

マルチプローブを用いた安定化ジルコニアのアニールによる結晶、局所構造への影響の研究

伊藤孝憲¹, 森昌史², 犬飼学³, 仁谷浩明⁴, 山本孝⁵,
宮永崇史⁶, 井川直樹⁷, 北村尚斗¹, 石田直哉¹, 井手本康¹

¹ 東京理科大学, ² 電力中央研究所, ³ 名古屋工業大学, ⁴ 高エネルギー加速器研究機構,

⁵ 徳島大学, ⁶ 弘前大学, ⁷ 日本原子力研究開発機構

Study of Annealing Effect on Crystal and Local Structures of Doped Zirconia Using Multi Probe

Takanori ITOH¹, Masashi MORI², Manabu INUKAI³, Hiroaki NITANI⁴, Takashi YAMAMOTO⁵,
Takafumi MIYANAGA⁶, Naoki IGAWA⁷, Naoto KITAMURA¹, Naoya ISHIDA¹, Yasushi IDEMOTO¹

¹ Faculty of Science and Technology, Tokyo University of Science,

² Central Research Institute of Electric Power Industry,

³ Faculty of Engineering, Nagoya Institute of Technology,

⁴ Institute of Materials Structure Science, High Energy Accelerator Research Organization,

⁵ Faculty of Integrated Arts and Sciences, The University of Tokushima,

⁶ Department of Advanced Physics, Hirosaki University,

⁷ Quantum Beam Science Center, Japan Atomic Energy Agency

Abstract

固体酸化物形燃料電池の電解質に用いられる安定化ジルコニアにおいて、長時間アニールによる結晶構造、局所構造への影響をマルチプローブ（放射光、中性子、第一原理計算）によって考察した。放射光X線、中性子回折を用いたリートベルト解析、最大エントロピー法解析の結果から、アニールすることで、周期的構造が秩序的となる場合と無秩序的になる場合があることが分かった。一方、X線吸収スペクトルと第一原理計算によると、アニールによってZrO₈が歪むことが確認された。これらの結果から、アニールによる酸化物イオン伝導度の低下は周期的構造が関係していると考えられる。

1. はじめに

エネルギー問題の解決策として最も期待されているのが電池エネルギーであり、特に固体酸化物形燃料電池（Solid State Oxide Fuel Cell: SOFC）は高効率で定置型分散電源として高く評価されている。SOFCは高温作動（600～1000℃）であることから、高価な貴金属触媒を用いる必要がなく、燃料も水素以外に都市ガスなどのハイドロカーボン系燃料も利用可能である。しかし、SOFCが普及するためには長期耐久性、作動温度の低温化など重要な課題がある。SOFCの耐久時間としては10万時間が求められている。SOFC材料は1200℃以上の高温で焼成されるが、作動温度は600～1000℃であり、作動温度で長時間SOFC材料がさらされた場合の構造変化等によってSOFC特性低下が懸念される。

SOFC発電特性に最も関係している材料は酸化物イオン伝導体の電解質材料である。YやScをドーブした安定化ジルコニア（YSZ, SSZ）は酸素イオン伝導度が高いことや、酸化還元雰囲気中で安定していることから、電解質材料として使われている。ZrをYで置換した（Zr_{0.85}Y_{0.15}）O_{2.8}（8YSZ）は高温で最も利用されている材料であり、Scを置換し

た（Zr_{0.81}Sc_{0.18}Ce_{0.01}）O_{2.8}（10SSZ）は800℃以下の温度域にて化学的に安定で、高い酸化物イオン伝導度を有している[1, 2]。安定化ジルコニアについて耐久性に関する多くの研究がなされている。YSZについて、8YSZは長時間アニールによって酸化物イオン伝導度が低下するが、Y置換量が増えると共に、アニールによる酸化物イオン伝導度の低下が抑制される[3, 4]。SSZもYSZと同様な傾向となるが、10SSZはアニールによって酸化物イオン伝導度の低下が観測されない[4, 5]。ジルコニア構造に対するアニール効果に関してはラマン分光が積極的に活用され、対称性について議論されてきた。特に正方晶相の出現が酸化物イオン伝導度の低下に関係していると報告されている[5, 6]。ラマン分光はジルコニア構造の対称性を議論するためには有力なツールであるが、結晶構造、局所構造の定性的な変化や定量的な他相の存在を議論することはできない。

本稿では、長時間アニールが結晶構造、局所構造にどのような影響を与えるか、マルチプローブを用いて様々な視点から考察する。具体的には放射光X線回折（SR-XRD）では他相の存在と電子密度、中性子回折（ND）を用いて酸素量の変化、X線吸収（XAFS）によって局所構造を議

