高 J_c $\text{Sm}_{1+x}\text{Ba}_{2-x}\text{Cu}_3\text{O}_{6+y}$ 膜の表面形状吉田 隆^{†,*1,*2}, 須藤 公彦^{*1,*2}, 一野 祐亮^{*1,*2}, 伊藤 正和^{*1,*2}, 高井 吉明^{*1}The Surface Morphologies of High- J_c $\text{Sm}_{1+x}\text{Ba}_{2-x}\text{Cu}_3\text{O}_{6+y}$ Thin FilmsYutaka YOSHIDA^{†,*1,*2}, Kimihiko SUDOH^{*1,*2}, Yusuke ICHINO^{*1,*2}, Masakazu, ITOH^{*1,*2} and Yoshiaki TAKAI^{*1}

Synopsis: We have investigated the superconducting properties and surface morphologies of c -axis-oriented SmBCO thick films on MgO substrate deposited by pulsed laser deposition. The critical current values in the SmBCO films deposited using the $x=0.04$ and $x=0.08$ (Sm-rich) targets increased with increasing film thickness, whereas their values in the films using $x=0$ targets were held constant. From the AFM images, the terrace widths of the Sm-rich thick films are wider than the widths of the stoichiometric films. Therefore the surface roughness arising from the increasing film thickness is improved using the Sm-rich film.

Keywords: surface morphology, thin film, SmBaCuO, critical current

1. はじめに

高温超伝導体が発見されて以来、液体窒素温度で作動する超伝導マグネットに用いる超伝導線材の研究開発が活発に行われている。特に $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-y}$ (YBCO) で代表される $\text{REBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-y}$ (REBCO) 系超伝導線材は、世界中の研究グループで研究されている。REBCO 系高温超伝導材料も、高温超伝導体が発見された当初は、金属系超伝導線材や Bi 系高温超伝導線材同様に、シース法などを用いて研究が進められた。しかし、REBCO 系高温超伝導材料は、 a/b 軸方向と c 軸方向の電気特性が大きく異なるなど、二次元性、異方性が強い材料である。そのため、材料の結晶配向性が、臨界温度 (T_c) や臨界電流密度 (J_c) などの超伝導特性に影響することが確認された。そこで、超伝導デバイスに向けて研究が進められていた「超伝導薄膜」を用いて、結晶方向を揃える“coated conductor”と言われるテープ状超伝導線材の研究開発が行われるようになった。

REBCO 系超伝導薄膜の研究開発は、各種成膜プロセス技術の構築、 a/b 軸と c 軸配向制御という結晶軸配向制御の研究、さらに表面成長に関する研究といった様々な方向から研究が進展した。成膜プロセスに関しては、スパッタ法や真空蒸着法、さらにパルスレーザ蒸着法 (PLD) という物理

気相蒸着法、有機金属化学気相蒸着法 (MOCVD) で代表される化学気相蒸着法に関する薄膜の研究が報告された。また、結晶軸配向制御に関しては、基板温度 (T_s) や酸素分圧 (P_{O_2}) などの成膜条件、格子定数の異なる基板や中間層を用いた場合に、 a/b 軸配向相、または c 軸配向相が優先的に成長することが確認され、Hammond diagram¹⁾ で代表される多くの論文が報告され、ヘテロエピタキシャル成長である高温超伝導薄膜の配向制御が可能となった。表面成長に関する研究としては、液層エピタキシー法 (LPE) 等の超伝導厚膜の研究など²⁾ の表面観察と平行して、原子間力顕微鏡 (AFM) の開発が進行したため、薄膜においても二次元核成長、スパイラル成長などが観察が確認された。西永、Sheel ら³⁾ で提案された各種成膜プロセスと過飽和度などの概念が実験的に着実に証明され、気相成長中に疑似液体層が成長すること⁴⁾ など新たな展開を迎えた。その結果 Vapor-Liquid-Solid (VLS) プロセス⁵⁾ や Tri-phase-epitaxy⁶⁾ といった気相法と液相法が混合した新たな成長プロセスなども提案された。

そのような“超伝導薄膜”の研究を背景に、“coated conductor”の研究は、テープ状金属基板上に超伝導薄膜を作製する技術の構築から始まった。金属集合組織に関する知見を生かした金属基板表面を配向制御する方法と無配向金属テープ状に酸化物質層を配向する方法と二種類から検討が始まった。その結果、前者に関して Ni 材や Ag 材を用いた RABITS 法⁷⁾ や CUTE 法⁸⁾、後者に関しては YSZ 中間層を用いた IBAD 法⁹⁾ や ISD 法¹⁰⁾ などが提案され、現在も精力的に研究開発が進展している。

