

## V<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ナノ結晶の金属絶縁体転移

石渡洋一<sup>1</sup>, 手塚泰久<sup>2</sup>, 石井啓文<sup>3</sup>, 南任真史<sup>4</sup>

<sup>1</sup> 佐賀大学工学部物理科学科, <sup>2</sup> 弘前大学大学院理工学研究科, <sup>3</sup> 台湾 NSRRC, <sup>4</sup> 理化学研究所基幹研究所

### Metal-Insulator Transition of V<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Nanocrystals

Yoichi ISHIWATA<sup>1</sup>, Yasuhisa TEZUKA<sup>2</sup>, Hirofumi ISHII<sup>3</sup>, Masashi NANTOH<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Department of Physics, Saga University, <sup>2</sup>Graduate School of Science and Technology, Hirosaki University,

<sup>3</sup>National Synchrotron Radiation Research Center (NSRRC),

<sup>4</sup>Advanced Science Institute, The Institute of Physical and Chemical Research (RIKEN)

#### Abstract

サイズの均一性が高いノンドープと Cr ドープ V<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ナノ結晶を、金属錯体の有機溶媒中での熱分解によって合成した。結晶構造、電子状態、磁性についての測定から、ノンドープナノ結晶ではバルクで見られる金属絶縁体転移が消失すること、Cr ドープナノ結晶では金属絶縁体転移がバルクと同様に発現することが示された。各ナノ結晶ではともに *c* 軸方向の一軸性歪みが起きているが、電子状態への影響はノンドープナノ結晶のみに *a*<sub>1g</sub> バンド幅の増大として現れ、結果として金属絶縁体転移が抑制されていると考えられる。

#### 1. はじめに

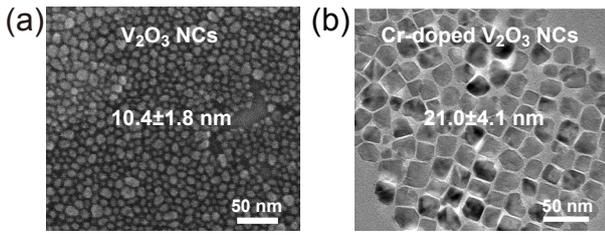
酸化バナジウム V<sub>2</sub>O<sub>3</sub> は典型的な強相関電子系物質の一つであり、過去数十年に渡って実験的、理論的研究が盛んに行われてきた [1,2]。高温相はコランダム構造の常磁性金属 (PM) 相であるが、約 160 K で一次の相転移を示し、7 桁以上の抵抗率の変化と約 0.5 eV のバンドギャップの生成を伴って [3-6]、単斜晶の反強磁性絶縁相 (AFI) になる。V<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の V 3*d* バンドは *e*<sub>g</sub><sup>π</sup>, *a*<sub>1g</sub>, *e*<sub>g</sub><sup>σ</sup> の 3 つからなる。この中で 2 重に縮退した *e*<sub>g</sub><sup>π</sup> 軌道と非縮退の *a*<sub>1g</sub> 軌道は、立方対称場中の *t*<sub>2g</sub> 軌道が三方晶の結晶場によって分裂することから生じる。PM 相では *e*<sub>g</sub><sup>π</sup> バンドと *a*<sub>1g</sub> バンドが重なってフェルミ準位 (*E*<sub>F</sub>) を切っている。一方、*e*<sub>g</sub><sup>σ</sup> バンドは *E*<sub>F</sub> の数 eV 上に位置する。*e*<sub>g</sub><sup>π</sup> 軌道は隣り合う O 原子を避けるように基底 (*ab*) 面内に伸びており、*a*<sub>1g</sub> 軌道は *c* 軸方向に伸びている。*c* 軸方向には 2 つの V 原子がペアを形成する。一方、AFI 相では *e*<sub>g</sub><sup>π</sup> と *a*<sub>1g</sub> バンドのエネルギー的な重なりが失われて、*e*<sub>g</sub><sup>π</sup> 軌道はほぼハーフフィルドに、*a*<sub>1g</sub> 軌道はほぼ空になる。