論する。これらの手法をマルチプローブとして使い、ジルコニア構造に対するアニール効果を考察した研究例はない。また、実験結果を第一原理計算によって検証、解釈し、現象と構造を定性的に結びつける。昨今、放射光、中性子の大型施設が利用可能になり、材料に携わる研究者にも身近なツールになってきた。しかし、得られたデータの解析、マルチプローブによる結果の相互解釈等に多くの課題が残っている。本稿ではそれらの一部を紹介することで、放射光、中性子ユーザーの参考になれば幸いであると考えている。

2. マルチプローブ

ミスジャッジを防ぐ有効な方法としては、様々な視点から眺めることである。物性研究においても同じである。マルチプローブの良いところは複数の評価によって結果を検証することができる。更にプローブ間で結果が異なった場合には、評価法の違いから新しい知見が得られる。高エネルギー加速器研究機構 (KEK) の物質構造科学研究所は本年度から放射光、中性子、ミュオン、陽電子のマルチプローブ課題の公募を開始した。このような試みによってマルチプローブへの理解が広がることで、構造物性研究の深化が期待される。しかし、マルチプローブを横断的に利用できる研究者およびグループは数少ない。理由として測定を行えば結果は出てくるが、そのデータを用いた解析、解釈が困難であることが挙げられる。有効な解決策の一つとしては、その分野の研究者との連携である。本研究もその分野のプロが集まり様々な視点から検討された。次に本研究で用いたプローブについて詳しく説明する。

結晶構造を議論するためには回折実験が有効であり、更にそれを解析することで様々な構造パラメータを算出することができる。本研究では回折実験として SR-XRD と ND を用いた。SR-XRD は SPring-8 の BL19B2 にて行った。高輝度を有する本ビームラインでは、立方晶以外の正方晶等他相の存在の検証、様々な構造パラメータを求めた。また、RIETAN-FP を用いたリートベルト解析、最大エントロピー法 (MEM) 解析によって、アニールによる構造パラメータ、電子密度の変化を考察した [7]。SOFC の電解質として結晶中の酸素の情報は重要である。しかし散乱因子を考慮すると、X線回折では重元素を含む構造内の軽元素を議論することは困難である。一方、中性子は散乱長が原子番号に関係していないので、ジルコニア中の酸素の情報を考察することが可能である。そこで今回は ND を用いて、アニールによる酸素サイトへの影響を調べた。ND は日本原子力研究開発機構の高分解能粉末中性子回折装置 (HRPD) を用いた。

局所構造を理解するには XAFS が不可欠となる。また、XAFS は一つのスペクトルから pre-edge、X線吸収端近傍構造 (XANES)、拡張 X線吸収微細構造 (EXAFS) を解析することでマルチプローブ的な解釈が可能であることも魅力である。今回は KEK、Photon Factory Advanced Ring (PF-AR) の NW-10A を用いて Zr K 吸収端での測定を行った。EXAFS 解析には IFEFFIT の Athena を用いた [8]。ま

た、本研究では XANES の解釈として第一原理計算ソフト WIEN2k を利用した [9]。今までの XANES 解釈のほとんどは測定試料と標準試料を測定し、その比較によって議論されてきた。しかし、XANES は対称性、価数、配位数、サイト占有率等の多くのパラメータに影響を受け、解釈をミスジャッジする可能性がある。近年、第一原理計算を用いて XANES をシミュレーションし、解釈する手法が報告されている [10]。本稿でも第一原理計算によって XANES を定性的に解釈し、アニールの局所構造への影響を議論している。

マルチプローブとして複数の評価を行うことはもちろん重要であるが、解析や計算を駆使し、多面的に結果を眺めることで、擬似的なマルチプローブとなる。本稿ではリートベルト解析、MEM 解析、XANES/EXAFS 解析、および第一原理計算を行うことでアニールによる結晶、局所構造への影響を多面的に考察する。

