

固体酸化物燃料電池用 Ag カソードの電極反応メカニズム

佐々木 一哉

Determination of Electrochemical Reaction Mechanism in Silver Cathodes for Solid Oxide Fuel Cells

by

Kazuya SASAKI

(Received on Sep. 28, 2012 and accepted on Nov. 15, 2012)

Abstract

AC impedance analyses using microstructure-controlled silver cathodes, oxygen isotope exchange, and time-of-flight secondary-ion mass spectroscopy were used to determine the oxygen pathway in a silver cathode and rate determining step for solid oxide fuel cells. The oxygen pathway was determined as follows: oxygen atoms were placed uniformly on the silver cathode surface, diffused along the silver grain boundaries from the surface to the Ag/electrolyte interface, spread through the entire interface, were ionized, and transferred into the electrolyte. The rate determining step is oxygen diffusion to the interface of the silver cathode and the electrolyte from the silver cathode surface.

Keywords: Solid Oxide Fuel Cells, Silver, Cathode, Oxygen Pathway, Secondary-ion Mass Spectroscopy, Oxygen Isotope

1. はじめに

固体酸化物燃料電池 (SOFC) は、エネルギー変換効率が、最も有望なエネルギー変換システムの一つである。しかし、従来の SOFC は、運転温度が約 800–1000 °C と高いため、①構成部材の劣化が速い、②起動停止に長時間を要する、などの短所も併せもつ。そこで、SOFC を商用化するため、運転温度を 500–600 °C へ低減する研究開発も進められている。特に、低温運転時でも優れた特性を有するカソード材料の開発が積極的に行われている。

Ag は金属中で最も高い電子伝導性を有し、500–800 °C においても高い酸素吸着・解離能を有し、Ag 中でも酸素原子が拡散することが知られていることから¹、中低温作動 SOFC の有望なカソード材料と考えられている。しかし、Ag が電極反応に寄与するメカニズムが不明なため、試行錯誤的に様々な Ag 含有カソードが提案されてきたが^{2–11}最適な微細構造を有する優れたカソードの実現には至っていない。

本稿では、Ag を用いるカソードの理想的な微細構造を創造するため、著者らが行ってきた SOFC 用カソードとして Ag を用いる場合の電極反応メカニズムに関する研究を総括する。

2. SOFC 運転温度時の Ag の存在状態

SOFC は運転温度が 600 °C 以上と高温であるため、電解質材料と電極材料との好まれざる反応が多数報告されている^{12–15}。そこで、SOFC 運転温度でのカソード中の

Ag と電解質との界面における化学的状態、およびカソード使用条件下での Ag の挙動を明らかにした¹⁶。

化学的状態を解明するため、 $(Y_2O_3)_{0.08}(ZrO_2)_{0.92}(YSZ)$ 、 $Sc_{0.1}Ce_{0.01}Zr_{0.89}O_{2-\delta}(ScSZ)$ 、 $La_{0.9}Sr_{0.1}Ga_{0.8}Mg_{0.2}O_{3-\delta}(LSGM)$ および $Gd_{0.1}Ce_{0.9}O_{2-\delta}(GDC)$ の各電解質粉末と Ag 粉末を乳鉢にて混合し、空气中 600 °C にて 10 min 保持した後、常温空气中にて粉末 X 線回折測定 (Cu- α 線) を行った。その結果、ピーク位置のシフトや新たなピークの発現は確認されなかった。すなわち、Ag は安定に金属として存在している。

実際の発電状態時、つまり、カソード分極 (電極に電子が入る方向) 状態にあるときに Ag がどのような挙動を示すのかを明らかにするため、Pt 対極と Pt 参照極を用いた三極セルにて電解質上の Ag を 500 °C、100%O₂ 中で電気化学的に分極させ、電解質中への Ag の拡散の有無を電界放出型走査電子顕微鏡 (FE-SEM) で観察した。Figure 1 は、Ag 電極の電位を参照電極に対して -500 mV (カソード分極) から +500 mV (アノード分極) に変化させ、各電位で 100 h 保持した後の Ag 電極表面、電解質断面、Pt 電極表面の様子である。アノード分極前の電解質は全面乳白色であったが、アノード分極後には赤褐色に着色された領域が Ag 電極直下とその周辺、Pt 電極直下とその周辺、および電解質中にあらわれた。Figure 2 に示すように、Ag 電極直下および Pt 電極直下を FE-SEM とエネルギー分散形 X 線分析装置にて観察すると、電解質近傍に Ag 微粒子が析出していることが確認された。つまり、Ag がアノード分極下に置かれると、Ag 電極と電解質界面で式 2-1 の反応が生じ、Ag がイオン化して

