

# 浮遊帯域溶融法による非鉛強誘電体 二チタン酸バリウム ( $\text{BaTi}_2\text{O}_5$ ) の作製と 電気的性質

志賀敬次\*

## 1. はじめに

強誘電体は外部電界により反転可能な自発分極を持つ材料である。自発分極は外部電界を取り除いてもその大きさと向きが保持されるため、強誘電体はメモリやコンデンサなどに使用される。近年、強誘電体の需要はパワー半導体用途で特に高まり、要求される使用環境温度 ( $> 473 \text{ K}$ ) が高くなっているため、強誘電-常誘電相の転移温度であるキュリー温度が高い強誘電体が求められている。高キュリー温度を持つ強誘電体の多くは  $\text{PbTiO}_3$  に代表される鉛系の材料であるが、有害元素の鉛を含む電子デバイスは現在製造・販売が制限されており、非鉛強誘電体の開発が急務である。

二チタン酸バリウム ( $\text{BaTi}_2\text{O}_5$ ) は高いキュリー温度 ( $T_c = 748 \text{ K}$ ) と最大誘電率 ( $\epsilon_{\text{max}} = 20,500$ ) を持つ非鉛強誘電体<sup>(1)</sup>であり、高温域で使用可能なコンデンサやアクチュエータとしての応用が期待される。著者らは、今までに浮遊帯域溶融 (FZ) 法により  $\text{BaTi}_2\text{O}_5$  の大型単結晶を作製<sup>(2)</sup>し、電気的性質について調べてきた中で  $\text{BaTi}_2\text{O}_5$  がイオン伝導を示すことを発見<sup>(3)</sup>した。イオン伝導は分極処理時の漏れ電流の原因になり、強誘電・圧電体の信頼性に著しい悪影響を及ぼすことが知られている<sup>(4)</sup>。そこで、 $\text{BaTi}_2\text{O}_5$  のイオン伝導と電気的特性の関係を明らかにするために、イオン置換により酸素欠陥量を制御し、酸素欠陥量が誘電率、自発分極値および電気伝導率に及ぼす影響を調べてきた。本稿では、はじめに大

型単結晶の成長<sup>(2)</sup>とイオン伝導の発見<sup>(3)</sup>について述べ、次に高価数イオン置換がイオン伝導性に及ぼす影響<sup>(5)(6)</sup>を紹介する。また、自己組織化を利用して  $\text{BaTi}_2\text{O}_5$  の共結晶を作製<sup>(7)</sup>した結果についても紹介する。

## 2. 大型 $\text{BaTi}_2\text{O}_5$ 単結晶の成長

既往報告から、 $\text{BaTi}_2\text{O}_5$  は溶融凝固時に生成しやすい物質であり、融点近くの高温で熱処理をすると  $\text{BaTiO}_3$  と  $\text{Ba}_6\text{Ti}_{17}\text{O}_{40}$  に分解する反応中間生成物であることが分かっている<sup>(8)(9)</sup>。最近、Zhu と West は多段階焼結により  $\text{BaTi}_2\text{O}_5$  多結晶体を作製できる温度条件を明らかにし、その高温安定性を詳細に調べた<sup>(10)</sup>。 $\text{BaTi}_2\text{O}_5$  の生成・分解速度は温度と時間に強く依存し、 $1423 \text{ K}$  以下では分解速度が遅いため  $\text{BaTi}_2\text{O}_5$  は速度論的に安定であると報告した。つまり、 $\text{BaTi}_2\text{O}_5$  の生成は冷却速度に強く依存し、溶融凝固で育成する場合には融液から結晶化した  $\text{BaTi}_2\text{O}_5$  を  $1423 \text{ K}$  以下にすぐに冷却すれば安定して結晶成長できると推察される。そこで、光学式 FZ 法による結晶成長の際に光遮蔽を用いると結晶-融液界面の温度勾配を制御できる点に着目し、化学量論組成の融液から  $\text{BaTi}_2\text{O}_5$  の大型単結晶を成長できると考えた。

本実験で用いる FZ 装置の模式図と光遮蔽機構の外観をそれぞれ図 1 (a) および (b) に示す。熱光源にはキセノンランプを使用し、光源から放射された光を楕円反射鏡で集光して