3. 放射光 X 線回折、中性子回折、リートベルト解析、最大エントロピー法解析

試料としては、1500°C で焼成後、600°C、800°C にて、1000 時間、2000 時間アニールした 8YSZ、10SSZ を用いた。ラマン分光、中性子、X線を用いることで、アニールによるジルコニア結晶構造の変化が報告されている [3-7]。本稿では、高輝度放射光を用いて他相の存在を定量的に議論する。Fig. 1 (a)-(c) は 10SSZ のアニール前後の SR-XRD、Fig. 1 (d) には ND のリートベルト解析結果を示す。全てのリートベルト解析において、結晶構造パラメータの議論、MEM 解析を行うために十分信頼性の高い解析結果が得られた。Fig. 1 (c) は相変化として報告されている菱面体晶相 0.05 mol% を含むシミュレーション結果を示す。SR-XRD では菱面体晶相ピークは確認されなかった。さらに SR-XRD バックグラウンドの観測エラーを考慮した定量限界 (MDQ) から、菱面体晶 [11] の含有量を定量的に議論することが可能となる。観測エラー標準偏差の 3 倍を MDQ と仮定した。正方晶 [6]、単斜晶 [12] についても同様に検討を行った。その結果を Table 1 に示す。正方晶、菱面体晶、単斜晶ともピークは確認されず、MDQ 以下となった。これらはラマン分光結果とは一致しない。原因としては、ラマン分光は局所構造を検出し、SR-XRD は長周期な平均構造を観測しているからと考えられる。また、8YSZ、10SSZ ともリートベルト解析結果より、原子変位パラメータが大きいことも分かっており、ラマン分光ではそれが局所的に他相の対称性として検出されていると考えられる。リートベルト解析からアニールの格子定数、酸素サイトの占有率、原子変位パラメータに関して考察した。SR-XRD、ND のリートベルト解析から格子定数、酸素サイト占有率は変化しないことが分かった。等方性原子変位パラメータ (U_{iso}) に関して 8YSZ はアニールすることで減少し、10SSZ は逆に増加する傾向を示した。 U_{iso} と酸化物イオン伝導度の関係は八島らによって報告されており、本結果と一致する [14]。次にリートベルト解析の結

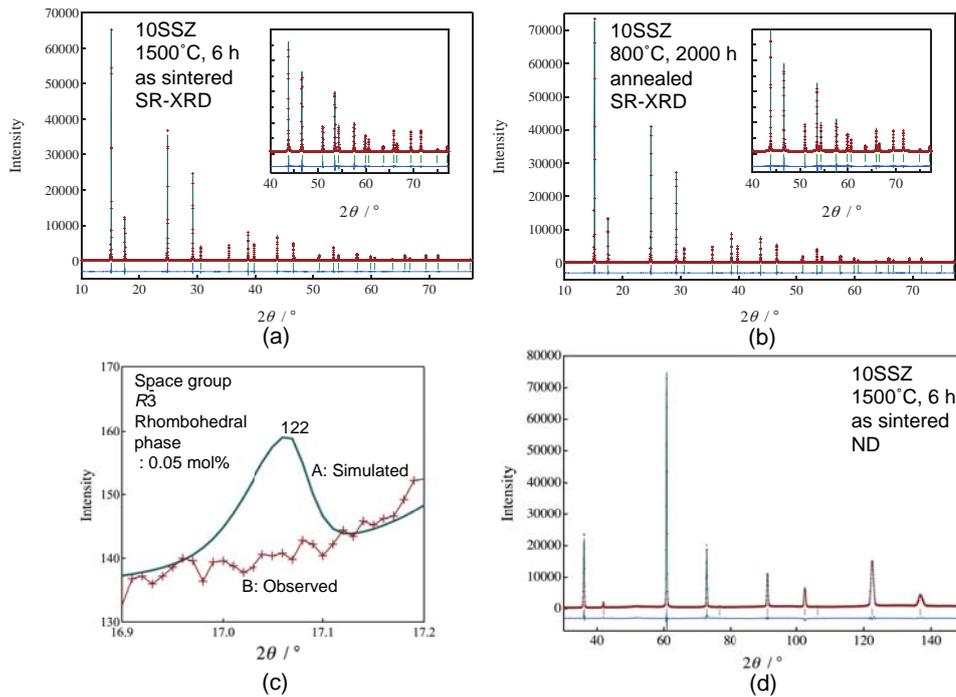


Figure 1 Observed, calculated, and differential patterns of Rietveld refinements for $(\text{Zr}_{0.81}\text{Sc}_{0.18}\text{Ce}_{0.01})\text{O}_{2-\delta}$ (10SSZ). Panels (a-c) show synchrotron X-ray diffraction (SR-XRD) data, and panel (d) shows neutron diffraction (ND) data. The brown + symbols and green lines denote observed and calculated intensities, respectively. Blue short vertical lines indicate the positions of possible Bragg reflections of the cubic structure. The difference between the observed and calculated profiles is plotted at the bottom. The insets in (a) and (b) are enlargements of the wide-angle regions. (a) 10SSZ, 1500 °C, 6 h, sintered; (b) 10SSZ, 800 °C, 2000 h, annealed; (c) enlarged view of 10SSZ, 800 °C, 2000 h, annealed, with (A) the simulated pattern with 0.05 mol % rhombohedral phase and (B) the observed pattern. (d) Results of Rietveld refinement of ND data for 10SSZ, 1500 °C, 6 h, sintered [13].

