GdBCO+BHO の阻害物率はほぼゼロであるが、膜厚 $1\text{ }\mu\text{m}$ 以上の領域では GdBCO+BHO の阻害物率は EuBCO+BHO のそれよりも高くなっており、この差は膜厚が厚くなるに従ってより大きくなっていった。この結果は、Fig. 3 で示した XRD- $\theta/2\theta$ 法による a 軸率の膜厚依存性の結果と良く一致している。一方で、阻害物率が 30 vol.%に達するとパーコレーションが生じることが知られている⁹⁾。GdBCO+BHO において阻害物率が 30 vol.%を超える膜厚は、3D-SEM によって得られた阻害物率を 2 次曲線で外挿して算出した結果、 $3.2\text{ }\mu\text{m}$ であった。この膜厚は Fig. 1(a) で示した GdBCO+BHO の $I_{c, \min}@77\text{ K}, 3\text{ T}$ を 2 次曲線で外挿して算出した、GdBCO+BHO の $I_{c, \min}@77\text{ K}, 3\text{ T}$ の飽和が始まる膜厚 $3.1\text{ }\mu\text{m}$ と良く一致している。さらに、EuBCO+BHO において阻害物率が 30 vol.%を超える膜厚は、GdBCO+BHO の場合と同じく 2 次曲線で外挿して算出した結果、 $8.0\text{ }\mu\text{m}$ であった。この膜厚は Fig. 1(a) で示した EuBCO+BHO の $I_{c, \min}@77\text{ K}, 3\text{ T}$ を 2 次曲線で外挿して算出した、EuBCO+BHO の $I_{c, \min}@77\text{ K}, 3\text{ T}$ の飽和が始まる膜厚 $5.3\text{ }\mu\text{m}$ と比べると高い値を取っている。いずれにしても、EuBCO+BHO は GdBCO+BHO よりも $I_{c, \min}@77\text{ K}, 3\text{ T}$ の飽和が始まる膜厚が厚いため、磁場中高 I_c を目的とした厚膜化において有利であることが分かった。

Fig. 5 Film thickness dependence on the percentage of current blocking grains evaluated using the 3D-SEM method.

3.2 EuBCO+BHO 線材の長尺化

Fig. 6(a)に 200 m 長 EuBCO+BHO 線材（膜厚 $1.6\text{ }\mu\text{m}$ ）の長手方向の 77 K, self field (s.f.) および磁場中における I_c 分布を示す。長尺作製法として短尺成膜において高特性が得られた M-C 法を用いた。線材幅は短尺と同じ 10 mm であった。 I_c 分布は、RTR 式磁場中連続移送 I_c 評価システムにより測定した。電圧間距離は 60 cm であり、外部磁場の印加方向は $B//c$ であった。外部磁場を 0.5 T まで上昇させた結果、どの磁場においても局所的な I_c の低下が見られてはいるが、全長にわたる I_c 変化の傾向は見られず概ね均一であった。また、s.f. および各磁場において高い I_c が得られたことを確認した (Table 1)。

200 m 長線材の I_c の最小値 (@min., 最欠陥部 I_c) は 77 K, s.f., 0.1 T , 0.5 T それぞれにおいて 381 A, 291 A, 181 A であった。200 m 長線材の両端部 (@0 m および @200 m) を切り出し、 $I_{c, \min}@77\text{ K}, 3\text{ T}$ を四端子法で測定したところ、

Fig. 6 I_c distribution of a 200-m-long EuBCO + BHO CC measured by the four-probe method with a voltage tap length of 60 cm (a) and I_c - B - θ profiles at 0-m (b) and 200-m (c) points.

Table 1 Self- and in-field I_c values of a 200-m-long CC measured using the four-probe method with a voltage tap length of 60 cm.

I_c	@0 m	@min.	@min./@0 m
s.f.	547 A	381 A	0.697
0.1 T	346 A	291 A	0.840
0.5 T	208 A	181 A	0.870
3 T	63.8 A	*55.5 A	*0.870

* 0.5 T における $I_c@0\text{ m}$ と $I_c@min.$ との比率 (=0.870) に基づき推定した。

それぞれ 63.8 A (Fig. 6(b)) および 65.9 A (Fig. 6(c)) であった。さらに $I_c@0\text{ m}$ を測定したところ 77 K, s.f., 0.1 T, 0.5 T それぞれにおいて 547 A, 346 A, 208 A であった。また 200 m 長線材の 77 K, 3 T における $I_c@min.$ を、77 K, 0.5 T における $I_c@min./I_c@0\text{ m}$ (=181 A/208 A=0.870) により推定したところ、55.5 A (=63.8 A×0.870) であった。よって、55.5 A/cm-w@77 K, 3 T 相当の磁場中 I_c 特性 (J_c は 0.32 MA/cm²) を有する 200 m 長 EuBCO+BHO 線材を作製できたと言える。