\* 東北大学金属材料研究所；助教 (〒980-8577 仙台市青葉区片平 2-1-1 金属材料研究所 藤原研究室)  
Preparation of Lead-free Ferroelectric Barium Ditungstate by a Floating Zone Method and Its Electrical Properties; Keiji Shiga (Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai)  
Keywords: barium ditungstate ( $\text{BaTi}_2\text{O}_5$ ), floating zone method, melt solidification, single crystal, eutectic, ferroelectric, ionic conduction, impedance spectroscopy, electron backscatter diffraction (EBSD)  
2017年12月19日受理 [doi:10.2320/materia.57.64]

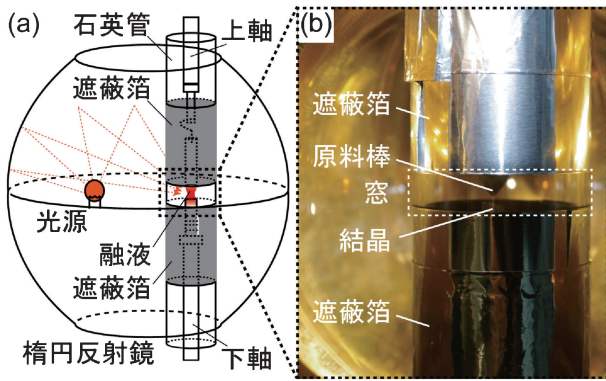


図1 光学式浮遊帯域溶融(FZ)装置の模式図と光遮蔽機構の外観。(オンラインカラー)

原料棒を加熱溶解する(図1(a)). 光遮蔽は石英管の周りにアルミ箔を巻き作製した(図1(b)). アルミ箔は光を遮蔽するため, 遮蔽をしていない部分(窓)だけが局所的に加熱される. その結果, 結晶-融液界面の温度勾配は急峻になると考えられる. また, 石英管は成長時に常に空冷されるため, 高熱伝導率のアルミ箔を巻いた部分は窓の部分よりも冷却効率が良いことも結晶-融液界面の温度勾配に影響を及ぼすかもしれない. 光遮蔽を用いたことで安定した結晶成長が可能になり, 直径5.5 mm, 長さ35 mm以上の大型単結晶が得られた.

### 3. BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> のイオン伝導性

(001)および(010)に垂直方向に測定したBaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>単結晶の複素インピーダンス図をそれぞれ図2(a)および(b)に示す( $T=648$  K). (001)に垂直方向の複素インピーダンス図(図2(a))は粒内の誘電緩和に対応する半円を示した. 一方, (010)に垂直方向の複素インピーダンス図(図2(b))は, 高周波側に1つの半円と $10^{-2}$ -1 Hzの低周波側に $Z'$ 軸に対してほぼ45°に傾いたスパイクを示した. 半円のインピーダンス応答を抵抗( $R$ )とキャパシタンス( $C$ )の並列回路で等価すると, 半円の頂点の値 $Z''_{max}$ は $R/2$ であり,  $f_{max}$ (半円の頂点における周波数)において $2\pi f_{max}RC=1$ の関係が成立する<sup>(11)</sup>. 299-973 Kで複素インピーダンスを測定し, 上式より半円の $C$ の温度依存性を求めた結果,  $C$ の値はキュリー温度( $T_c$ )でピークを示すため, 高周波側の半円は強誘電性の粒内の誘電緩和に対応する. また,  $Z''=(2\pi fC)^{-1}$ より<sup>(12)</sup>,  $10^{-2}$  Hzにおけるスパイクの $C$ の値は $51 \mu\text{F m}^{-1}$ であった. この値は, イオンブロッキング電極と試料の界面における誘電緩和の $C$ の値に対応する<sup>(11)</sup>. 電荷キャリアが電極でブロッキングされインピーダンスが著しく上昇することからイオン伝導が示唆される.