Table 1 Minimum Detectable Quantities (MDQs) of Other Phases Estimated by Simulation of the X-ray Diffraction Patterns of Annealed $(\text{Zr}_{0.85}\text{Y}_{0.15})\text{O}_{2-\delta}$ and $(\text{Zr}_{0.81}\text{Sc}_{0.18}\text{Ce}_{0.01})\text{O}_{2-\delta}$ [13].

phase	space group	MDQ (mol%)
tetragonal	$P4_2/nmc$	< 0.2
rhombohedral	$R\bar{3}$	< 0.01
monoclinic	$P2_1/c$	< 0.01

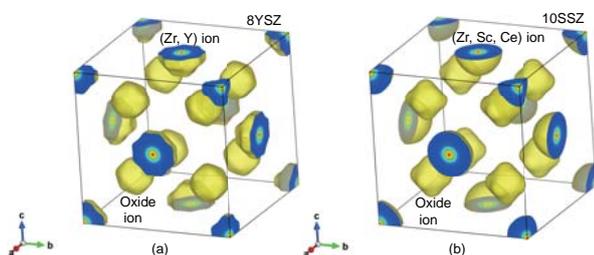


Figure 2 Electron densities of sintered (a) $(\text{Zr}_{0.85}\text{Y}_{0.15})\text{O}_{2-\delta}$, and (b) $(\text{Zr}_{0.81}\text{Sc}_{0.18}\text{Ce}_{0.01})\text{O}_{2-\delta}$ with an isosurface level of 1 \AA^{-3} [13].

果を用いて MEM 解析を行い、電子密度を考察した。Fig. 2 に MEM 解析から求めた 8YSZ, 10SSZ の電子密度を示す。8YSZ の酸素は等方的に広がっているが、10SSZ では隣の酸素サイトの方向に広がっており、この広がりが酸化物イオン伝導度の高い原因と考えられる。次にアニール後の電

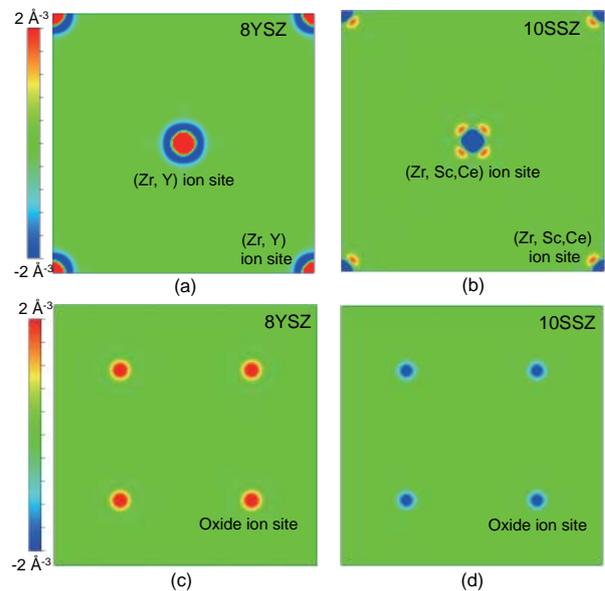


Figure 3 Difference maps of electron densities between the sintered samples and the 800°C, 2000 h annealed samples on the Zr ion plane for (a) $(\text{Zr}_{0.85}\text{Y}_{0.15})\text{O}_{2-\delta}$ (8YSZ) and (b) $(\text{Zr}_{0.81}\text{Sc}_{0.18}\text{Ce}_{0.01})\text{O}_{2-\delta}$ (10SSZ), on the oxide ion plane for (c) 8YSZ and (d) 10SSZ [13].

子密度からアニール前を差し引き、アニールの電子密度への影響を考察した (Fig. 3)。基本的に U_{iso} の変化と電子密度の広がりの違いは一致する結果となった。8YSZ はアニ

ールによってZr, 酸素共にサイト中心の電子密度が上昇している。第一原理計算によって全エネルギー計算をすると、この現象はアニールによってZr, 酸素が安定サイトに移動していることが示唆された [13]。逆に 10SSZ はアニールによって各サイトの電子は広がっており、長周期的無秩序が増加していると考えられる。このようにアニールによる長周期的秩序, 無秩序が酸化物イオン伝導度に影響していると考えられる。次に XAFS を用いた局所構造について考察する。