Ag 電極から対極の Pt 電極に向かって電解質中を拡散し、Pt 電極直下で金属に還元されるという現象が起きている。



しかし、カソード分極後では、アノード分極させたときのような電解質結晶粒界上の Ag 析出は見られなかった。カソード分極状態では、Ag 電極に電子が流入してくるので、Ag のイオン化が起きなかったためである。すなわち、カソード分極下では、Ag が電解質中に拡散することなく、安定した状態をとる。

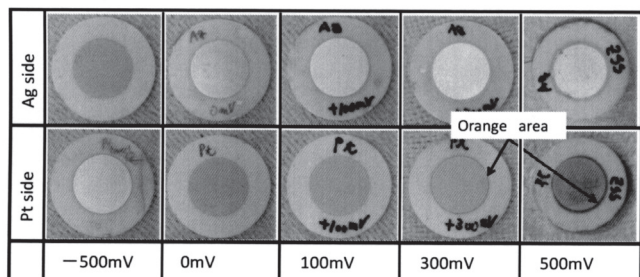


Fig. 1 Photo images of the ScSZ pellets after the heat treatment at 500 °C for 100 h in dry O₂ with the potentials of -500 mV (cathodic) to 500 mV (anodic) applied to the Ag working electrode. (ScSZ: Sc_{0.1}Ce_{0.01}Zr_{0.89}O_{1.95}).

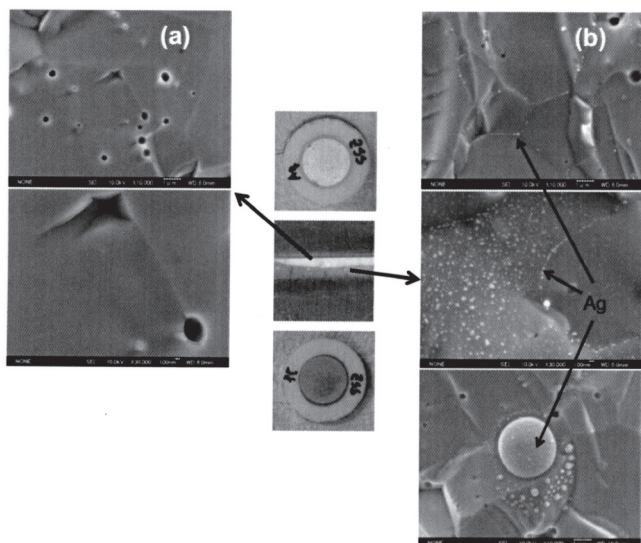


Fig. 2 SEM images of the fractured cross sections of the ScSZ pellet after the heat treatment at 500 °C for 100 h in dry O₂ with the anodic potential of 500 mV applied to the Ag working electrode. ((a) white area near the Ag working electrode, (b) orange area near the Pt counter electrode) (ScSZ: Sc_{0.1}Ce_{0.01}Zr_{0.89}O_{1.95}).

3. 高温安定な緻密 Ag 薄膜電極の作製

Ag は融点が約 962 °C であり、600 °C においても容易に粒成長してしまう。Ag カソードの電極反応メカニズムを、膜厚、面積および Ag 粒径の異なった Ag 緻密薄膜カ

ソードを用いて電気化学的手法で研究するためには、熱的に安定な Ag 緻密薄膜カソードを作製する必要がある。そこで、RF マグネトロンスパッタリング法を用いて電解質材を Ag 中に分散し、Ag 粒径の制御が可能な Ag 緻密薄膜カソードを作製した^{17,18}。ここでは、LSGM を分散した場合について記すが、これらの結果は電解質組成に依存しない¹⁹。