TiO<sub>2</sub>やBaTiO<sub>3</sub>などのチタン系酸化物の多くはTiが4価から3価に容易に還元され, 電荷補償により酸素空孔が形成する. BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>もTiは一部3価であり, 電荷補償により酸素空孔が存在すると考えられる. 4価Tiの還元(式(1))

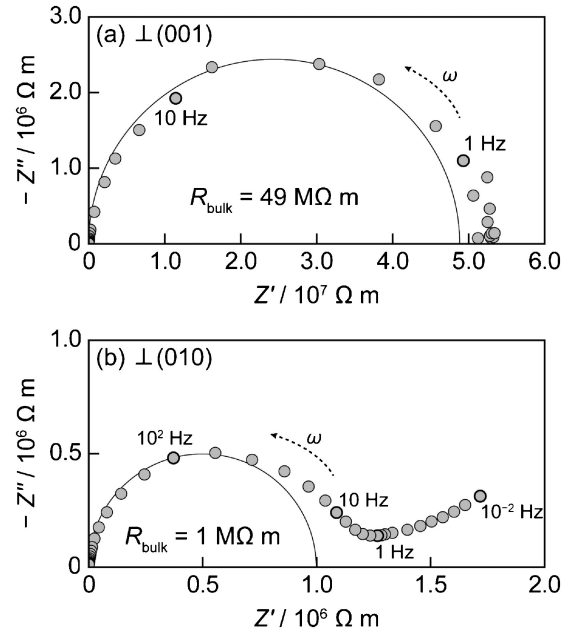
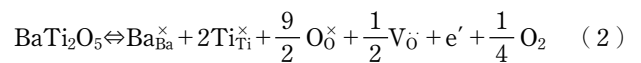


図2 BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>単結晶の複素インピーダンス図( $T=648$  K): (a) (001)および(b) (010)に垂直な方向.

と酸素空孔の形成(式(2))はクレーガー=ピンクの表記法を用いて記述すると以下になる.



酸化物強誘電体のBi<sub>4</sub>Ti<sub>3</sub>O<sub>12</sub>とNa<sub>1/2</sub>Bi<sub>1/2</sub>TiO<sub>3</sub>は酸素空孔をキャリアとした酸素イオン伝導体であることが報告<sup>(13)(14)</sup>されている. BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>のイオン伝導も酸素空孔が関係することが示唆される.

### 4. 電気的性質に及ぼすNb<sup>5+</sup>およびLa<sup>3+</sup>置換の影響

分極処理時に流れる漏れ電流は直流バイアス下で動く酸素空孔が原因であると考えられており, 絶縁劣化を引き起こすために強誘電体の酸素空孔濃度を低減する必要がある. Bi<sub>4</sub>Ti<sub>3</sub>O<sub>12</sub>およびNa<sub>1/2</sub>Bi<sub>1/2</sub>TiO<sub>3</sub>はTi<sup>4+</sup>イオンを高価数のNb<sup>5+</sup>イオンで置換すると酸素空孔濃度の減少により電気伝導率の低下と残留分極値の上昇が報告されている<sup>(15)(16)</sup>. 本節では, Ti<sup>4+</sup>とBa<sup>2+</sup>イオンをそれぞれ高価数のNb<sup>5+</sup>とLa<sup>3+</sup>イオンで置換したBaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>単結晶の電気伝導性について説明する.

(010)に垂直方向に測定したNb<sup>5+</sup>およびLa<sup>3+</sup>イオン置換BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>単結晶(Ba(Ti<sub>0.996</sub>Nb<sub>0.004</sub>)<sub>2</sub>O<sub>5- $z$</sub> )およびBa<sub>0.996</sub>La<sub>0.004</sub>Ti<sub>2</sub>O<sub>5- $z$</sub> , 置換量はそれぞれ0.4 at%)の複素インピーダンス図をそれぞれ図3(a)および(b)に示す( $T=648$  K). Nb<sup>5+</sup>イオン置換BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>の複素インピーダンス図(図3(a))は一つの歪んだ半円, La<sup>3+</sup>イオン置換BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>(図3(b))は二つの半円を示し, 低周波側にスパイクはみられなかった. 複素インピーダンス図から粒内の誘電緩和に対応す