Fig. 7(a) に 93.7 m 長 EuBCO+BHO 線材 (膜厚 3.6 μm) の長手方向の 77 K における I_c 分布を示す。この I_c 分布はホール素子法により測定した。測定間隔は 1 mm であった。周期的な I_c の低下は見られてはいるが、全長にわたって概ね均一であった。また、s.f. および 3 T において高い I_c が得られたことを確認した (**Table 2**)。

93.7 m 長線材の @min. は 77 K, s.f. において 625 A であった。93.7 m 長線材の @0 m を切り出し、その I_c を四端子法で測定したところ、77 K, s.f., 3 T それぞれにおいて 840 A, 124 A (Fig. 7(b)) であった。また 93.7 m 長線材の 77 K, s.f. における $I_c@min./I_c@0\text{ m}$ (=625 A/840 A=0.744) に関して、分解能 1 mm で測定したにもかかわらず、端子間距離 60 cm で測定した前記 200 m 長線材の 77 K, s.f. における

Table 2 Self- I_c values of a 93.7-m-long CC estimated using the Hall probe method 1 mm resolution and in-filed I_c values using the four-probe method.

I_c	@0 m	@min.	@min./@0 m
s.f.	840 A	625 A	0.744
3 T	124 A	~108 A*	~0.870*

* 200 m 長尺における比率 (=0.870) に基づいて端子間距離 60 cm 相当における I_c を推定した。

$I_c@min./I_c@0\text{ m}$ (=381 A/547 A=0.697) よりも高かった。ゆえに、四端子法における同一の条件下 (端子間距離 60 cm) において比較すると、93.7 m 長線材の 77 K, 3 T における $I_c@min./I_c@0\text{ m}$ は、200 m 長線材の 77 K, 3 T における $I_c@min./I_c@0\text{ m}$ (=55.5 A/63.8 A=0.870) よりも高いと推定できる。つまり、93.7 m 長線材の 77 K, 3 T における I_c は 108 A (=124 A×0.870) よりも高いと推定できる。よって、108 A/cm-w@77 K, 3 T 相当の磁場中 I_c 特性 (J_c は 0.30 MA/cm²) を有する 93.7 m 長 EuBCO+BHO 線材を作製できたと言える。

200 m 長および 93.7 m 長の EuBCO+BHO 線材の磁場中 I_c 特性 (Fig. 1(a) 中赤色口印) は、Fig. 1(a) で示した短尺 EuBCO+BHO の $I_{c,min}@77\text{ K}, 3\text{ T}$ を 2 次曲線で外挿して算出した、膜厚 1.6 μm および 3.6 μm における $I_{c,min}@77\text{ K}, 3\text{ T}$ = 67.9 A および 120 A と比較すると、それぞれ約 82% (=55.5 A/67.9 A) および約 90% (=108 A/120 A) であった。この結果は、短尺特性の長尺への展開に成功したことを意味する。

77 K, 3 T における $I_c@0\text{ m}$ は 120 A を超えており、GdBCO+BHO 系で見られた厚膜化に対する I_c の飽和は見られなかった。また、最欠陥部である @min. でも 77 K, 3 T において 100 A を超える I_c が見積もられた。GdBCO+BHO 系では、77 K, 3 T で 84.8 A の I_c を示す試料が 65 K, 5 T で 200 A 以上の I_c を示していることから⁴⁾、今回の

Fig. 7 I_c distribution of a 93.7-m-long EuBCO + BHO CC estimated by the Hall probe method with 1-mm resolution (a) and I_c - B - θ profiles at a 0-m point (b).

EuBCO+BHO 系は全長にわたって 65 K, 5 T で 250 A 以上の I_c を示すと期待される。

また、長尺磁場中 I_c 特性は膜厚に対してほぼ比例して向上している ($3.6 \mu\text{m}/1.6 \mu\text{m}=2.25$, $124 \text{ A}/63.8 \text{ A}=1.93$) のに対して、長尺自己磁場 I_c 特性は、膜厚に対して飽和する傾向が見られる ($3.6 \mu\text{m}/1.6 \mu\text{m}=2.25$, $780 \text{ A}/547 \text{ A}=1.42$)。これは、長尺の厚膜領域において $I_c@77 \text{ K}$, $3 \text{ T}/I_c@77 \text{ K}$, s.f. が高い層が形成されていることを意味する。

4. 結論

REBCO+BHO の新しい組み合わせである EuBCO+BHO は高い磁場中 I_c を得るためには非常に効果的であることが分かった。短尺 EuBCO+BHO 線材では、IBAD/PLD 法により $141 \text{ A/cm-w}@77 \text{ K}$, 3 T (膜厚 $3.6 \mu\text{m}$) という極めて高い磁場中 I_c を得ることに成功した。高い磁場中 I_c が得られた理由として、電流パスを阻害する異方粒子の比率が特に厚膜領域において従来の GdBCO+BHO 線材と比較して低いことが挙げられる。長尺 EuBCO+BHO 線材では、 $55.5 \text{ A/cm-w}@77 \text{ K}$, 3 T 相当の磁場中 I_c を有する 200 m 長線材と $108 \text{ A/cm-w}@77 \text{ K}$, 3 T 相当の磁場中 I_c を有する 93.7 m 長線材を IBAD/PLD 法により作製することに成功した。以上の結果により、EuBCO+BHO 線材が他の組み合わせの REBCO+BMO と比べて、工学的観点から見て長尺ピン入り線材の製造において適していることが確認された。