4. XAFS, 第一原理計算

XAFS は局所構造を議論するために効果的な手法である。Liらはジルコニア中のZrの局所構造をXAFSによって考察している [15, 16]。Fig. 4 (a) に 10SSZ アニール前後の XANES スペクトルを示す。概観からはアニールによる XANES スペクトル変化が分からなかった。そこでアニール試料の XANES スペクトルからアニールしていない試料のスペクトルを差し引いた。Fig. 4 (b) からアニールすることでメインピークである 18003 eV, 18010 eV の強度が低下し, 17993 eV の pre-edge 強度が増加することが分かった。また, アニール温度が高くなるほど, その変化が大きい。8YSZ でも同様な結果となった。これらのアニールによる XANES スペクトルの変化を第一原理計算によって検証した。Fig. 5 (a) に 8YSZ の XANES スペクトル, アニール前後の差スペクトルを示す。ZrO₈ の歪みと XANES が関係していると想定し, Zr をシフトさせ XANES スペクトルをシミュレーションした。Fig. 5 (b) に示すように, シミュレーションには立方晶 ZrO₂ の対称性を P1 とし, Zr を矢印方向に分率座標で $\Delta y = 0.01$ 毎シフトさせたモデルを用いた。分率座標を本来の $y = 0.5$ からシフトさせると, つまり ZrO₈ が歪むことでメインピークの強度が低下し, pre-edge の強度が増加することが分かった。また, それらのエネルギーがほぼ一致していることから, XANES スペクトルがシミュレーションによって再現出来ていると考えられる。つまり, アニールによって ZrO₈ が歪むことが考えられる。立方晶から正方晶になると pre-edge ピークが大きくなるこ

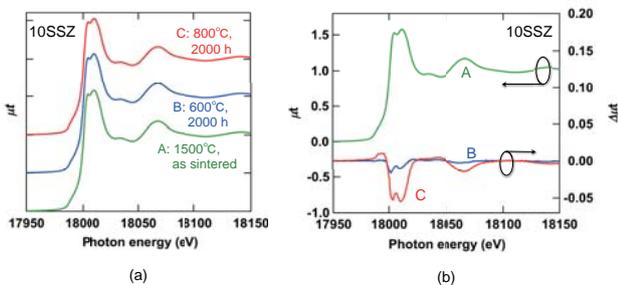


Figure 4 XANES spectra of the Zr K-edge for (a) (Zr_{0.81}Sc_{0.18}Ce_{0.01})O_{2-δ} (10SSZ): (A, green) 1500°C, 6 h, sintered; (B, blue) 600°C, 2000 h annealed; (C, red) 800°C, 2000 h annealed, and (b) XANES spectra of the Zr K-edge for (b) 10SSZ: (A, green) 1500°C, 6 h sintered; (B, C) differential spectra from sintered to (B, blue) 600°C, 2000 h annealed and (C, red) 800°C, 2000 h annealed [13].

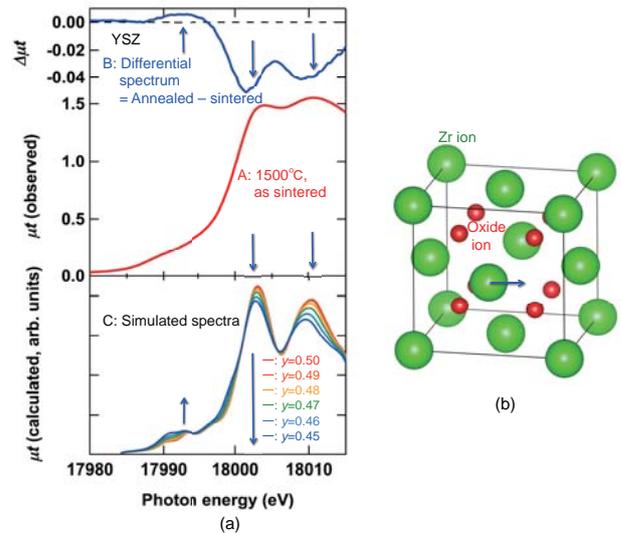


Figure 5 (a) (A) Observed, (B) differential, and (C) simulated XANES spectra of the Zr K-edge for ZrO₂. The red solid line is for high symmetry ($y = 0.5$), and it becomes blue as the symmetry is lowered with $\Delta y = 0.01$. (b) Quasi-cubic model used to simulate the XANES spectra [13].