LSGM 微粒子分散 Ag カソードは、Fig. 3 のように Ag 板上に LSGM ペレットを置いてターゲット材料とした Ag と LSGM の同時スパッタリングにより作製した。Ag 膜の厚さはいずれも 1 μm である。Ag 板上に置く LSGM ペレット数を変えることで、LSGM 微粒子分散 Ag カソード中の LSGM 含有量を制御した。ここでは、Ag 板上に設置する LSGM ペレットの数で試料を識別する。たとえば、AgLSGM00 と記す試料は、LSGM 微粒子を分散させていない純 Ag カソードであり、AgLSGM15 と記す試料は LSGM ペレットを 1.5 個 Ag 板上に設置して成膜した LSGM 微粒子分散 Ag カソードである。

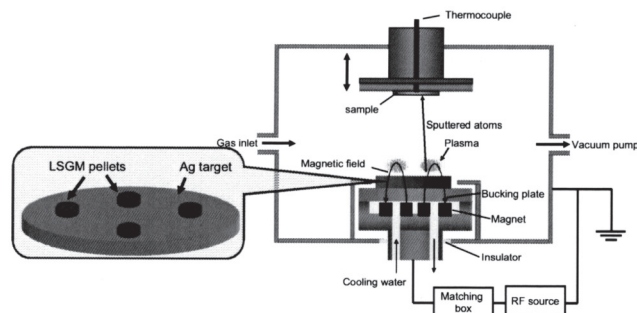


Fig. 3 Schematic image of the sputtering equipment and the target for simultaneously sputtering silver and LSGM nanoparticles. The number of LSGM pellets was changed from zero to three for controlling the amount of LSGM nanoparticles dispersed in the silver thin-film cathode.

Figure 4 は、空气中、600 °C・100 h アニールの前後の LSGM 微粒子分散 Ag カソードの表面 SEM 像である。製膜直後は、LSGM 微粒子分散量によらず、全ての Ag 薄膜が緻密であった。しかし、アニール後は AgLSGM00 (純 Ag カソード) では、Ag が直径 5 μm ほどまで粒成長し、下地の電解質表面が見えた。他方、AgLSGM05、AgLSGM10、AgLSGM15、AgLSGM20 および AgLSGM30 では、Ag カソードは緻密な状態を保った。すなわち、Ag カソード中に LSGM 微粒子を分散させると、Ag の粒成長が抑制され、熱的に安定な膜となることがわかる。Figure 5 に空气中 600 °C にて 100 h アニール後の AgLSGM10 の 10 万倍の表面 SEM 像を示す。直径が約 500 nm の Ag 粒子の表面や結晶粒界に 20-40 nm の微細な LSGM 粒子が存在していた。この微細な LSGM 粒子が Ag の粒成長を抑制していると考えられる。

Figure 6 は、Ag 粒子を立方体近似して算出した平均直径と Ag 粒界密度の LSGM 微粒子分散量に対するプロットである。LSGM 微粒子分散量の増大とともに、Ag 粒径は小さくなり、Ag 粒界密度は大きくなった。