超伝導マグネットを目的とした“coated conductor”，REBCO 超伝導薄膜の研究課題には、配向制御、特に面内

*1 Received July 15, 2004

名古屋大学

〒464-8603 愛知県名古屋市中千種区不老町

Nagoya University, Furo-cho, Chikusa-ku, Nagoya, Aichi

464-8603, Japan

*2 (独) 科学技術振興機構

〒332-0012 埼玉県川口市本町 4-1-8

Japan Science and Technology Agency, 4-1-8 Honcho,

Kawaguchi, Saitama 332-0012, Japan

† E-mail: yoshida@nuee.nagoya-u.ac.jp

配向制御による零磁場中における高 J_c 化という課題とともに、磁場中での高超伝導特性化や高臨界電流 (I_c) 化という課題もある。

液体窒素温度で、零磁場で J_c が数 MA/cm^2 流れる SrTiO_3 単結晶基板上 YBCO 薄膜においても 1 T 以下の弱磁場 $B=5$ T においては $J_c=7 \times 10^4 \text{ A}/\text{cm}^2$ (at 5 T, $B//c$)¹¹⁾ と低いことが報告されている。実用化されている金属系超伝導線材、例えば Nb-Ti 線材では液体ヘリウム温度 4.2 K において $J_c=3 \times 10^5 \text{ A}/\text{cm}^2$ (at 5 T) の特性¹²⁾ が確認されている。高温超伝導線材の超伝導マグネットへの応用を考えた場合、77 K 磁場中での J_c を、4.2 K における Nb-Ti などの金属系超伝導線材の J_c と同程度まで向上する必要がある。

さらに高 I_c 化のためには、テープ状超伝導線材では厚膜化技術の構築が必要となる。基板界面からエピタキシャルに成長する超伝導薄膜も、層成長で数 μm 厚さまで成長するのではなく、成長界面の凹凸などに影響し、島状に成長してくる。そのため成長速度の速い a/b 軸層が成長して、低い J_c の層が成長することとなる。

そこでこれらの厚膜化、磁場中高 J_c 化に向けて、本研究では、磁場中高 J_c が確認された $\text{Sm}_{1-x}\text{Ba}_x\text{Cu}_3\text{O}_{6+y}$ (SmBCO) 薄膜の高 I_c 化に向けて、厚膜化プロセスの構築に関して述べる。特に、SmBCO 薄膜の Sm/Ba 組成比と表面成長の観点から、厚膜化に向けたプロセスを検討する。

2. 実験方法

作製プロセスとして、PLD 法を用いて SmBCO 薄膜を作製した。

PLD-SmBCO 薄膜は、Ar-F エキシマレーザを使うパルスレーザ蒸着法で MgO 基板上に $\text{Sm}_1\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_{6+y}$ [以下、SmBCO ($x=0$)], $\text{Sm}_{1.04}\text{Ba}_{1.96}\text{Cu}_3\text{O}_{6+y}$ [以下 SmBCO ($x=0.04$)] 及び $\text{Sm}_{1.08}\text{Ba}_{1.92}\text{Cu}_3\text{O}_{6+y}$ [以下 SmBCO ($x=0.08$) と表記する] を作製する。ArF レーザは 10 Hz の周波数で行う。レーザのエネルギー密度はターゲット表面で $1 \text{ J}/\text{cm}^2$ である。基板はターゲットから約 50 mm の距離に設置した。成膜時の基板温度及び酸素分圧はそれぞれ $800 \sim 870^\circ\text{C}$, 53 Pa とした。その結果、膜厚約 $0.3 \sim 2.2 \mu\text{m}$ の SmBCO 薄膜を得た。

SmBCO 膜の超伝導特性および電気抵抗率 ρ は、4 端子法で測定した。77 K, 0 T から 9 T の磁場は SmBCO 膜の c 軸方向に平行に印加した。 J_c 測定を行う際に、サンプルは約 $100 \mu\text{m}$ 幅、 $200 \mu\text{m}$ 長のマイクロブリッジにパターンニングした。また、 J_c を求める際の I - V 測定における I_c のクライテリアは、電圧 $1 \mu\text{V}/\text{cm}$ と定義した。さらに J_c , T_c を測定する前に、RE-123 膜は 350°C , 1 時間の酸素気流中でアニールを施した。

