研究論文

磁場中高 J_c 線材を目指した $\text{REBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ 薄膜の作製

伊藤 正和^{*1, *6}, 吉田 隆^{†, *1, *6}, 一野 祐亮^{*1, *6}, 三浦 正志^{*1, *6}, 高井 吉明^{*1},
松本 要^{*2, *6}, 一瀬 中^{*3, *6}, 向田 昌志^{*4, *6}, 堀井 滋^{*5, *6}

Fabrication of $\text{REBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ Thin Films for High- J_c Coated Conductors in Magnetic Fields

Masakazu ITOH,^{*1, *6} Yutaka YOSHIDA,^{*1, *6} Yusuke ICHINO,^{*1, *6} Masashi MIURA,^{*1, *6} Yoshiaki TAKAI,^{*1}
Kaname MATSUMOTO,^{*2, *6} Ataru ICHINOSE,^{*3, *6} Masashi MUKAIDA^{*4, *6} and Shigeru HORII^{*5, *6}

Synopsis: We developed a low-temperature growth (LTG) technique as a novel deposition process to obtain $\text{RE}_{1+x}\text{Ba}_{2-x}\text{Cu}_3\text{O}_y$ (REBCO) thin films with high superconducting properties. SmBCO films fabricated using the LTG-technique (LTG-SmBCO) showed complete c -axis orientations at a low substrate temperature (T_s). This T_s is about 100°C lower than the T_s when fabricating c -axis oriented SmBCO films using the conventional vapor growth method. Moreover, the critical current density (J_c) of the LTG-SmBCO in magnetic fields at 77 K has been improved reaching a high value of 0.17 MA/cm² at 5 T ($B//c$). The magnetic field angular dependence of the J_c at 77 K in LTG-SmBCO had a smaller anisotropy than that in PLD-SmBCO. From the microstructure observation, we found that the LTG-SmBCO showed a compositional fluctuation in Sm/Ba. We assume that the high J_c of LTG-SmBCO was affected by the solid solution acting as three-dimensional pinning center. From the viewpoint of diffusion in the solid phase, we speculated that this solid solution was generated by the low T_s .

Keywords: $\text{SmBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ thin film, pulsed laser deposition, low temperature growth, superconducting properties

1. はじめに

現在、液体窒素温度、高磁場で動作する超伝導線材応用を目指して金属基板上に成長した $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ (YBCO)薄

膜の長尺化に関する研究開発が盛んに行われている。強磁場応用の際に必要な超伝導特性の一つとして臨界電流密度(J_c)がある。現在、YBCOは低磁場下においてNbTi並の J_c を有するが、高磁場下においては急激に低下し、実用化することは難しい。そこで我々はこれまで、高磁場下において高い超伝導特性を有する線材を開発する目的で、YBCOを超える超伝導特性を示すと報告されている $\text{RE}_{1+x}\text{Ba}_{2-x}\text{Cu}_3\text{O}_y$ 超伝導材料(REBCO; RE = La, Nd, Sm, Gd, Yb等)に着目し、それらの薄膜化に関して研究を行ってきた¹⁻⁴⁾。その中でも、特にSmBCO薄膜がYBCOを超える表面平滑性を有すること⁵⁾、さらに数Tの磁場下において高い超伝導特性を示すこと³⁾を報告してきた。優れた表面平滑性は、膜厚を増加させた際の薄膜内におけるボイドの抑制、 a 軸配向粒の生成抑制効果がある。また、高磁場下での高い超伝導特性は、REBCO超伝導体を強磁場線材応用する際に非常に有利となる。しかし、PLD法を用いて良好な c 軸配向性を有するSmBCO超伝導薄膜を作製するためには、YBCOと比較して約100°C高い成膜温度を必要とする問題点もある⁶⁾。高い成膜温度は、金属テープからの金属原子の拡散を引き起こし、超伝導特性を劣化させる。また、安定して c 軸配向する成膜温度幅が狭いために、成膜時の膜厚増加やヒーター温度のばらつきなどにより、成長表面の温度が低下した場合、膜内部に a 軸配向した結晶粒が混入しやすい。