本研究は、新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) および経済産業省 (METI) の委託を受けて実施されたものである。

参 考 文 献

- 1) K. Matsumoto and P. Mele: "Artificial pinning center technology to enhance vortex pinning in YBCO coated conductors," *Supercond. Sci. Technol.* **23** (2010) 014001
- 2) R. Teranishi, et al.: "Superconducting properties of ErBCO films with BaMO₃ nanorods (M=Zr, Sn) by pulsed laser deposition," *Phys. C: Supercond.* **468** (2008) 1522-1526
- 3) L. Shlyk, et al.: "Microstructure and superconducting properties of melt-processed YBCO with periodic morphology," *Phys. C: Supercond.* **406** (2004) 107-114
- 4) H. Tobita, et al.: "Fabrication of BaHfO₃ doped Gd₁Ba₂Cu₃O_{7- δ} coated conductors with the high I_c of 85 A/cm-w under 3 T at liquid nitrogen temperature (77 K)," *Supercond. Sci. Technol.* **25** (2012) 062002
- 5) J.M. Tarascon, et al.: "Oxygen and rare-earth doping of the 90-K superconducting perovskite YBa₂Cu₃O_{7- δ} ," *Phys. Rev. B* **36** (1987) 226
- 6) K. Zhang, et al.: "Solubility and superconductivity in RE (Ba_{2-x}RE_x)Cu₃O_{7- δ} systems (RE=Nd, Sm, Eu, Gd, Dy)," *Phys. C: Solid State Phys.* **20** (1987) L935
- 7) M. Murakami, et al.: "Flux pinning in melt-grown NdBa₂Cu₃O_y and SmBa₂Cu₃O_y superconductors," *Jpn. J. Appl. Phys.* **33** (1994) L715
- 8) A. Ibi, et al.: "Investigations of thick YBCO coated conductor with high critical current using IBAD-PLD method," *Phys. C: Supercond.* **426** (2005) 910-914
- 9) B. Ropers, et al.: "Transport properties and percolating behaviour of YBaCuO/Ag random composites above and below T_c," *Solid State Commun.* **75** (1990) 791-794

吉 田 朋 1983 年 9 月生。2009 年東京大学大学院工学系研究科マテリアル工学専攻修士課程修了。同年 (株) フジクラ入社。2012 年 (公財) 国際超電導産業技術研究センターに出向。現在、超電導線材研究開発に従事。

衣 斐 顕 1970 年 8 月生。1997 年山梨大学工学部卒業。2003 年山梨大学院工学研究科博士後期課程修了。同年 (公財) 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、2004 年同研究所主任研究員。低温工学・超電導学会、応用物理学会会員。工学博士。

高 橋 貴 彦 1982 年 7 月生。2005 年東京理科大学理学部化学科卒業。2008 年より (公財) 国際超電導産業技術研究センターにて研究補助員として従事。

吉 積 正 晃 1973 年 8 月生。2001 年東京大学大学院材料工学科博士課程修了、マサチューセッツ工科大学にてポストドクター、Research Associate。2006 年より (公財) 国際超電導産業技術研究センター超電導工学研究所主任研究員。東京大学大学院より一貫して超電導材料、線材研究開発に従事。低温工学・超電導学会会員。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。同年より住友金属工業 (株) 勤務。1998 年より (公財) 国際超電導産業技術研究センター超電導工学研究所勤務。2009 年から、同研究所線材・パワー応用部研究部長。酸化物、シリコン等の熔融凝固、結晶成長プロセス開発に従事し、1998 年からは主に Y 系超電導線材プロセス開発に従事。低温工学・超電導学会、日本金属学会、応用物理学会会員、米国材料学会 (MRS) Principal Editor。工学博士。

塩 原 融 1949 年 4 月生。1979 年早稲田大学大学院理工学研究科博士課程修了、早稲田大学鋳物研究所研究員として研究を継続、1980 年マサチューセッツ工科大学 Materials Processing Center 客員研究員、1983 年同大学研究助教授を務め、1988 年 (公財) 国際超電導産業技術研究センター超電導工学研究所第 4 研、5 研部長、2003 年同研究所線材研究開発部長、2008 年同研究所所長代行兼副所長。現在、同研究所所長。主として超電導線材作製プロセスの研究に従事。その間、東京大、大阪大、名古屋大、東京工業大、早稲田大において非常勤講師、米国材料学会 (MRS) の Principal Editor, Advisory Review Board Member, ASC Board Member 歴任。日本金属学会編集委員、日本学術振興会第 19 委員会および第 161 委員会委員として活動。工学博士。