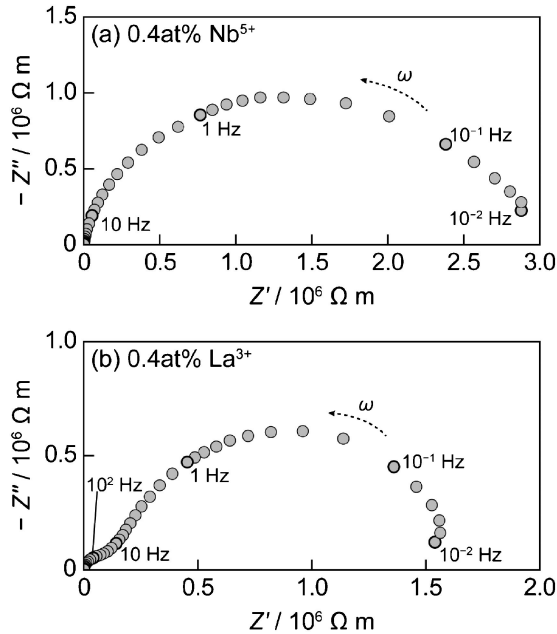
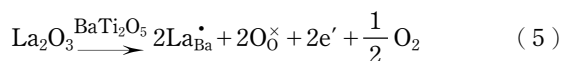
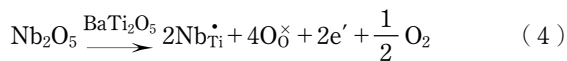


図3 Nb<sup>5+</sup> および La<sup>3+</sup> で 0.4 at% 置換した BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 単結晶の複素インピーダンス図 ( $T=648$  K, (010) に垂直な方向) : (a) Nb<sup>5+</sup> および (b) La<sup>3+</sup> 置換.

る半円の位置を決めることが難しいため、複素モジュラス ( $M^*$ ) を利用して粒内の誘電緩和の  $R$  と  $C$  をもとめた<sup>(11)</sup>. 複素インピーダンス ( $Z^*$ ) と複素モジュラス ( $M^*$ ) の関係は式 (3) であらわされる<sup>(11)</sup>.

$$M^* = j\omega C_0 Z^* = j\omega C_0 Z' - \omega C_0 Z'' = M' + jM'' \quad (3)$$

ここで、 $Z'$  および  $M'$  はインピーダンスとモジュラスの実部成分、 $Z''$  と  $M''$  はそれぞれ虚部成分、 $j$  は  $\sqrt{-1}$ 、 $C_0$  は  $\epsilon_0 A/l$  ( $\epsilon_0$ : 真空の誘電率、 $A$ : 試料の面積、 $l$ : 試料の厚さ) である。 $M''$  の周波数依存性の図における  $M''$  ピークの値は  $\epsilon_0/2C$  に等しいため、ピークは粒内の誘電緩和に対応する。 $M^*$  を用いた複素インピーダンス解析の結果、Nb<sup>5+</sup> および La<sup>3+</sup> イオン置換 BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> の粒内の誘電緩和の  $R$  と  $C$  はそれぞれ 1.11 M $\Omega$  m と 101.70 nF m<sup>-1</sup> および 0.06 M $\Omega$  m と 18.77 nF m<sup>-1</sup> であった。Nb<sup>5+</sup> と La<sup>3+</sup> イオン置換量が電気伝導率 ( $\sigma$ ) に及ぼす影響を図 4 に示す。置換量が 0–0.1 at% では、置換量の増加に伴い  $\sigma$  は低下した。高価数イオンで置換すると電荷の中性を保つために酸素空孔濃度が減少すると考えられる。イオン置換量の増加にともない酸素空孔濃度が減少し、イオン伝導性が低下したため  $\sigma$  は低下したと考えられる。一方、置換量が 0.1 at% 以上では、置換量の増加にともない  $\sigma$  は上昇した。これは、イオン置換によりキャリア電子濃度が過剰に生成し、電子伝導性が上昇したためであると考えられる。