Received August 31, 2004

^{*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 名古屋市千種区不老町

Dept. of Energy Engineering and Science, Nagoya Univ.,
Furo-cho, Chikusa-ku, Nagoya, 464-8603, Japan

^{*2} 京都大学大学院工学研究科材料工学専攻

〒606-8501 京都市左京区吉田本町

Dept. of Materials Science, Kyoto Univ.,
Yoshida-honmachi, Sakyo-ku, Kyoto 606-8501, Japan

^{*3} (財)電力中央研究所電力技術研究所

〒240-0196 神奈川県横浜市長坂 2-6-1

Electroc Power Engineering Research Lab., Central Research
Central Research Institute of Electric Power Industry,
Nagasaka 2-6-1, Yokosuka, Kanagawa 240-0196, Japan

^{*4} 山形大学工学部電気電子工学科

〒992-8501 米沢市城南 4-3-16

Dept. of Electrical and Information Engineering, Yamagata Univ.,
Johann 4-3-16, Yonezawa 992-8501, Japan

^{*5} 東京大学大学院工学系研究科超伝導工学専攻

〒113-8586 東京都文京区本郷 7-3-1

Dept. of Superconductivity, Univ. of Tokyo,
Hongo 7-3-1, Bunkyo-ku, Tokyo 113-8586, Japan

^{*6} (財)科学技術振興機構

〒332-0012 埼玉県川口市本町 4-1-8

CREST-Japan Science and Technology Agency, Honcho 4-1-8,
Kawaguchi 332-0012, Japan

† E-mail: yoshida@nuee.nagoya-u.ac.jp

SmBCO薄膜の実用化には、この問題を解決する必要がある。そこで今回、高い成膜温度を必要とするSmBCO薄膜を、同じパルスレーザー蒸着(PLD)法を用い、より低い温度で作製できる低温成膜 (Low Temperature Growth: LTG) プロセスを開発し、LTG法で作製したSmBCO薄膜の超伝導特性評価、微細組織観察から本プロセスの優位性を評価した。

2. $\text{SmBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ 薄膜の作製及び評価法

SmBCO 薄膜は、ArF ($\lambda = 193 \text{ nm}$) エキシマレーザを用いて、PLD 法により、MgO (100)基板上に作製した。基板は、SmBCO ターゲットに対向して 50 mm の距離に設置し、エキシマレーザの繰り返し周波数は 10 Hz、エネルギー密度は約 1.0 J/cm^2 とした。

Fig. 1 に低温成膜プロセスを用いた薄膜作製の概略を示し、以下にその手順を述べる。まず、seed layer として、あらかじめ c 軸配向した膜厚約 100 nm の SmBCO-seed layer を高い成膜温度 (T_s ; 830°C) で MgO 基板上に作製する。さらに、低い T_s ($700\sim 800^\circ\text{C}$) で膜厚 500~600 nm の SmBCO-upper layer を作製する。成膜中の酸素分圧は、0.4 Torr とした。薄膜堆積後、酸素ガスを 20 Torr まで導入した後、急冷した。レーザーターゲットは固相反応法を用いて作製し、仕込み組成を $\text{Sm}_{1.08}\text{Ba}_{1.92}\text{Cu}_3\text{O}_y$ とした。SmBCO 薄膜の配向性は、Cu- α 線源を用いた X 線回折(XRD) θ - 2θ 法により評価した。超伝導特性は、直流 4 端子法で測定した。磁場中特性は、PPMS (Physical Property Measurement System; Quantum Design 社製) を用いて、77 K の温度下で、印加磁場 0~9 T そして印加磁場角度を $0\sim 135^\circ$ まで変化させて測定した。臨界電流密度 (J_c) 測定を行う前に、サンプルを約 100 μm 幅のマイクロブリッジに加工し、超伝導体内に酸素を導入するために、酸素気流中において 350°C 、1 時間のポストアニールを行った。薄膜の微細組織は、透過型電子顕微鏡 (TEM) 及びエネルギー分散型 X 線分光法 (EDX) を用いて評価した。

Fig. 1 A schematic drawing of the SmBCO film fabricated using the LTG-technique.