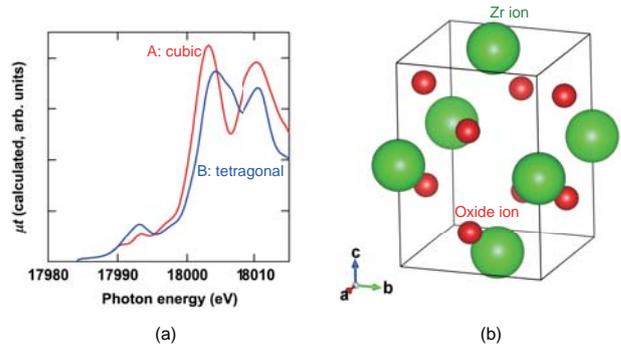


Figure 6 (a) Simulated XANES spectra of the Zr K-edge for ZrO₂. The red solid line (A) is for the cubic model, and the blue solid line (B) is for the tetragonal model. (b) Tetragonal model used to simulate the XANES spectrum [13].

とは群論および電気双極子遷移の一般的な解釈から予想される。また, LiらはZrO₈が歪むことでd-p混成の重なりが大きくなり, pre-edgeの強度が増加すると報告している [15]。我々の結果はこれらの解釈と一致する。また, ラマン分光で観測されている正方晶について XANES スペクトルのシミュレーションを行った。Fig. 6 (a) に立方晶, 正方晶モデルを用いてシミュレーションした XANES スペクトル, (b) に正方晶モデルを示す。正方晶モデルを用いて XANES スペクトルをシミュレーションしても, アニール前後の差スペクトルを再現できることが分かった。Liらも pre-edge 強度に一番影響を与えるのは正方晶であると報告している [15, 16]。しかし, SR-XRD の MDQ を考慮した場合, 正方晶相は 0.2 mol% 以下であるので正方晶が XANES スペクトルに影響を与えている可能性は低い。よって ZrO₈ の歪みによって XANES スペクトルが変化していると考えられる。

XAFS は EXAFS 解析することでも局所構造を議論す

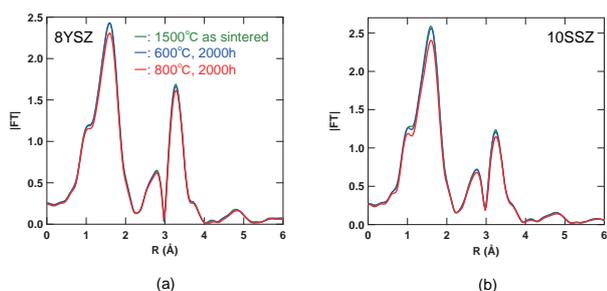


Figure 7 Fourier transforms of the EXAFS oscillations for (a) $(\text{Zr}_{0.85}\text{Y}_{0.15})\text{O}_{2-\delta}$, and (b) $(\text{Zr}_{0.81}\text{Sc}_{0.18}\text{Ce}_{0.01})\text{O}_{2-\delta}$: 1500°C, 6 h sintered (green); 600°C, 2000 h annealed (blue); 800°C, 2000 h annealed (red) [13].

ることが可能である。Fig. 7 (a), (b) にアニール前後の 8YSZ, 10SSZ の EXAFS 振動のフーリエ変換 (|FT|) を示す。8YSZ, 10SSZ とともに 800°C アニールによって、ピーク強度が低下していることが分かる。第一近接の Zr-O に関するピークのみフィッティングを行い、結合長、デバイ・ワラー因子について考察した。酸素サイト占有率も |FT| ピーク強度に関係するが、ND のリートベルト解析からアニール前後で変化しないことが分かっているので、酸素サイト占有率はアニール前後で固定した。8YSZ, 10SSZ において結合長は変化しなかったが、800°C アニールでは 8YSZ, 10SSZ のデバイ・ワラー因子の増加が確認できた。この結果は ZrO_2 が歪んだことを意味している。

10SSZ に関しては、アニールによって SR-XRD と XAFS の結果が一致し、長周期的にも局所的にも無秩序が増加していることが分かった。一方、8YSZ では、SR-XRD と XAFS の結果が一致しなかった。理由としては Zr-Zr, O-O の長周期的な秩序性は高まっているが、局所的な ZrO_2 の歪みは増加していると考えられる。これらの結果から 8YSZ, 10SSZ においてアニールによる局所的な歪みは酸化イオン伝導度に影響を与えないが、長周期的秩序性が高まることは酸化イオン伝導度の低下に影響していると考えられる。

5. おわりに

本稿では放射光 X 線回折、中性子回折、X 線吸収スペクトルをマルチプローブとし、更にリートベルト解析、MEM 解析、XANES/EXAFS 解析、第一原理計算を行うことで様々な視点から長時間アニールのジルコニア結晶、局所構造への影響を考察した。これらの結果からも分かるように、シングルプローブではここまで深い議論は不可能であった。本年度から物質構造科学研究所ではマルチプローブ課題が募集されている。本稿においてマルチプローブが有効に機能している研究例となり、多くの材料研究者が様々なプローブに挑戦して頂ければ筆者らとしては幸いである。