電子濃度が増大して電子伝導が支配的となったため、Nb<sup>5+</sup>

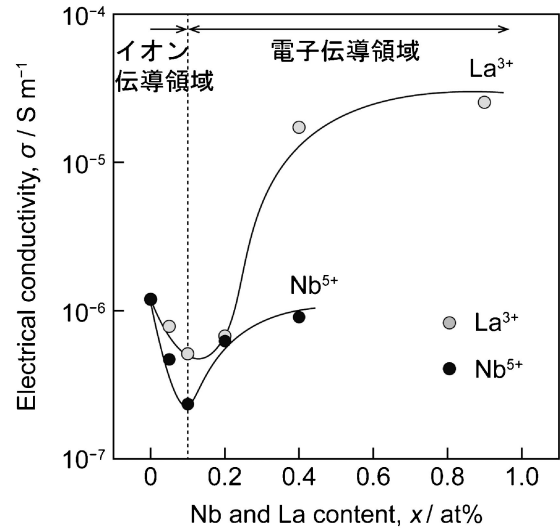


図4 Nb<sup>5+</sup> および La<sup>3+</sup> 置換量 ( $x$ ) が電気伝導率 ( $\sigma$ ) に及ぼす影響 ( $T=648$  K).

と La<sup>3+</sup> イオンで置換した BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> の複素インピーダンス図にはイオン拡散のスパイクがみられなかったと考えられる (図 3). 以上から、BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> のイオン伝導は結晶中に存在する酸素空孔をキャリアとした酸素イオン伝導であると考えられる。

## 5. 自己組織化を利用した BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>-Ba<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub> 共晶体の作製

強誘電体の誘電特性は結晶軸方向に強く依存し、配向度が高いほど誘電特性も優れるため、多結晶よりも単結晶の方が優れた特性を示す。しかしながら、単結晶の成長には炉内の温度勾配の精密制御が必要であり成長速度の高速化は難しい。そこで、著者らは、共晶反応を利用すると主相と分散相の界面エネルギーが最小になるように組織が自発的に形成する点に着目し、外部からの駆動力を必要とせずに BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> を高速で配向できると考えた。Rase と Roy の状態図<sup>(8)</sup>における BaO-0.69TiO<sub>2</sub> (モル比) の共晶組成の焼結棒を FZ 法により一方向熔融凝固すると、BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>-Ba<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub> 共晶体が得られたので、本節ではその微細組織と結晶方位関係を説明する。

成長速度 16.7  $\mu\text{m s}^{-1}$  で作製した BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>-Ba<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub> 共晶体の成長方向に垂直および平行な断面の後方散乱電子 (BSE) 像を図 5 (a) および (b)、図 5 (a) の BSE 像に対応する極点図形を図 5 (c) に示す。図 5 (a) および (b) 中の輝度の高い組織は母相の BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>、輝度の低い組織は分散相の Ba<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub> である。母相 BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> (図 5 (a)) と分散相 Ba<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub> (図 5 (b)) には一方向に伸展したクラックが多数形成した。Ba<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub> 分散相は多角形の自形を持ち (図 5 (a)), 結晶成長方向に棒状に成長した (図 5 (b)). 共晶組織中の面積比は BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> : Ba<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub> = 68.7 : 31.3 であり、その組成比は BaO-0.69TiO<sub>2</sub> であった。これは焼結原料棒の仕込み組成比と一致する。X 線回折図形より、BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> は  $b$  軸、

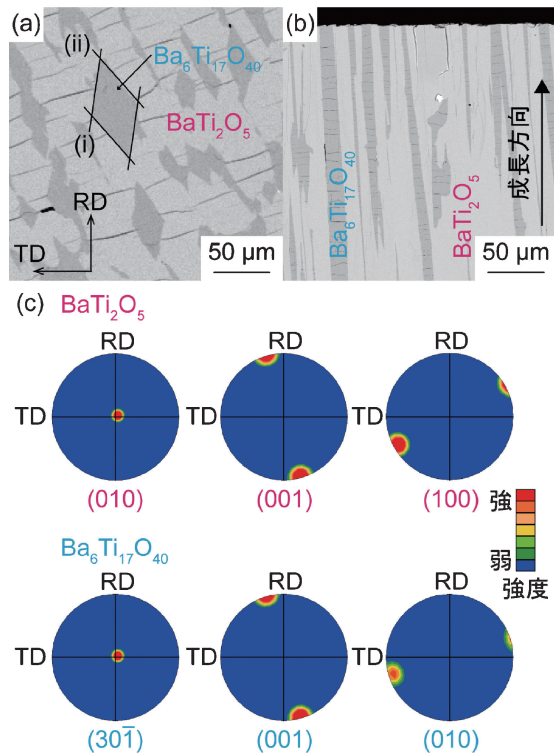


図5 BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>-Ba<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub> 共晶体のBSE像と極点図形：(a)成長方向に対して垂直に切り出した断面のBSE像，(b)平行に切り出した断面のBSE像，(c) (a)に対応するBaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>とBa<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub>の極点図形。(オンラインカラー)