AFI 相で V サイトは主に V<sup>3+</sup> イオン (*d*<sup>2</sup> 配置) によって占められるが、僅かに電子の移動が起きて V<sup>2+</sup> と V<sup>4+</sup> イオンが生じている [7]。V<sup>2+</sup> と V<sup>4+</sup> サイトはクーロン相互作用によって束縛状態を形成し、数ナノメートルの広がりをもつ [7,8]。PM 相への転移は束縛状態間の平均的な距離がその大きさと同程度になったときに起こる。もし V<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の結晶サイズが小さくなくても、この臨界長より十分に大きい限りは、金属絶縁体転移 (MIT) の発現が維持されることが期待される。しかしながら、全原子数に対する表面原

子数の割合が非常に大きくなれば、MIT に何らかのサイズ効果がもたらされる可能性もある [9]。そこで、実際に V<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ナノ結晶を合成して、結晶サイズの減少が MIT に与える影響を調べた [10,11]。物理現象の臨界サイズを調べることは、基礎的な問題としてだけでなく、デバイスの微小化と集積化の限界に関する問題とも直接的に関連するため重要である。今後、様々な材料のナノスケールにおける特性を調べることが必要になると思われるが、V<sub>2</sub>O<sub>3</sub> はバルクとしての性質に関して知識の蓄積と深い洞察が与えられているので [1,2]、ナノスケール領域の性質を調べる手始めとして理想的な材料と考えることができる。

#### 2. 単分散 V<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ナノ結晶の合成

V<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ナノ結晶は過去に VO(OH)<sub>2</sub> の水熱還元法によって合成されている [12]。しかしながら 10~50 nm の範囲でばらつきを持つことが、MIT の詳細なサイズ効果を知る上で問題になった。近年、単体金属や半導体を中心として、10 nm 程度以下に高い精度で均一に揃うナノ結晶の溶液合成が行われており [13]、その手法を V<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ナノ結晶の合成に適用した [10,11]。金属錯体であるバナジウム (III) アセチルアセトナートと 1,2-ヘキサデカンジオールを、オレイン酸とオレイルアミンの混合溶液中に加えて、330°C に 30 分保った。ヘキササンとエタノールによる数回の洗浄の後、黒色の沈殿が取り出された。Cr ドープナノ結晶の合成には、さらにクロム (III) アセチルアセトナートを加えた。Figs. 1(a) と (b) は、ノンドープ V<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ナノ結晶の走査型電子顕微鏡写真と Cr ドープ V<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ナノ結晶の透過型電