6. 謝辞

本稿において、第一原理計算に関しては早稲田大学、山本知之教授、AGC セイメケミカル (株)、矢嶋住智氏に多大なご支援を頂いた。また、SPring-8, BL19B2 での回折実験では、高輝度光科学研究センター、大坂恵一博士、松本拓也氏に多大なご協力を頂いた。この場をかりて関係各位に深く感謝の意を表したい。

引用文献

- [1] H. U. Anderson, et al, In High Temperature Solid Oxide Fuel Cells: Fundamentals, Design and Applications, Oxford, U.K. (2003).
- [2] D. -S. Lee, W. Kim, S. Choi, J. Kim, H. -W. Lee, and J. -H. Lee, Solid State Ionics **176**, 33 (2005).
- [3] Y. Murakami, I. Nagano, H. Yamamoto, and H. Sakata, J. Mater. Sci. Lett. **16**, 1686 (1997).
- [4] K. Nomura, Y. Mizutani, M. Kawai, Y. Nakamura, and O. Yamamoto, Solid State Ionics **132**, 235 (2000).
- [5] C. Haering, A. Roosen, H. Schichl, and M. Schnoller, Solid State Ionics **132**, 235 (2000).
- [6] M. Yashima, S. Sasaki, M. Kakihana, Y. Yamaguchi, H. Arashi, and M. Yoshimura, Acta Crystallogr. Sect. B **50**, 663 (1994).
- [7] F. Izumi, and K. Momma, Solid State Phenom. **130**, 15 (2007).
- [8] B. Ravel, and M. Newville, J. Synchrotron Rad. **12**, 537 (2005).
- [9] K. Schwarz, and P. Blaha, Comput. Mater. Sci. **28**, 259 (2003).
- [10] T. Okumura, Y. Yamaguchi, M. Shikano, and H. Okbayashi, J. Mater. Chem. A **2**, 8017 (2014).
- [11] H. J. Rossell, J. Solid State Chem. **19**, 103 (1976).
- [12] S. v. naray-Szabo, Z. Kristallogr.-Cryst. Mater. **94**, 414 (1936).
- [13] T. Itoh, M. Mori, M. Inukai, H. Nitani, T. Yamamoto, T. Miyanaga, N. Igawa, N. Kitamura, N. Ishida, and Y. Idemoto, J. Phys. Chem. C **119**, 8447 (2015).
- [14] M. Yashima, T. Takizawa, J. Phys. Chem. C **114**, 2385 (2010).
- [15] P. Li, I. -W. Chen, and J. Penner-Hahn, Phys. Rev. B **48**, 10063 (1993).
- [16] P. Li, I. -W. Chen, and J. Penner-Hahn, Phys. Rev. B **48**, 10074 (1993).

著者紹介

伊藤孝憲 Takanori ITOH



東京理科大学理工学部 客員研究員
〒278-8510 野田市山崎 2641

TEL: 04-7122-9493

FAX: 04-7123-9890

e-mail: takanori.itoh@agc.com

略歴：1998年東京理科大学理工学研究科博士課程終了，1999年科学技術振興機構特別研究員，2000年

日産自動車（株）総合研究所研究員，2005年AGCセイミケミカル（株）新規事業本部課長，2013年PF-UA共同利用担当幹事，2014年東京理科大学理工学部客員研究員，2015年PF News編集委員。博士（工学）。

最近の研究：放射光，中性子，第一原理計算を用いた構造と物性の研究。

趣味：娘（自分の）。論文執筆。フーコー。アードベッグ10年。BABYMETAL。

森昌史 Masashi MORI



電力中央研究所 上席研究員
〒240-0196

神奈川県横須賀市長坂 2-6-1

TEL: 046-856-2121

FAX: 046-856-5581

e-mail: masashi@criepi.denken.or.jp

略歴：1986年三重大学大学院工学研究科修士課程修了，1986年電力

中央研究所入所。博士（工学）。

最近の研究：固体酸化物形電気化学セルを用いた電解および材料開発。

趣味：テニス。

犬飼学 Manabu INUKAI



名古屋工業大学 大学院工学研究科
しくみ領域 産学官連携研究員

〒466-8555

名古屋市昭和区御器所町

TEL: 052-735-5394

FAX: 052-735-5394

e-mail: inukai.manabu@nitech.ac.jp

略歴：2009年名古屋大学工学研究科博士課程後期課程修了，2010年高輝度科学研究センター

協力研究員，2011年豊田工業大学嘱託研究員，2013年名古屋工業大学しくみ領域産学官連携研究員。博士（工学）。最近の研究：移動体の排熱回収に向けたレアメタルレス熱電発電ユニットの実用化研究。