RE-123 膜の微細構造観察及び置換量 x は、エネルギー分散型 X 線分光法 (EDX) システムを付随した透過型電子顕微鏡 (TEM) を用いて測定した。RE-123 膜の配向性は、Cu-K α 線源を用いた θ - 2θ X 線回折及び ϕ スキャンにより解析した。

3. 結果と考察

3.1 Sm/Ba 組成比の違いによる I_c 特性と表面形態

MgO 基板上に PLD 法で作製した SmBCO 膜 ($x=0, 0.04, 0.08$) は、膜厚 $0.7 \mu\text{m}$ において T_c が 91 K 以上、 J_c は約 $3 \times 10^6 \text{ A}/\text{cm}^2$ (77 K, 自己磁場) の特性を持つ c 軸配向単相膜で、 a/b 面内に結晶が揃った面内配向性も有していることが確認されている¹³⁾。PLD-SmBCO 薄膜の磁場中 J_c は、 $B=5$ T 測定温度 77 K で比較した場合、従来報告されている YBCO 薄膜の値に比べ向上していることが確認されている¹⁴⁾。特に、SmBCO ($x=0$) 膜は $J_c=2.7 \times 10^5 \text{ A}/\text{cm}^2$ (77 K, 5 T, $B//c$) と高い値を示しており、4.2 K で報告されている Nb-Ti 線材に近づきつつある値である。

磁場中高 J_c が確認されている SmBCO 薄膜の Sm/Ba 組成比の違いによる膜厚と I_c 、さらに表面形態に関して検討する。Fig. 1 に、PLD 法で作製した Sm/Ba 組成比 x の異なる SmBCO 膜の膜厚と I_c を示す。なお、図中で示した I_c はブリッジ幅 $100 \mu\text{m}$ のサンプルで測定された I_c を 1 cm 幅に換算した値を示す。

Sm/Ba 組成比 $x=0$ の膜に関しては、膜厚 $0.5 \mu\text{m}$ で $I_c=180 \text{ A}/\text{cm-width}$ を示し、膜厚 $1.5 \mu\text{m}$ と膜厚が増加しても I_c 値は大きく変化しないことが確認される。一方、 $x=0.04$ 及び 0.08 の Sm rich な SmBCO 薄膜は膜厚増加に伴い I_c 値も向上していることが確認される。 $x=0.08$, 膜厚 $1.2 \mu\text{m}$ の膜で、 $I_c=480 \text{ A}/\text{cm-width}$, $x=0.04$ の膜では膜厚 $2.2 \mu\text{m}$ において $I_c=520 \text{ A}/\text{cm-width}$ と高い特性を有していることが確認される。さらに膜厚を増加させると、X 線回折から面内配向性が、cube on cube (4 回対称) から cube on cube 成長に加えて 45° 傾いたグレインが混在する 8 回対称に変化し、さらに c 軸配向単相から a/b 軸配向なども混在した薄膜となることが確認される。これらは超伝導薄膜における配向制御の多くの研究から、超伝導特性を低下する要因として挙

Fig. 1 Critical current depending on the film thickness and the composition ratio x of the Sm/Ba in the SmBCO films. (●), (■) and (▲) represent the samples prepared using a target with $x=0, 0.04$ and 0.08 , respectively.

げられている。

Sm/Ba 組成比 x の違いによって、我々は磁場中 J_c 挙動が変化することは報告している¹⁴⁾。Fig. 1 からは、新たに零磁場における I_c の膜厚依存性も変化していることが確認され、高 I_c 化にむけて SmBCO 膜における Sm rich 組成が要因になっていることが推察される。

一般的に膜厚を増加させていくと、結晶最表面の平坦性が低下し、その結果 c 軸の半値幅の低下などから配向性が低下していくことが知られている。そこで、上記で得られた Sm-rich 組成の膜で、高 I_c 化が図れた理由に関して、Sm/Ba 組成比の違いによる超伝導薄膜の表面形態の変化に関して検討する。