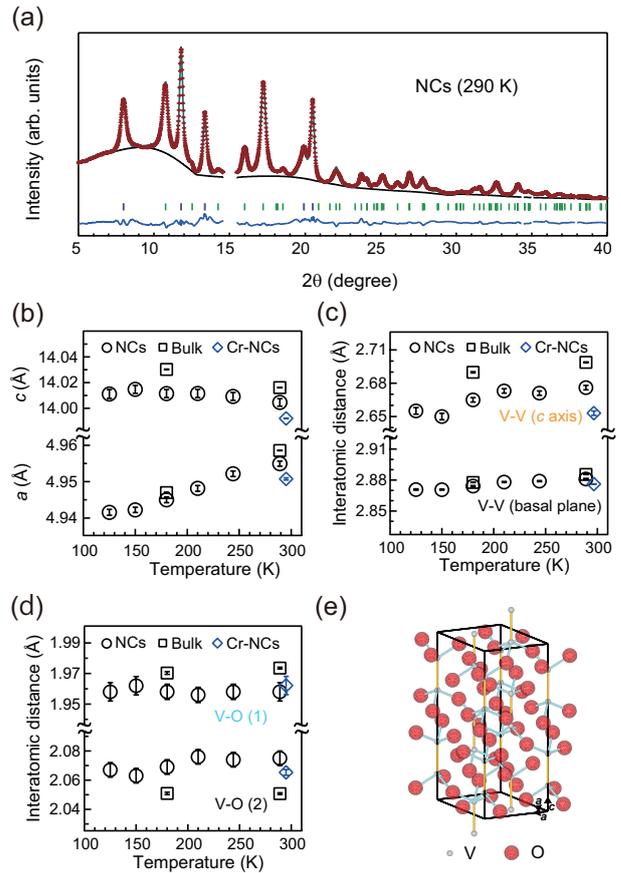


**Figure 1** (a) Scanning-electron microscopy image for the non-doped  $V_2O_3$  nanocrystals (NCs) and (b) transmission-electron microscopy image for the Cr-doped  $V_2O_3$  NCs.

子顕微鏡写真である。結晶径はノンドープナノ結晶で  $10.4 \pm 1.8$  nm, Cr ドープナノ結晶で  $21.0 \pm 4.1$  nm と見積もられた。ほぼ同じ合成条件ながら, Cr を追加することで結晶径が増大し, 安定な結晶面が大きく明瞭に現れている。同様の効果は Ti をドープした場合にも示された。

### 3. $V_2O_3$ ナノ結晶の一軸性歪み

$V_2O_3$  ナノ結晶の X 線回折 (XRD) 測定は SPring-8 BL12B2 で行った。Fig. 2(a) は 290 K におけるノンドープナノ結晶の XRD パターンである [10]。RIETAN-2000 プログラムを用いたリートベルト解析では [14], バルク高温相と同じコランダム構造でフィットされた。単斜晶への構造相転移はバルク転移温度以下においても起こらない。Figs. 2(b)-(d) はノンドープナノ結晶の格子定数と原子間距離の温度依存性である。 $V_2O_3$  バルク (ミクロンサイズの粒子) と, 一点のみであるが Cr ドープナノ結晶のデータを加えている [11]。ノンドープナノ結晶の格子定数  $a$  と基底面内の V 原子間距離はほぼバルクと一致しているが, 格子定数  $c$  と  $c$  軸に沿った V-V ペアの結合長はバルクに比べて減少している。一般に酸化物においては, 酸素量の増加によって全ての格子定数が縮む傾向がある。 $V_2O_3$  ナノ結晶では比表面積が大きいために酸化が進む可能性があるが, ここで観測された  $c$  軸方向の一軸性歪みは, 酸素量が過剰なバルク  $V_2O_3$  サンプルで見られる等方的収縮とは異なっている [15]。さらに V と隣り合う O 原子の距離は, バルクに比べて, 一つ [V-O (1)] が縮み, 別の一つ [V-O (2)] が伸びる。興味深いことに, ナノ結晶化で結合長が減少した V-V ペア (黄線) と V-O (1) (青線) は, Fig. 2(e) に示されるように, 単位格子内で三次元的なネットワークを形成する。これらのことにより  $c$  軸方向に伸びる  $a_{1g}$  軌道の混成の増大が示唆される。一方, 基底面内におけるナノ結晶とバルクの差は小さく,  $e_g^\pi$  軌道には変化がないことが期待される。Cr ドープナノ結晶の構造パラメータにはノンドープナノ結晶と似た傾向が示されるものの,  $a$  軸にも縮みが確認される [11]。