趣味：第一原理計算，分子動力学計算，有限要素法，船舶模型制作。

仁谷浩明 Hiroaki NITANI



高エネルギー加速器研究機構
物質構造科学研究所 助教

〒305-0801 茨城県つくば市大穂 1-1

TEL: 029-864-5444

FAX: 029-864-2801

e-mail: hiroaki.nitani@kek.jp

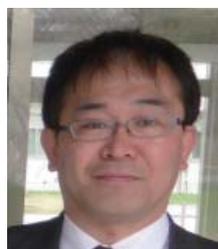
略歴：2007年大阪大学大学院工学研究科博士後期課程修了，2007年日

本学術振興会特別研究員（PD），2008年産業技術総合研究所特別研究員，2009年高エネルギー加速器研究機構物質構造科学研究所助教。博士（工学）。

最近の研究：XAFS実験ステーションおよび測定手法の高度化技術開発。

趣味：アキバ系サブカルチャー。

山本孝 Takashi YAMAMOTO



徳島大学大学院総合科学教育部
准教授

〒770-8502 徳島市南常三島町 1-1

TEL & FAX: 088-656-7263

e-mail: takashi-yamamoto.ias@tokushima-u.ac.jp

略歴：1999年京都大学工学研究科博士課程修了，日本学術振興会特別

研究員，2002年科学技術振興事業団研究員，東京工業大学資源化学研究所助手，2006年京都大学工学研究科助手，2007年京都大学工学研究科助教，2009年徳島大学准教授。博士（工学）。

最近の研究：固体酸塩基触媒の開発とその機構解明。

宮永崇史 Takafumi MIYANAGA



弘前大学大学院理工学研究科 教授
〒036-8561 青森県弘前市文京町 3

TEL: 0172-39-3551

FAX: 0172-39-3541

e-mail: takaf@hirosaki-u.ac.jp

略歴：1988年大阪大学理学研究科博士課程修了，1988年弘前大学理学部助手，1997年弘前大学理工学

部助教授，2003年弘前大学理工学部教授 理学博士。

最近の研究：XAFSによるナノ構造物質の構造および電子状態の研究。

井川直樹 Naoki IGAWA



国立研究開発法人日本原子力研究開発機構 原子力科学研究部門 量子ビーム応用研究センター 研究主幹
〒319-1195
茨城県那珂郡東海村大字白方 2-4
TEL: 029-282-6099
FAX: 029-284-3822
e-mail: igawa.naoki@jaea.go.jp

略歴：1988年東北大学大学院工学研究科博士前期課程修了，同年日本原子力研究所研究員，2005年独立行政法人日本原子力研究開発機構研究副主幹，2010年同研究主幹。博士（理学）。

最近の研究：X線/中性子粉末回折を利用した電池材料等の結晶構造解析。

北村尚斗 Naoto KITAMURA



東京理科大学工学部 講師
〒278-8510 野田市山崎 2641
TEL: 04-7122-9495
FAX: 04-7123-9890
e-mail: naotok@rs.tus.ac.jp

略歴：2006年京都大学大学院理学研究科博士後期課程終了，2007年東京理科大学工学部工業化学科助教，2014年東京理科大学工学部工業化学科講師。

博士（理学）。

最近の研究：回折・全散乱法と理論計算による結晶性酸化物の欠陥構造解析。

石田直哉 Naoya ISHIDA



東京理科大学工学部 助教
〒278-8510 野田市山崎 2641
TEL: 04-7122-9493
FAX: 04-7123-9890
e-mail: naoya-ishida@rs.tus.ac.jp

略歴：2010年筑波大学生命環境科学研究科博士課程修了，2010年産業技術総合研究所産総研特別研究員，

2013年東京理科大学助教。博士（理学）

最近の研究：次世代蓄電池の材料探索。

井手本康 Yasushi IDEMOTO



東京理科大学工学部 教授
〒278-8510 野田市山崎 2641
TEL: 04-7122-9493
FAX: 04-7123-9890
e-mail: idemoto@rs.tus.ac.jp

略歴：1986年東京理科大学大学院理工学研究科修士課程修了，1986年富士写真フィルム（株），1989年東京理

科大学工学部助手，2008年東京理科大学工学部教授。博士（工学）。

最近の研究：量子ビーム，熱力学測定を駆使した高機能性酸化物の特性発現機構の解明，リチウムイオン電池材料，次世代電池材料，強誘電体，超電導酸化物。

趣味：ドライブ，スポーツ鑑賞，球技。