Fig. 2 に膜厚 $0.7 \mu\text{m}$ における (a) $x=0$ 及び (b) $x=0.08$ の SmBCO 膜の AFM 観察結果及び断面プロファイルを示す。 $X=0$ の膜の表面 AFM 像から、SmBCO ($X=0$) は等方的なスパイラル成長をしていることが観察される。さらにそのスパイラル段差を断面プロファイルから測定した結果、SmBCO 結晶の一格子分である約 $12 \text{ \AA}$ の高さを持つステップが確認され、さらにそのテラス幅は約 $200 \text{ \AA}$ であることも確認される。PLD-SmBCO 膜では、LPE 法などで確認されている²⁾バンチングが起きておらず、mono-layer 成長がおきていることが確認される。また、このテラス幅は、従来 PLD-YBCO 膜などで報告されている¹⁵⁾テラス幅約 $200 \sim 300 \text{ \AA}$ とほぼ同じ広さであることが分かる。さらに、 $X=0.08$ の Sm-rich な SmBCO 薄膜の表面形状及び断面プロファイルからは、 $X=0$ の膜同様に一格子分のステップでスパイラル成長していることが確認される。さらに、 $X=0.08$ の膜では、 $X=0$ の膜の表面と異なり、テラス幅が $500 \text{ \AA}$ と広がっていることが分かる。またそのスパイラル形状も $X=0$ の膜の表面が等方的な形状しているのに対し、異方的な形状をしていることが確認される。CVD-YBCO 膜の表面成長で報告されている Sm/Ba 組成比の違いによる過飽和度の変化¹⁶⁾に起因していると推察される。

Fig. 3 に、Fig. 2 などの AFM 観察及び断面プロファイルから求めた、Sm/Ba 組成比 x の違いによるテラス幅の変化を示す。Sm/Ba 組成比が $X=0.08$ まで増加するに従い、約

Fig. 2 The surface morphologies and line scan profile along the surface of the SmBCO films using the targets of (a) $x=0$ and (b) $x=0.08$, respectively.

$200 \text{ \AA}$ から $500 \text{ \AA}$ とテラス幅が広がっていることが確認される。さらに x の値が 0.08 と 0.12 の変化では、テラス幅はあまり広がらないことも分かる。

Los Alamos の S. Foltn らのグループは、金属基板上に膜厚約 $3.7 \mu\text{m}$ の YBCO 薄膜及び SmBCO 薄膜の積層膜で高 I_c 化が図れたことを報告している¹⁷⁾。この際、SmBCO 薄膜は YBCO 薄膜の表面ラフネスを抑制する効果があると結論で述べている。本研究では、単結晶基板上に SmBCO 膜で厚膜化して高 I_c 化を検討した結果、Sm/Ba 組成比が $x=0.04, 0.08$ と Sm rich な膜において、高 I_c 化が得られることが確認された。その表面形態を観察した結果、Sm/Ba 組成比が増加するに従い、テラス幅が広がることが確認された。ナノオーダーで SmBCO 膜のテラス幅が広がることは、ミクロ的にみて表面平坦性が向上していることとなり、厚膜化することによる表面平坦性の低下を抑制していると推察される。

4. Ca ドープによる SmBCO 薄膜の表面

Hammert らは、REBCO 厚膜の高 I_c 化の手段として、YBCO 層と YBCO に Ca をドープした (Y,Ca)BCO 層の積層化を検討した¹⁸⁾。表面ラフなどにより YBCO 層に生成する粒界の特性を酸素欠損などの観点から改善するため、YBCO の Y サイトに Ca をドープし、オーバードープにすることにより改善できることを確認した。さらにそれらの (Y,Ca)BCO 層と YBCO 層を順次積層することにより、高 J_c 層が成長することが確認できることを報告した。

本節では、前節までの Sm/Ba 組成比の違いによる SmBCO 膜に加え、化学量論組成の SmBCO 層に Ca をドープしたときの表面形態に関して検討した。

Fig. 4 に $(\text{Sm}_{1-x}\text{Ca}_x)\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_{6+y}$ 膜の AFM 観察像を示す。(a)に $z=0.1$, (b)に $z=0.3$ を示す。断面プロファイルから測定した結果、Fig. 2 の SmBCO 薄膜同様に SmBCO 結晶の一格子分である約 $12 \text{ \AA}$ の高さを持つステップが確認された。さらに、(Sm,Ca)BCO 膜の表面観察から確認されるスパイラル成長形状は、異方性と等方性が混在した形状を有していることが確認される。Fig. 4 に Fig. 3 で確認された

Fig. 3 The terrace width depending on (Sm/Ba) ratio x in the SmBCO film.