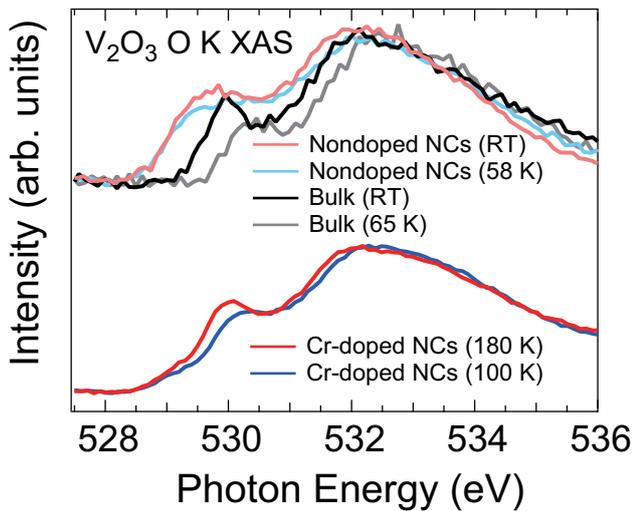


**Figure 2** (a) An example of observed and calculated XRD patterns for the non-doped  $V_2O_3$  nanocrystals (NCs) at 290 K. (b) Temperature dependence of the lattice constants  $a$ ,  $c$  in the corundum structure, and (c) bond lengths between the adjacent V atoms along the  $c$  axis and in the basal plane, and (d) bond lengths between V and the neighboring O atoms, V-O (1) and V-O (2). (e) The unit cell of the corundum structure. The V-V pair (yellow line) and the V-O (1) (blue line) bond lengths are reduced in the nanocrystals relative to the bulk, and form a three-dimensional network.

### 4. $V_2O_3$ ナノ結晶の金属絶縁体転移

$V_2O_3$  ナノ結晶とバルクの非占有電子状態密度を O K 励起軟 X 線吸収分光 (XAS) によって求めた。ナノ結晶コアの敏感性を上げるために, 軟 X 線発光分光器を用いて 485~545 eV の軟 X 線をプローブした [16]。このとき軟 X 線の減衰長は約 70 nm にも達する [17]。測定は KEK-PF の BL-2C で行われた。

Fig. 3 にノンドープナノ結晶, バルク, Cr ドープナノ結晶の XAS スペクトルの温度依存性を示す [10,11]。 $V_2O_3$  の局所密度近似と動的平均場近似を加えた (LDA+DMFT) 計算では,  $e_g^\pi$  バンドがハバード分裂を起こして, 価電子帯上端が主に下部  $e_g^\pi$  バンド, 伝導帯下端が主に  $a_{1g}$  バンドから成ることが示されている [18]。 $e_g^\pi$  と  $a_{1g}$  バンド間の重なりは, 電子相関により結晶場分裂が強められ, PM 相においても小さい。従って Fig. 3 の XAS スペクトルで 530 eV に位置する最初のピークは  $a_{1g}$  バンドに対応する。一方, 532 eV に位置する 2 番目のピークは  $e_g^\sigma$  バンドに対応する [4]。

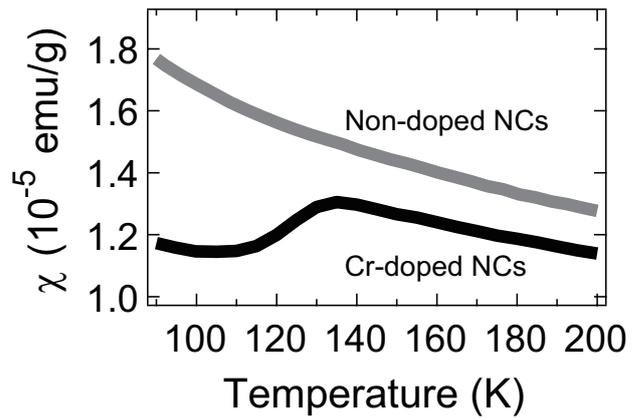


**Figure 3** O K XAS of the non-doped  $V_2O_3$  nanocrystals (NCs) measured at room temperature (RT) (light red line) and 58 K (light blue line), of the bulk at RT (black line) and 65 K (grey line), and of the Cr-doped  $V_2O_3$  NCs at 180 K (red line) and 100 K (blue line).