3. 結果及び考察

3.1 c 軸配向性の比較

Fig. 2 に XRD 測定から評価した、通常の PLD 法で作製した SmBCO (PLD-SmBCO) 薄膜及び、LTG プロセスを用いて作製した SmBCO (LTG-SmBCO) 薄膜の a 軸配向混在率の T_s 依存性を示す。図中の縦軸は(200)面からの回折ピーク強度と(005)面からの回折ピーク強度から算出しており、この値が 1 に近いほど a 軸配向、0 に近いほど c 軸配向性が強い薄膜であることを示している。図より、PLD-SmBCO では $T_s = 800^\circ\text{C}$ より高温においては c 軸配向を示すが、 800°C 以下では T_s を低下させるに従って a 軸配向粒の混在割合が増加することが分かる。この傾向は、YBCO においても同じであることが報告されている⁷⁾。一方、LTG-SmBCO においては、 T_s を低下させても a 軸配向粒は混在せず、 $T_s = 700^\circ\text{C}$ においても完全に c 軸配向を示すことが確認された。以上の結果より、低温成膜プロセスを用いることで、通常用いる T_s よりも約 100°C 低い成膜温度においても完全な c 軸配向を示す SmBCO 薄膜を作製することが可能であることが示された。なお、LTG-SmBCO 薄膜の配向機構については、文献 8 において結晶成長の観点から考察している。

3.2 SmBCO 薄膜の磁場中臨界電流密度

次に、REBCO 薄膜の線材応用の際に最も重要な特性の一つとなる磁場中臨界電流密度(J_c)を測定した。Fig. 3 に、PLD-SmBCO 及び LTG-SmBCO 薄膜の 77 K における J_c - B 曲線を示す。磁場は c 軸に垂直方向に印加した。図中には、比較として NbTi(4.2 K)⁹⁾及び YBCO/STO(77 K)¹⁰⁾の報告値も示してある。図より、 T_s を低下させるに従い、磁場中 J_c が上昇し、 $T_s = 740^\circ\text{C}$ で作製した LTG-SmBCO では、本研究において最大である $J_c = 0.17 \text{ MA/cm}^2 @ 5 \text{ T}$ を示し、 4.2 K における NbTi に匹敵する事が確認された。この結果は、LTG-SmBCO 薄膜内部に磁場中において有効なピンニングセンター (PC) が導入された可能性があることを示唆して

Fig. 2 The XRD intensity ratio of a -axis orientation in a LTG-SmBCO and PLD-SmBCO films as a function of T_s .

Fig. 3 The magnetic field dependence of J_c in LTG-SmBCO and PLD-SmBCO at 77 K. Magnetic fields were applied perpendicular to the film surface. The J_c - B data of NbTi (at 4.2 K)⁹⁾ and YBCO film (at 77 K)¹⁰⁾ are also plotted in the graph.

いる。

REBCO 薄膜の線材応用には、この PC の種類を評価して、その密度、分布等を制御する事が必要不可欠である。そこで以下に、LTG-SmBCO 薄膜内部の PC について評価を行った。まず、磁場の印加角度(θ)を変化させながら J_c を測定することによって、PC の異方性について評価を行った。

Fig. 4 に PLD-SmBCO 及び LTG-SmBCO 薄膜の J_c - B - θ 曲線を示す。横軸 θ は基板法線と磁場 B がなす角であり、図中に示してあるように、 $\theta = 0^\circ$ は $B//c$ に、 $\theta = 90^\circ$ は $B//ab$ に対応している。また、縦軸には $\theta = 90^\circ$ における値で規格化した J_c を示す。図より、PLD-SmBCO 及び LTG-SmBCO 薄膜において $B//ab$ に鋭い J_c のピークが確認された。これは REBCO 超伝導体の結晶構造の異方性に起因して生じる固有ピンニングである¹¹⁾。さらに、LTG-SmBCO は PLD-SmBCO と比較して、 θ の変化に対する J_c の変化が少ないことが確認された。SmBCO 薄膜は YBCO 薄膜と比較して、 J_c の印加磁場角度依存性が小さいという報告と¹²⁾、

Fig. 4 The field angular dependence of J_c for LTG-SmBCO and PLD-SmBCO films. The measurement temperature is 77 K and the fields are 1, 3 and 5 T.