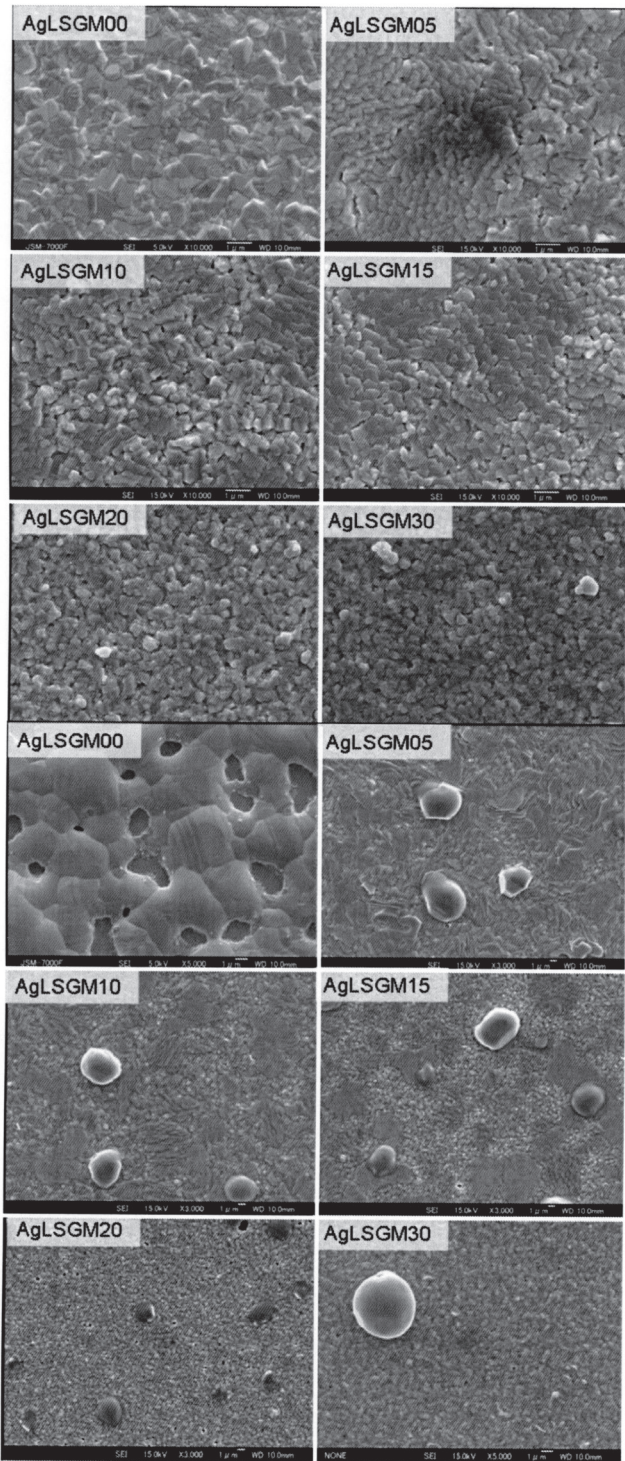


Fig. 4 SEM images of the pure silver thin-film cathode and the Ag-LSGM composite thin-film cathodes before and after post annealing at 600 °C in air for 100 h: (upper) before annealing; (lower) after annealing.

Figure 7 に断面の組成像 (COMPO 像) を示す。緻密な LSGM 微粒子分散 Ag カソードと LSGM 電解質は隙間なく密着しており、LSGM 微粒子分散 Ag カソード中には酸素ガスが拡散できるような穴はない。したがって、LSGM 微粒子分散 Ag カソード表面で吸着・解離した酸

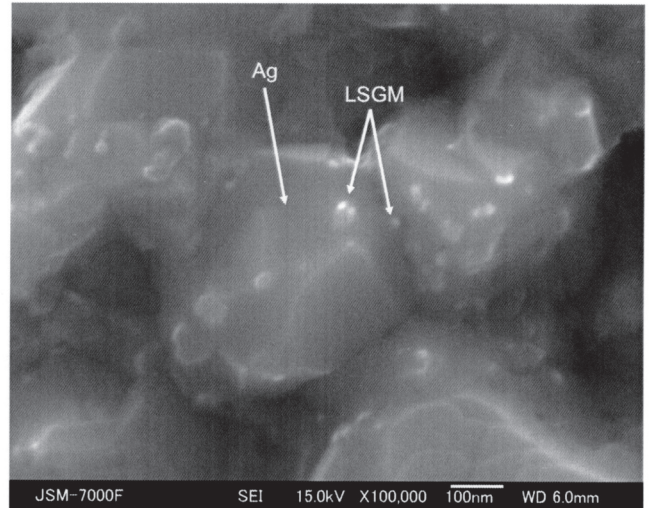


Fig. 5 SEM image of a fractured cross section of the composite Ag-LSGM thin film cathode after post annealing at 600 °C in air for 100 h.