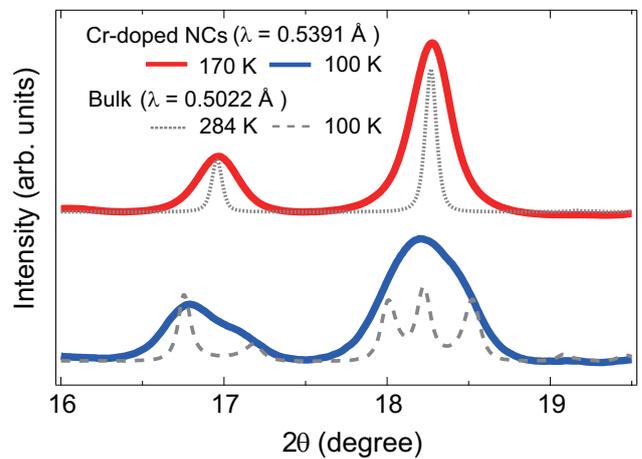
一見してわかるように、ノンドープナノ結晶では 530 eV のピークの幅がバルクに比べて著しく増大している。このことは、その構造パラメータが  $a_{1g}$  軌道の混成を強めるように変化したことと合致する。この  $a_{1g}$  バンドの広がり、状態をバンドの中心から端へ移すことに対応しており、価電子帯にかかっている  $a_{1g}$  バンドのテール部分の状態密度の増加を生んでいるはずである。また、バルクの室温のスペクトルに対して 65 K のスペクトルでは、AFI 相への転移に関して、O K 吸収端の高エネルギー側へのシフトが見られる。対照的にノンドープナノ結晶では、58 K の低温においても、吸収端のエネルギーに差が見られない。これはノンドープナノ結晶における MIT 温度の著しい低下、もしくは MIT の消失を意味している。

一方、Cr ドープナノ結晶はノンドープナノ結晶に類似するバルクからの構造変化を示したが、 $a_{1g}$  バンドピークの幅はバルクとあまり変化していない。さらに 180 から 100 K に温度を低下させたスペクトルでは、MIT を示唆する吸収端のシフトが観測される。シフトの大きさはバルクの半分程度である。また、529.5 eV 以下の吸収端の立ち上がり部分では温度依存性が示されない。このことはサンプル中にノンドープの部分が含まれていることを示唆している。

Fig. 4 はノンドープと Cr ドープナノ結晶の磁化率の温度依存性である [10,11]。ノンドープナノ結晶は 5 K まで常磁性的であり、キュリーワイス則とパウリの定数項の和によってフィッティングされる。ノンドープナノ結晶で求められる定数項は  $V_2O_3$  単結晶で報告されている値の 10 倍近くにもなることは注目に値する [19]。LDA+DMFT 計算によると、 $e_g^\pi$  軌道の磁化率は温度依存性を示し、 $a_{1g}$  軌道の磁化率は温度依存を持たない [18]。従って、ノンドープナノ結晶では、 $a_{1g}$  バンドが  $E_F$  に高い状態密度を占め



**Figure 4** Temperature dependence of the magnetic susceptibilities of the non-doped  $V_2O_3$  nanocrystals (NCs) (grey line) and of the Cr-doped  $V_2O_3$  NCs (black line).



**Figure 5** Characteristic part of the XRD patterns of the Cr-doped  $V_2O_3$  nanocrystals (NCs) at 170 K (red line) and 100 K (blue line) as well as for the high-temperature corundum phase at 284 K (grey dotted line) and the low-temperature monoclinic phase at 100 K (grey broken line) of bulk  $V_2O_3$ . The data of the bulk are corrected for comparison.