ターゲット組成をあらかじめ Sm-rich にして作製した PLD-SmBCO は化学量論組成のターゲットを用いて作製した SmBCO 薄膜よりも、 θ の変化に対する J_c の変化が小さいと言う事が報告から¹³⁾、Sm/Ba 置換によって生じる固溶相が等方的な PC として働いていることが考えられる。この他にも、転位、析出物、双晶境界、 a 軸配向相などが PC として考えられるが、それらの PC はそれぞれ異方性を有しているかサイズが大きすぎるために、LTG-SmBCO 薄膜の磁場中高 J_c に大きく寄与していないと考えられる。また、一般的に REBCO パルクにおいても RE/Ba 置換によって生じる固溶相が有効な PC として機能することが報告されていることから、LTG-SmBCO 膜の高い磁場中 J_c 特性はこの Sm/Ba 置換による固溶相の生成と関係があると考えられる。そこで我々は薄膜内部の Sm/Ba 固溶相について詳細に検討するために、断面 TEM 及び TEM-EDX による微細組織観察を行った。

3.3 SmBCO 薄膜の微細組織観察

Fig. 5 に LTG-SmBCO の断面 TEM 像及び TEM-EDX による組成分析の結果を示す。組成分析は基板から薄膜表面に向けて約 20 nm 間隔で行った。ここで、TEM 測定の空間分解能は約 2 nm であることを付記する。図中のグラフにおいて、横軸は組成分析から算出した Sm/Ba 置換量 x で、縦軸は測定位置を示している。図より、Sm/Ba 置換量 x は seed layer 内では変動がほとんどないが、upper layer では大きく変動しており、その変動幅は $x = 0 \sim 0.25$ であることが確認された。また、変動の周期は約 100 nm で、Sm-rich な領域のサイズは約 50 nm であることがわかった。

次に、さらに詳細に組成変動を検討するために、**Fig. 6** に upper layer の TEM-EDX による組成分析の結果を示す。図において、TEM 像の中の (a) 方向が、基板に平行な方向、(b) 方向が、基板に垂直な方向である。測定間隔は約 20 nm で、電子線のスポットサイズは約 2 nm である。また、TEM 図の右側に、(a)、(b) 方向に測定した組成分析結果を示す。グラフ中の横軸は測定位置、縦軸は組成分析より算出した Sm/Ba 置換量 x である。図より、upper layer 中においては、

Fig. 5 Cross-sectional TEM images and composition analysis of the LTG-SmBCO film.

Fig. 6 Cross-sectional TEM images and composition analysis of the upper layer in a LTG-SmBCO film.

基板に平行な方向に約 100 nm そして垂直な方向に約 50 nm の x の大きな領域が存在することが確認された。

Fig. 7 に TEM 観察から得られた LTG-SmBCO 薄膜の断面概略図を示す。図において、色の濃い部分ほど Sm/Ba 置換量 x が大きいことに対応する。高い T_s で作製した seed layer においては、基板表面に平行な方向には組成変動が起こるが、基板法線方向にはほとんど組成変動は起こらない。一方、低い T_s で作製した upper layer では、基板表面に平行な方向と垂直な方向の両方に対して組成変動が起こっている。このように、LTG-SmBCO 薄膜内部には 3 次元の Sm-rich 相が分散して存在していると考えられる。この Sm-rich 相は、SmBCO バルクにおいても報告されているように、その領域の T_c が低いために、磁場誘起型 PC として働くと考えられる。すなわち、LTG-SmBCO 薄膜内部に存在する Sm-rich 相が、3 次元的、すなわち等方的なピンニングセンターとして働くことにより、 J_c の磁場印加角度に対する変化が小さくなったと考えられる。