Ba<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub> はほぼ *a* 軸と平行方向に成長した。BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> の *b* 軸は自発分極軸であり，第2節で紹介した単結晶も成長方向に *b* 軸が配向する。共晶反応を利用することで単結晶の成長速度 (2.8 μm s<sup>-1</sup>) より数倍以上速い速度 (8.3–33.3 μm s<sup>-1</sup>) でも BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> の自発分極軸が成長方向に配向することが分かった。

極点図形より結晶方位関係は，BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> (010) // Ba<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub> (30 $\bar{1}$ ) および BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> (001) // Ba<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub> (001) であった。この方位関係より，図5(a)中のBaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>とBa<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub>のフェセット異相界面の結晶面をもとめると，(i)の界面はBaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> ( $\bar{2}01$ ) // Ba<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub> ( $0\bar{4}3$ )，(ii)の界面はBaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> (100) // Ba<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub> (041) であった。(i)の界面におけるBaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>とBa<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub>の原子の並びをBaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> (001)に垂直方向から眺めた模式図を図6に示す。図中のBaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>とBa<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub>にそれぞれ赤と青で示した線はそれぞれ(010)および(30 $\bar{1}$ )であり，これらの面に垂直な方向(それぞれ*b*軸および*a*軸方向)は共晶体の成長方向と平行である。BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>の(010)とBa<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub>の(30 $\bar{1}$ )の面間隔はそれぞれ0.394および0.329 nmであり，BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>の(010)の面間隔(*d*<sub>010</sub>)の5倍(1.974 nm)はBa<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub>の(30 $\bar{1}$ )の面間隔(*d*<sub>30 $\bar{1}$</sub> )の6倍(1.970 nm)にほぼ等しい。BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>の(010)とBa<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub>の(30 $\bar{1}$ )の格子整合性が良い結果BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub>(010) // Ba<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub>(30 $\bar{1}$ )の関係を持ち共晶組織が形成したと考えられる。

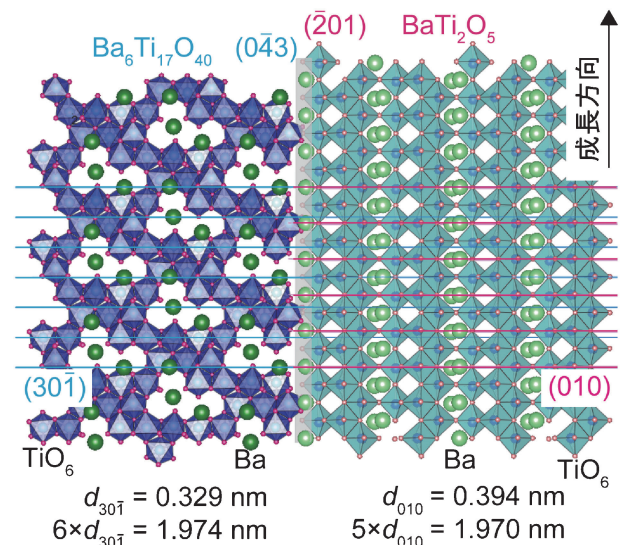


図6 BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> ( $\bar{2}01$ ) / Ba<sub>6</sub>Ti<sub>17</sub>O<sub>40</sub> ( $0\bar{4}3$ ) フェセット異相界面における原子の並びの模式図。(オンラインカラー)