ることが示唆される。このことはノンドープナノ結晶の XAS スペクトルにおける  $a_{1g}$  バンド幅の増大と矛盾しない。一方、Cr ドープナノ結晶の磁化率は、約 140 K で反強磁性転移に伴う急激な減少が見られる。Cr ドープナノ結晶では常磁性的なバックグラウンドも存在しており、XAS と同様にノンドープ成分が一定量存在することが示唆される。

Fig. 5 は Cr ドープナノ結晶とバルクの XRD パターンの温度依存性を示している [11]。Cr ドープナノ結晶がバルクと同様にコランダムから単斜晶への構造相転移を起こしていることが見て取れる。

### 5. $V_2O_3$ ナノ結晶におけるサイズ効果

ノンドープナノ結晶で見られた MIT の消失について考察する。ノンドープナノ結晶とバルクの XAS スペクトル

に対してガウス関数でフィッティングを行うと、 $a_{1g}$  バンドのピークについて FWHM がそれぞれ 0.68, 0.48 eV と求められる。このブロードニングの大きさはバルクの MIT で見られる O K 吸収端のシフトとオーダーが同じであり、AFI 相の出現を抑制し、PM 相を低温まで安定化させる役割を担っていると考えられる。リートベルト解析で求められた  $a_{1g}$  バンドに関係する原子間距離の減少は、対応する原子間行列要素の絶対値を増加させる。ハリソンの固体元素表によれば [20], V-V ペアの結合に関する  $V_{dd\sigma}$  と V-O (1) の結合に関する  $V_{pd\sigma}$  と  $V_{pd\pi}$  は、バルクサンプルでは -0.81 eV, -2.0 eV, 0.93 eV, ノンドープナノ結晶では -0.85 eV, -2.1 eV, 0.96 eV と求められる。さらに隣り合う V-O (1) の結合角は、バルクの  $123.5^\circ$  からナノ結晶で  $125.8^\circ$  に変化しており、ナノ結晶では  $V_{pd\sigma}$  の寄与が大きくなっている。バンドの幅は係数倍された原子間行列要素の和に相当するので [20],  $a_{1g}$  バンド幅の増大は上記の変化に起因していると考えられる。

先に述べたように、 $a_{1g}$  バンドのブロードニングはそのテール部分の状態密度を増加させる。テール部分は  $E_F$  の近くで  $e_g^\pi$  バンドの上端と重なるため、 $e_g^\pi$  バンドから  $a_{1g}$  バンドへの電子による占有の移動が起きているはずである。従って、電子の運動エネルギーの減少と  $e_g^\pi$  バンドと  $a_{1g}$  バンドの混成による混合エントロピーの増大が起きて、電子系の自由エネルギーを低下させるとともに、PM 相の安定化を導いていると考えられる。一方、結晶の歪みは格子エネルギーを増加させる。ナノ結晶では自発的に  $c$  軸方向の歪みが現れるが、このことは格子エネルギーの損失に比べて自由エネルギーの利得が大きいことを示している。これはナノ結晶に特有な効果であり、バルク  $V_2O_3$  では  $c$  軸方向の縮みは常に  $a$  軸方向の伸びを伴う。この一軸性歪みはナノサイズの結晶にのみ発現することから、表面効果に起因すると考えられ [21,22], おそらく、表面における電荷の再構成が関係していると思われる。

Blagojevic らは 10~50 nm の  $V_2O_3$  ナノ結晶の磁気相転移を 80 K で観測したが [12], 同様に我々が合成したノンドープナノ結晶の中にも、磁化率において 100 K 付近で弱い変化を示すものも存在した [10]。つまり、 $V_2O_3$  ナノ結晶にはサンプル依存性が存在し、MIT の抑制を起こしても、完全な消失まで達しない場合がある。その原因としてまず、サイズにばらつきがあるサンプルにおいて大きな結晶では MIT が消失していない可能性が考えられるが、平均サイズが 40 nm 程度となる比較的大きなサンプルで磁気相転移の消失が見られたことから [11], その可能性は低いと思われる。別の可能性としては、MIT がナノ結晶の形状に依存することが考えられる。合成条件の違いによりサンプルの形状が異なる傾向を示すことがあるが、形状の違いは異なる表面歪みを与えるために、結果的に MIT に影響する可能性がある。

ノンドープナノ結晶とは対照的に、Cr ドープナノ結晶では、 $a_{1g}$  バンドのブロードニングが起こらず MIT が発現する。バルク  $V_2O_3$  中の  $Cr^{3+}$  イオンは局在的な不純物とし