Fig.4 The AFM images of (Sm, Ca) BCO films using the targets of (a) $z=0.1$ and $z=0.3$, respectively.

(Sm,Ca)BCO膜のAFM観察像から求められたスパイラル成長のテラス幅と基板温度及びCaドーパ量の関係を示す。Caドーパ量の増加に伴い、テラス幅もドーパしないSmBCO膜の200Åに比べ、約800~900Åと急激に広がっていることが確認される。さらにそれぞれのドーパ量におけるテラス幅の基板温度依存の変化は、あまりないことも分かる。これらのテラス幅の温度依存性や、Caドーパ量のテラス幅の変化は、CaドーパによるSmBCO材料の包晶点の低下による過飽和度の変化であると推察できる。

(Sm,Ca)BCO膜の表面がSmBCO膜やSm richなSmBCO膜と比較して非常に広いテラス幅を有していることが確認される。薄膜プロセスで報告されているテラス幅の中で、Ba-Cu-Oを液層としてVLS成長法を用いたYBCO膜のテラス幅が $T_s=800^{\circ}\text{C}$ で約1000Åとテラス幅が広いことが報告されている⁴⁾。しかし、VLS-YBCO膜の厚膜化研究では、液相の安定性が課題であり、液相組成が成長途中で変化すると、 c 軸配向層から a/b 軸配向層が成長したり¹⁹⁾、成長速度が急激に現象したりして、“coated conductor”への課題となっている。一方、本節で得られたCaドーパによる(Sm,Ca)BCO膜の平坦性は、VLS成長などで得られている酸化物系超伝導薄膜の平坦性に匹敵するものであり、多層化などの手法を用いることにより高 I_c 化が図れると期待される。

5. 結 論

本研究では、SmBCO材料を用いたテープ状超伝導線材の基礎研究の一環として、MgO基板上に化学量論組成から(Sm/Ba)組成比を大きくしたSmBCO膜の高 I_c 化、さらに表面形態に関して検討した。さらに組成比に伴う表面形態の変化として、CaをSmサイトにdopeした(Sm,Ca)BCO薄膜を作製した。

その結果、Sm/Ba組成比 x が0に比べ0.04, 0.08とSm richなSmBCO膜は膜厚増加に伴い I_c が向上することが確認された。その結果、 $x=0.08$ 、膜厚1.2 μm の膜で、 $I_c=480$ A/cm-width、 $x=0.04$ の膜では膜厚2.2 μm において $I_c=520$ A/cm-widthと高い特性を有していることが確認される。AFM観察により表面形態を検討した結果、これらの高 I_c 化が図れた組成の膜は、テラス幅が広く、表面平坦性が向

Fig.5 The terrace width depending on the substrate temperature and composition ratio z of Sm/Ca in the (Sm,Ca)BCO films. (●) and (▲) represent the samples prepared using a target with $z=0.1$ and 0.3, respectively.

上していることが確認された。さらに、CaドーパをしたSmBCO膜[(Sm,Ca)BCO膜]では、テラス幅が約800~900Åと化学量論組成膜の約4倍も広がることが確認され、YBCOプロセスなどで用いられている積層プロセスと併用する厚膜化プロセスに効果的な材料であることが確認された。

参 考 文 献

- 1) R.H. Hammond and R. Bormann: "Correlation between the in situ growth conditions of YBCO thin films and the thermodynamic stability criteria," *Physica C* **162/163** (1989) 703-704
- 2) H.J. Scheel, C. Klemenz, F.K. Reinhart, H.P. Lang and H.J. Guntherodt: "Monosteps on extremely flat $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ surfaces grown by liquid-phase epitaxy," *Appl. Phys. Lett.* **65** (1994) 901-903
- 3) T. Nishinaga and H.J. Scheel: "Crystal growth aspect of high- T_c superconductors," *Advances in Superconductivity* **8** (1996) 33-38
- 4) Y. Yoshida, Y. Ito, I. Hirabayashi, H. Nagai and Y. Takai: "Surface morphology and growth mechanism of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-y}$ thin films by metal-organic chemical vapor deposition using liquid sources," *Appl. Phys. Lett.* **69** (1996) 845-847
- 5) Y. Yoshida, I. Hirabayashi and Y. Takai: "Rapid growth of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-y}$ films by metalorganic chemical vapor deposition using vapor-liquid-solid mode," *J. Crystal Growth* **229** (2001) 348-352
- 6) K.S. Yun, B.D. Choi, Y. Mastmoto, J.H. Song, N. Kanda, T. Itoh, M. Kawasaki, T. Chikyow, P. Ahmet and H. Koinuma: "Vapor-liquid-solid tri-phase pulsed-laser epitaxy of $\text{RBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-y}$ single-crystal films," *Appl. Phys. Lett.* **80** (2002) 61-63
- 7) D. Larbalestier, A. Gurevich, D. M. Feldmann, and A. Polyanskil: "High- T_c superconducting materials for electric power applications" *Nature* **414** (2001) 368-377
- 8) T.J. Doi, N. Sugiyama, T. Yuasa, K. Higashiyama and T. Kamo: "Biaxially oriented Tl-1223 film with high J_c on {100}<001> textured Ag tape," *Advanced in Superconductivity VIII 2* (1995) 903-906
- 9) Y. Iijima, N. Tanabe, O. Kohno and Y. Ikeno: "In-plane aligned