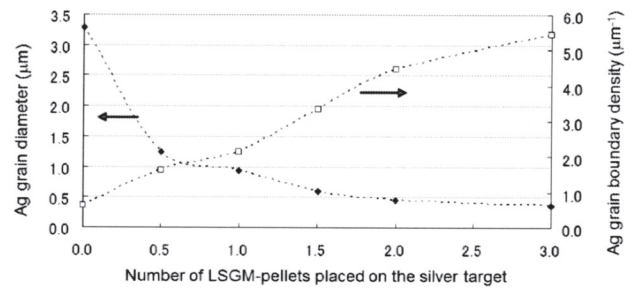


Fig. 6 The silver grain diameter and the silver grain boundary density which were presumed by assumption of the cubic shape of the grain change over the number of the LSGM pellets placed on the silver target during the sputtering.

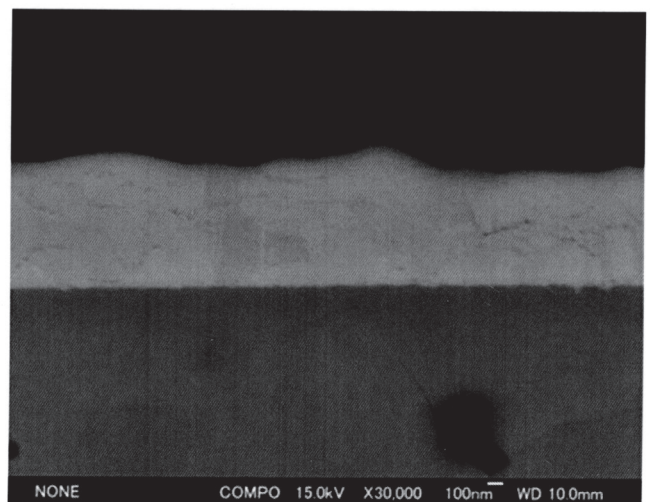


Fig. 7 A COMPO image of the cross section of the Ag-LSGM composite thin-film cathode prepared using the cross-section polisher. The black dots in the Ag-LSGM composite thin-film cathode were the dispersed LSGM nanoparticles.

素原子が Ag 結晶粒内または Ag 粒界を拡散することが推測される。

4. 交流インピーダンス測定による推定高温安定な緻密 Ag 薄膜電極の作製

3 章で作製した微細構造の制御が可能で熱的に安定な緻密薄膜 Ag カソードを用いて、電気化学的手法の一種である交流インピーダンス法によってカソード反応抵抗を測定することで、Ag カソードの反応メカニズムを推定する^{20, 21}。

緻密で表面が平滑な LSGM ペレットに、Pt 対極と Pt 参照極を焼き付けた後、RF マグネトロンスパッタリング法によって LSGM 微粒子分散 Ag カソード（作用極）を成膜し、空气中 600 °C で 1 h アニール後、交流インピーダンス測定を実施した。

膜厚の異なる LSGM 微粒子分散 Ag カソードを作製し、カソード/酸素ガス界面での酸素の吸着・解離・拡散抵抗に相当する反応抵抗値を測定した。Figure 8 はカソード厚さに対する 500 °C、550 °C、および 600 °C における反応抵抗値のプロットである。y 切片は膜厚が 0 のときの反応抵抗値、すなわちカソード表面の吸着・解離抵抗値である。膜厚の増大とともに反応抵抗値は直線的に増大した。全反応抵抗値と吸着・解離抵抗値との差は緻密 Ag 膜中の酸素拡散抵抗値である。拡散抵抗値は、吸着・解離抵抗よりも遙かに大きい。したがって、酸素の吸着・解離・拡散過程においては、酸素原子の拡散が律速過程である。

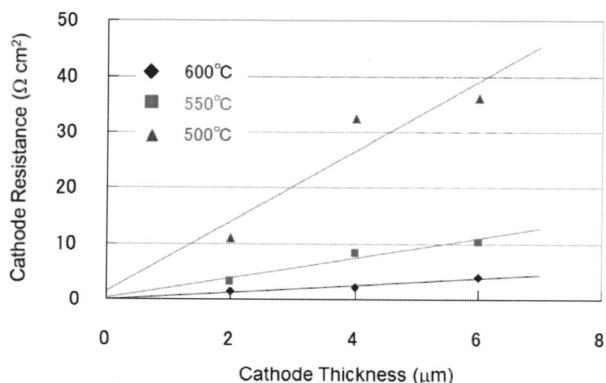


Fig. 8 Cathode resistance of the LSGM-Ag cermet at 500 °C, 600 °C, and 700 °C as a function of the cathode thickness.