て働き、 $a_{1g}$  と  $e_g^\pi$  バンドから状態を消し去って、バンド幅を縮小することが知られているので [1], ナノ結晶でも同様の効果が起きていることが考えられ、そのことは XAS の結果とも合致する。一方、Figs. 1(a), (b) の電顕写真に示されるように、ノンドープナノ結晶と Cr ドープナノ結晶の形状の違いが MIT に影響している可能性も考えられ、今後、更に多様なサイズ・形状のサンプルを合成して実験を進める中で、こうした問題について明らかにしていきたい。

## 6. 謝辞

本研究は、白石達也、伊藤直樹、高橋栄光、大久保文生 (佐賀大)、末廣智、木田徹也、稲垣祐次、河江達也 (九州大)、大里啓孝、渡辺英一郎、津谷大樹 (NIMS)、石橋幸治 (理研) の各氏との共同研究であり、PF-BL2C での実験では足立純一氏 (KEK) の支援を受けています。ここに感謝いたします。

## 引用文献

- [1] N. F. Mott, *Metal-Insulator Transition*, 2nd ed. (Taylor and Francis, London, 1990).
- [2] M. Imada, A. Fujimori and Y. Tokura, *Rev. Mod. Phys.* **70**, 1039 (1998).
- [3] S.-K. Mo, H.-D. Kim, J. D. Denlinger, J. W. Allen, J.-H. Park, A. Sekiyama, A. Yamasaki, S. Suga, Y. Saitoh, T. Muro, and P. Metcalf, *Phys. Rev. B* **74**, 165101 (2006).
- [4] O. Müller, J. P. Urbach, E. Goering, T. Weber, R. Barth, H. Schuler, M. Klemm, and S. Horn, *Phys. Rev. B* **56**, 15056 (1997).
- [5] Y. Ishiwata, S. Suehiro, Y. Soi, Y. Tezuka, O. Morimoto, and X. G. Zheng, *J. Phys. Soc. Jpn.* **79**, 054712 (2010).
- [6] M. M. Qazilbash, A. A. Schafgans, K. S. Burch, S. J. Yun, B. G. Chae, B. J. Kim, H. T. Kim, and D. N. Basov, *Phys. Rev. B* **77**, 115121 (2008).
- [7] P. Limelette, A. Georges, D. Jérôme, P. Wzietek, P. Metcalf, and J. M. Honig, *Science* **302**, 89 (2003).
- [8] A. Pergament and A. Morak, *J. Phys. A: Math. Gen.* **39**, 4619 (2006)
- [9] C. Q. Sun, *Prog. Solid State Chem.* **35**, 1 (2007).
- [10] Y. Ishiwata, S. Suehiro, T. Kida, H. Ishii, Y. Tezuka, H. Oosato, E. Watanabe, D. Tsuya, Y. Inagaki, T. Kawae, M. Nantoh, and K. Ishibashi, submitted to *Phys. Rev. Lett.*
- [11] Y. Ishiwata, T. Shiraishi, N. Ito, S. Suehiro, T. Kida, H. Ishii, Y. Tezuka, Y. Inagaki, T. Kawae, H. Oosato, E. Watanabe, D. Tsuya, M. Nantoh, and K. Ishibashi, *Appl. Phys. Lett.* **100**, 043103 (2012).
- [12] V. A. Blagojevic, J. P. Carlo, L. E. Brus, M. L. Steigerwald, Y. J. Uemura, S. J. L. Billinge, W. Zhou, P. W. Stephens, A. A. Aczel, and G. M. Luke, *Phys. Rev. B* **82**, 094453 (2010).
- [13] J. Park, J. Joo, S.-G. Kwon, Y. Jang, and T. Hyeon, *Angew.*

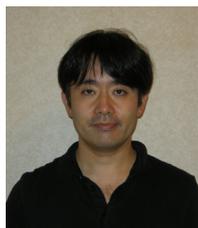
Chem. Int. Ed. **46**, 4630 (2007).