YBa₂Cu₃O_{7-y} thin films deposited on polycrystalline metallic substrates,” Appl. Phys Lett **60** (1992) 769-771

- 10) M. Bauer, J. Schwachulla, J. Egly, P. Berberich and H. Kinder: “Biaxially aligned MgO buffer layers using electron beam evaporation on inclined substrates,” Advances in Superconductivity X 2 (1998) 979-982
- 11) V. Boffa, T. Petrison, L. Ciontea, U. Gambardella and S. Barbanera: “Properties of in-situ laser-pulsed deposited YBCO thin films on MgO with SrTiO₃ buffer layer,” Physica C **260** (1996) 111-116
- 12) C. Meingast and D.C. 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) 5971-5983
- 13) K. Sudoh, Y. Ichino, Y. Yoshida, Y. Takai and I. Hirabayashi: “Magnetic field dependence of critical current density in Sm_{1-x}Ba_{2-x}Cu₃O_{6+y} films prepared by pulsed laser deposition,” IEEE Trans. Appl. Supercond. **13** (2003) 2795-2798
- 14) Y. Yoshida, K. Mastumoto, K. Sudo, Y. Ichino, K. Miyachi, A. Ichinose, S. Horii, M. Mukaida and Y. Takai: “J_c Characteristics in High Magnetic Field of RE_{1-x}Ba_{2-x}Cu₃O_{6+y} Films prepared by Pulsed Laser Deposition,” J. Japan Inst. Metals (2004) (in press)
- 15) M. Hawley, I. D. Raistrick, J. G. Beery and R. J. Houlton: “Growth mechanism of sputtered films of YBa₂Cu₃O_{7-y} studied by scanning tunneling microscopy,” Science **251** (1991) 1587-1589
- 16) Y. Yoshida, Y. Ito, Y. Yamada, H. Nagai, Y. Takai and I. Hirabayashi: “Surface morphologies of YBa₂Cu₃O_{7-y} films prepared by metalorganic chemical vapor deposition using liquid sources,” Jpn. J. App. Phys. **36** (1997) 1376-1379
- 17) S. Foltyn, Q. Q. Jia, P. Arendt, Y. Coulter, P. Dowden, T. Holesinger and L. Civale: “Thick superconducting films for high current coated conductors,” http://www.lanl.gov/orgs/mst/stc/docs/Multilayer_02.pdf
- 18) G. Hammeri, A. Schmehl, R.R. Sculz, B. Goetz, H. Bielefeldt, C. W. Schneider, H. Hilgenkamp and J. Mannhart: “Enhanced supercurrent density in polycrystalline YBa₂Cu₃O_{7-y} at 77K from calcium doping of grain boundaries,” Nature **407** (2000) 162-164
- 19) Y. Yoshida, I. Hirabayashi and Y. Takai: “The orientation growth mechanism of YBa₂Cu₃O_{7-y} thin films during vapor-liquid-solid growth,” Physica C **341-348** (2000) 2379-2380

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。低温工学協会, 応用物理学会, 日本セラミックス協会会員。工学博士。

須 藤 公 彦

1975 年 3 月 19 日生。2003 年名古屋大学大学院工学研究科博士課程修了。同年 4 月より(株)日立製作所機械研究所に勤務。主として熱電変換に関する研究開発に従事。応用物理学会, 低温工学協会, 熱電変換研究会会員。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, 低温工学協会会員。工学博士。

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。