3.4 Sm-rich 相生成機構の考察

前節までで述べた様に、低い T_s で SmBCO 薄膜を作製することにより、薄膜内部において Sm/Ba 組成が大きく変動する原因を、以下のように考察した。PLD 法で作製されている YBCO 薄膜内部及び表面において、CuO や Y-rich 析出物などの存在が報告されている¹⁴⁾。この析出物の生成原因として、成膜時の薄膜最表面における局所的な組成不均一が考えられる。すなわち、成膜時の薄膜最表面において、RE, Ba と Cu の組成比が必ずしも 1:2:3 ではなく組成がずれた部分も存在していると考えられる。そこで SmBCO 薄膜作製時に YBCO 薄膜と同様に薄膜最表面で Sm と Ba の分布が不均一になっていると仮定すると、Sm/Ba 比が大きい領域では Sm/Ba 置換が起こることにより、Sm-rich な状態で結晶化し薄膜内部に取り込まれ、薄膜内部に Sm/Ba 固溶領域が生成する。通常の PLD 法の場合、高い T_s のた

Fig. 7 A schematic drawing of the cross-sectional image of an LTG-SmBCO film. The contrast in this image corresponds to Sm/Ba substitution ratio x .

めに、結晶内における各原子の固相内拡散速度が大きく、Sm/Ba 固溶領域とそれ以外のストイキオメトリな領域間で原子の相互拡散が頻繁に起こり、薄膜内部の組成は均一になる方向に働くと考えられる。逆に、LTG 法の様な低い T_s では、薄膜内部における原子の固相内拡散速度が小さくなるために、このような固相内拡散の影響を受けにくい。すなわち、LTG プロセスにより低い成膜温度で SmBCO 薄膜を作製することにより、成膜時に発生した薄膜内部における Sm/Ba の組成変動が緩和されず、その結果、 x の大きな固溶領域が生成したと考えられる。

一方で、バルクでも報告されているスピノーダル分解¹⁵⁾によって Sm/Ba 置換量域が生成する可能性も考えられる。また、本研究においては急冷を行っているが、成膜終了後の冷却過程でスピノーダル分解が起こっている可能性も考えられる。今後、異なる急冷条件や酸素アニール条件を用いた SmBCO 薄膜の組成分布状態を詳細に検討し、バルクや単結晶で報告されている REBCO 超伝導体のスピノーダル分解と比較していくことも重要な課題と考えている。

以上の結果から、LTG 法を用いることで、線材作製時に懸念される金属テープからの拡散抑制や厚膜作製時の a 軸配向相の成長抑制に効果があり、さらに REBCO 薄膜の高磁場中における超伝導特性を劇的に向上させることが可能であるため、実用化の際に非常に有効であると考えられる。

4. まとめ

本研究では、高い超伝導特性を有するが低い成膜温度を必要とする SmBCO 薄膜を YBCO 薄膜と同程度の低い成膜温度で作製することができる LTG 法を開発し、LTG 法で作製した SmBCO 薄膜の超伝導特性、微細構造観察を行った。その結果、通常の PLD 法で SmBCO 薄膜を作製するよりも 100°C 程低い成膜温度においても良好な c 軸配向膜を得ることができ、さらに LTG-SmBCO 薄膜の磁場中 J_c 特性は PLD-SmBCO 薄膜の特性よりも劇的に向上し、実用化線材である NbTi に匹敵することも確認された。 J_c の磁場印加角度依存性からは、LTG-SmBCO 薄膜内部の PC が等方的である

ことが確認された。また、TEM による微細組織観察から、LTG-SmBCO 薄膜内部に 50 ~ 100 nm サイズの Sm/Ba 固溶相が存在することが確認された。この固溶相が 3 次元 PC となることにより、LTG-SmBCO 薄膜の磁場中 J_c が向上したと推察される。これらの結果は、線材作製時に懸念される金属テープからの拡散抑制、厚膜作製時の a 軸配向相の成長抑制に効果があり、さらに REBCO 線材の高磁場中応用を可能にすることが期待されるため、REBCO 薄膜を線材に実用化する際のプロセスとして非常に有効であると考えられる。