- [14] F. Izumi and T. Ikeda, Mater. Sci. Forum, **321-324**, 198 (2000).
- [15] Y. Ueda, K. Kosuge, and S. Kachi, J. Solid State Chem. **31**, 171 (1980).
- [16] A. Kotani and S. Shin, Rev. Mod. Phys. **73**, 203 (2001).
- [17] B. L. Henke, E. M. Gullikson, and J. C. Davis, At. Data Nucl. Data Tables **54**, 181 (1993).
- [18] A. I. Poteryaev, J. M. Tomczak, S. Biermann, A. Georges, A. I. Lichtenstein, A. N. Rubtsov, T. Saha-Dasgupta, and O. K. Andersen, Phys. Rev. B **76**, 085127 (2007).
- [19] A. C. Gossard, A. Menth, W. W. Warren, Jr., and J. P. Remeika, Phys. Rev. B **3**, 3993 (1971).
- [20] W. A. Harrison, *Electronic Structure and the Properties of Solids* (Dover, New York, 1989).
- [21] C. W. Mays, J. S. Vermaak, and D. Kuhlmann-Wilsdorf, Surf. Sci. **12**, 134 (1968).
- [22] H. Ibach, Surf. Sci. Rep. **29**, 193 (1997).

(原稿受付日：2012年7月5日)

## 著者紹介

石渡洋一 Yoichi ISHIWATA



佐賀大学理工学部 准教授  
〒 840-8501 佐賀県佐賀市本庄町 1  
TEL: 0952-28-8541  
FAX: 0952-28-8547  
e-mail: ishiwata@cc.saga-u.ac.jp

略歴：2002年東京大学大学院工学系研究科博士課程修了，2002年理化学研究所基礎科学特別研究員，2005年佐賀大学理工学部講師，2007年佐賀大学理工学部准教授。工学博士。  
最近の研究：遷移金属および遷移金属酸化ナノ結晶の合成と，放射光を用いた結晶構造，電子状態の研究。  
趣味：家族旅行

手塚泰久 Yasuhisa TEZUKA



弘前大学大学院理工学研究科 准教授  
〒 036-8561 青森県弘前市文京町 3  
TEL: 0172-39-3642  
FAX: 0172-39-3642  
e-mail: tezuka@cc.hirosaki-u.ac.jp

略歴：1991年東北大学大学院理学研究科物理学専攻博士課程修了，1991年東京大学物性研究所助手，1998年弘前大学理工学部助教授，2007年弘前大学大学院理工学研究科准教授。理学博士。  
最近の研究：X線非弾性散乱・発光を用いた遷移金属化合物の電子構造の研究。  
趣味：ジャズ，サッカー

石井啓文 Hirofumi ISHII



National Synchrotron Radiation Research Center(NSRRC), Taiwan 助研究員  
〒 679-5148 兵庫県佐用郡佐用町光都 1-1-1Spring-8 台湾ビームライン事務所  
TEL: 0791-58-1867  
FAX: 0791-58-1868  
e-mail: h\_ishii@spring8.or.jp

略歴：2002年東京大学大学院工学系研究科博士課程修了，2002年NSRRC 専案副研究員，2006年NSRRC 助研究員。博士（工学）。  
最近の研究：X線分光による電子状態の研究。  
趣味：サイクリング

南任真史 Masashi NANTOH



理化学研究所 専任研究員  
〒 351-0198 埼玉県和光市広沢 2-1  
TEL: 048-467-8437  
FAX: 048-462-4659  
e-mail: nantoh@riken.jp

略歴：1995年東京大学大学院工学系研究科博士課程修了，1995年IBM Almaden 研究所（米国）客員研究員，1997年理化学研究所研究員，2004年より現職。工学博士。  
最近の研究：単結晶微傾斜面上に形成した人工一次元構造の研究。  
趣味：空手，囲碁。