## 6. おわりに

本稿では，非鉛強誘電体 BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> の大型単結晶と共晶体の作製および複素インピーダンス解析によるイオン伝導性の評価に関する研究を紹介した。大型単結晶が得られたことで BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> の電気的特性の異方性を調べることが可能になりイオン伝導の発見につながった。共晶反応を利用した材料合成はバルク体だけではなく薄膜にも適用可能であるため，BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> の誘電・圧電デバイス開発に応用できる可能性がある。高価数イオン置換は酸素空孔濃度を減少し，イオン伝導性の低下に有効であることを明らかにした。BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> は高い漏れ電流により分極処理が難しいため圧電定数は実測されていない。高価数イオンで置換した BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 単結晶や共晶体は分極処理が容易であると考えられ圧電定数の測定が期待される。また，単結晶と共晶体の高品質化も興味深い研究課題である。劈開面に沿ったクラックの形成や不均一な共晶組織という問題があるため，熔融凝固時の欠陥発生や組織形成に及ぼす成長速度，温度勾配および酸素分圧などの成長条件の影響をその場観察<sup>(17)</sup>により解明したいと考えている。その場観察法による熔融凝固現象の解明は，BaTi<sub>2</sub>O<sub>5</sub> の高品質化に関する技術的な指針だけでなく，酸化物強誘電体の物性制御の指針の構築にもつながる基礎的で重要な研究である。

本研究の遂行にあたり，東北大学金属材料研究所 後藤孝教授および同研究所 且井宏和特任准教授にご指導とご助言を賜りました。本研究の一部は，東北大学学際高等研究教育院の支援を受けて遂行されました。最後に，本稿を執筆する機会を与えて下さいました関係者各位に深く感謝申し上げます。

文 献

- (1) T. Akashi, H. Iwata and T. Goto: Mater. Trans., **44**(2003), 1644-1646.
- (2) H. Katsui, K. Shiga, R. Tu and T. Goto: J. Cryst. Growth, **384** (2013), 66-70.
- (3) H. Katsui, K. Shiga and T. Goto: Mater. Chem. Phys., **186** (2017), 75-80.
- (4) D. M. Smyth: Ferroelectrics, **151**(1994), 115-124.
- (5) K. Shiga, H. Katsui, H. Kakuda, K. Yoshikawa, J. Tsuneyoshi and T. Goto: Ceram. Int., **42**(2016), 17283-17289.
- (6) K. Shiga, H. Katsui, H. Kakuda, K. Yoshikawa, J. Tsuneyoshi and T. Goto: Ceram. Int., **43**(2017), 15375-15380.
- (7) K. Shiga, H. Katsui and T. Goto: J. Cryst. Growth, **459**(2017), 23-30.
- (8) D. E. Rase and R. Roy: J. Am. Ceram. Soc., **38**(1955), 102-113.
- (9) H. M. O'Bryan and J. Thomson: J. Am. Ceram. Soc., **57**(1974), 522-526.
- (10) N. Zhu and A. R. West: J. Am. Ceram. Soc., **93**(2010), 295-300.
- (11) J. T. S. Irvine, D. C. Sinclair and A. R. West: Adv. Mater., **2** (1990), 132-138.
- (12) D. Sinclair and A. West: Phys. Rev. B, **39**(1989), 13486-13492.
- (13) M. Takahashi, Y. Noguchi and M. Miyayama: Jpn. J. Appl. Phys., **41**(2002), 7053-7056.
- (14) M. Li, M. J. Pietrowski, R. A. De Souza, H. Zhang, I. M. Reaney, S. N. Cook, J. A. Kilner and D. C. Sinclair: Nat. Mater., **13**(2014), 31-35.
- (15) Y. Y. Yao, C. H. Song, P. Bao, D. Su, X. M. Lu, J. S. Zhu and Y. N. Wang: J. Appl. Phys., **95**(2004), 3126-3130.
- (16) M. Li, L. Li, J. Zang and D. C. Sinclair: Appl. Phys. Lett., **106** (2015), 102904.
- (17) K. Fujiwara, Y. Obinata, T. Ujihara, N. Usami, G. Sasaki and K. Nakajima: J. Cryst. Growth, **262**(2004), 124-129.



志賀敬次

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★  
2017年3月 東北大学大学院工学研究科博士課程修了  
2017年4月 現職  
専門分野：結晶成長，無機材料・物性  
◎その場観察法による半導体および酸化物の融液成長機構の解明に従事。  
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★