参 考 文 献

- 1) Y. Ichino, H. Matsuo, K. Sudoh, Y. Yoshida and Y. Takai: "Improvement of Superconductivity in High Critical Temperature $\text{LaBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ Films Grown by Vapor-Liquid-Solid Mode," *Jpn. J. Appl. Phys.* **42** (2003) L243-245
- 2) Y. Ichino, K. Matsumoto, Y. Takahashi, S. Kim, H. Ikuta, I. Hirabayashi, U. Mizutani: "Preparation of $\text{NdBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ Thin Films and Their Superconducting Properties in Magnetic Fields," *Advances in Superconductivity* **12** (2000) 879-881
- 3) K. Sudoh, Y. Ichino, Y. Yoshida, Y. Takai and I. Hirabayashi: "Magnetic Field Dependence of Critical Current Density in $\text{Sm}_{1-x}\text{Ba}_{2-x}\text{Cu}_3\text{O}_{6+y}$ Films Prepared by Pulsed Laser Deposition," *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **13** (2003) 2795-2798
- 4) K. Miyachi, K. Sudoh, Y. Ichino, Y. Yoshida and Y. Takai: "The effect of the substitution of Gd for Ba site on $\text{Gd}_{1-x}\text{Ba}_{2-x}\text{Cu}_3\text{O}_{6+y}$ thin films" *Physica C* **392-396** (2003) 1261
- 5) K. Sudoh, Y. Yoshida, Y. Ichino and Y. Takai: "Comparison of surface morphology in pulsed laser deposited $\text{Sm}_{1-x}\text{Ba}_{2-x}\text{Cu}_3\text{O}_{6+y}$ thin films," *Physica C* **378-381** (2002) 1222-1226
- 6) K. Sudoh, Y. Yoshida and Y. Takai: "Effect of deposition conditions and solid solution on the $\text{Sm}_{1-x}\text{Ba}_{2-x}\text{Cu}_3\text{O}_{6+y}$ thin films prepared by pulsed laser deposition," *Physica C* **384** (2003) 178-184
- 7) R.H. Hammond, R. Bormann: "Correlation between the in situ growth conditions of YBCO thin films and the thermodynamic stability criteria," *Physica C* **162-164** (1983) 703.
- 8) M. Itoh, Y. Yoshida, Y. Ichino, M. Miura, Y. Takai, K. Matsumoto, A. Ichinose and S. Horii: "Low temperature growth of high- J_c $\text{Sm}_{1-x}\text{Ba}_{2-x}\text{Cu}_3\text{O}_y$ films," *Physica C* in press
- 9) C. Meingast and D. Larbalestier: "Quantitative description of a very high critical current density Nb-Ti superconductor during its final optimization strain. II. Flux pinning mechanisms," *J. Appl. Phys.* **66** (1989) 5971
- 10) V. Boffa, T. Petrison, L. Ciontea, U. Gambardella and S. Barbanera: "Properties of in-situ laser-pulsed deposited YBCO thin films on MgO with SrTiO_3 buffer layer," *Physica C* **260** (1996) 111
- 11) M. Tachiki and S. Takahashi: "Strong vortex pinning intrinsic in high- T_c oxide superconductors," *Solid State Commun.* **70** (1989) 291
- 12) C. Kwon, L. R. Kinder, Y. Fan, Y. Gim, A. T. Findikoglu, J. F. Bingert, J. Y. Coulter, S. R. Foltyn, D. E. Peterson and Q. X. Jia: "Improved superconducting properties of $\text{SmBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-y}$ films using $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-y}$ buffer layers," *Philosophical Magazine B* **80**

(2000) 45-51.

- 13) Y. Ichino, M. Itoh, R. Honda, Y. Yoshida, Y. Takai, M. Miura and K. Matsumoto: "Field angle dependence of J_c 's in $\text{REBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ thin films prepared by PLD method," 64th JSAP annual meeting (2003) 30p-K-5
- 14) T. Araki, I. Hirabayashi, J. Shibata and Y. Ikuhara: "High critical current density scheme of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ films by metalorganic deposition using trifluoroacetates," *Supercond. Sci. Technol.* **15** (2002) 913-916.
- 15) M. Yoshizumi, Y. Nakamura, T. Izumi, Y. Shiohara, Y. Ikuhara and T. Sakuma: "Phase separation of $\text{Nd}_{1-x}\text{Ba}_{2-x}\text{Cu}_3\text{O}_{6+\delta}$ during annealing processing," *Physica C* **357-360** (2001) 354-358.

伊 藤 正 和

昭和 52 年 12 月 10 日生。平成 14 年名古屋大学工学部物理工学科卒業。平成 16 年同大学院工学研究科博士前期課程(エネルギー理工学専攻)修了。平成 16 年(株)日立製作所生産技術研究所勤務。応用物理学会シリコンテクノロジー分科会、低温工学会員。

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)国際超伝導産業技術センター、超伝導工学研究所出向含む)、1999 年から名古屋大学助手を経て、現在工学研究科助教授。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。低温工学会、応用物理学会、日本セラミックス協会会員。工学博士。

一 野 祐 亮

1975 年 7 月 14 日生。2004 年名古屋大学大学院工学研究科博士後期課程修了。現在、同大学工学研究科助手。主として機能性酸化物薄膜の結晶成長および機能性向上に関する研究に従事。応用物理学会、低温工学会会員。工学博士。

三 浦 正 志

昭和 55 年 5 月 9 日生。平成 15 年山形大学工学部電子情報工学科卒業。同年名古屋大学大学院工学研究科博士前期課程入学。線材応用に向けた酸化物系超伝導薄膜のピンニング機構と超伝導特性に関する研究に従事。低温工学会、応用物理学会会員。

高 井 吉 明

昭和 24 年 3 月 28 日生。昭和 46 年 3 月名古屋大学工学部電気工学科卒、同大学院修士課程を経て、昭和 51 年 3 月同博士課程修了。工学博士。昭和 51 年 4 月名古屋大学工学部電気工学科助手、現在同大学大学院工学研究科エネルギー理工学専攻教授。主として、高温超伝導材料、薄膜プロセス、機能性セラミック材料等の研究に従事。応用物理学会、電気学会、電子情報通信学会、高分子学会の各学会会員

松 本 要

昭和 57 年京都大学工学部金属加工学科卒，昭和 59 年同大学大学院工学研究科修士課程修了。同年，古河電気工業株式会社入社。平成 8～11 年（財）超電導工学研究所へ出向。平成 12 年から京都大学大学院工学研究科材料工学専攻助教授。主として超電導材料の作製プロセスと特性解析の研究に従事。低温工学協会，応用物理学会，日本金属学会会員。工学博士。

一 瀬 中

1961 年 10 月 5 日生。1987 年筑波大学大学院理工学研究科修士課程修了。同年（財）電力中央研究所入所。1998～99 年米国ウィスコンシン大学客員研究員。2001 年 7 月より独立行政法人物質・材料研究機構客員研究員併任。現在，主として酸化物超電導体の線材化に関する研究に従事。低温工学協会，応用物理学会，電気学会会員。工学博士。

向 田 昌 志

1957 年 9 月 22 日生。1981 年東京理科大学理学部物理学科卒業。1983 年東京工業大学大学院理工学研究科修士課程修了。同年日本電信電話公社電気通信研究所入所。現在山形大学工学部電気電子工学科助教授。主として超伝導薄膜成長と電流輸送特性の研究に従事。低温工学会。応用物理学会。結晶成長学会。米国物理学会会員。理学博士。

堀 井 滋

1971 年 9 月 24 日生。1994 年名古屋大学工学部応用物理学科卒業。1999 年同大学院工学研究科博士課程修了（博士（工学））し，1999 年 4 月より日本学術振興会特別研究員（東大物性研）。2000 年 2 月より東京大学大学院工学系研究科助手。現在に至る。主として酸化物系熱電材料および超伝導材料の研究開発に従事。