電極面積（電極直径）の異なる LSGM 微粒子分散 Ag カソードを作製し、反応抵抗値の逆数であるカソード界面導電率を測定した。Figures 9-a と 9-b は、それぞれ、電極面積と電極周長に対するカソード界面導電率のプロットである。後者とは異なり、前者は比例関係にある。ここで、電極円周長は Ag/電解質/空気の三相界面 (TPB) の長さ、電極面積は Ag/電解質の二相界面 (2PB) の広さと、同じである。また、カソード界面導電率は酸素原子の潜り込み場の量に比例する。つまり、原子の潜り込み場は、TPB ではなく、2PB である。

LSGM 微粒子分散量を変えることで Ag 粒径が異なる LSGM 微粒子分散 Ag カソードを作製し、電極反応抵抗を測定した。ここで、Ag 結晶粒を立方体と仮定して Ag 粒界密度を算出し、Fig. 10 に、Ag 粒界密度に対してカソード反応抵抗をプロットする。カソード反応抵抗は、Ag 粒界密度の増大とともにはじめは減少し、その後はほぼ一定値となる。Ag 粒界密度の増大とともにカソード反応抵抗が減少することから、酸素原子の拡散経路は Ag カソード中の Ag 粒界であることがわかる。一方で、Ag 粒界密度がきわめて大きい範囲で抵抗値がほぼ一定値をとる理由はいまだ明確ではない。現時点で考えられる可能性は以下の 3 つである。①粒界拡散量が表面吸着・解離量に比べて十分に多くなったため、表面吸着・解離による抵抗が律速過程となった (Fig. 11 ①)。②粒界に存在する LSGM 微粒子が酸素原子の拡散を阻害し、粒界増による拡散促進効果と LSGM 微粒子による拡散阻害効果がつり合っている (Fig. 11 ②)。③酸素の拡散経路が Ag 粒界近傍に幅をもっており、酸素の拡散経路幅より Ag 粒径が小さくなると、カソード反応抵抗は Ag 粒径の大きさに左右されなくなる (Fig. 11 ③)。

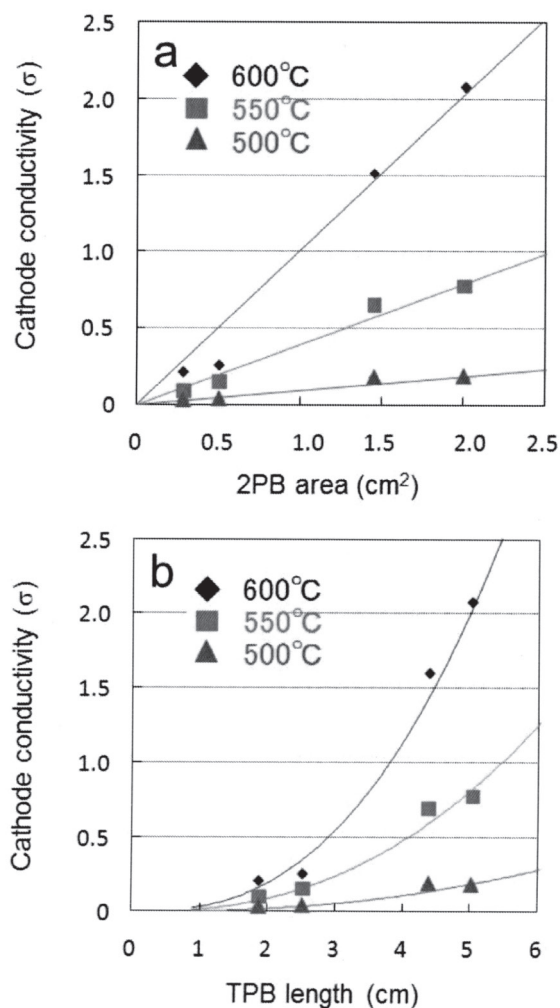


Fig. 9 Cathode conductivity of the LSGM-Ag cermet at 500 °C, 600 °C, and 700 °C as a function of the double phase boundary (a) and the triple phase boundary (b).

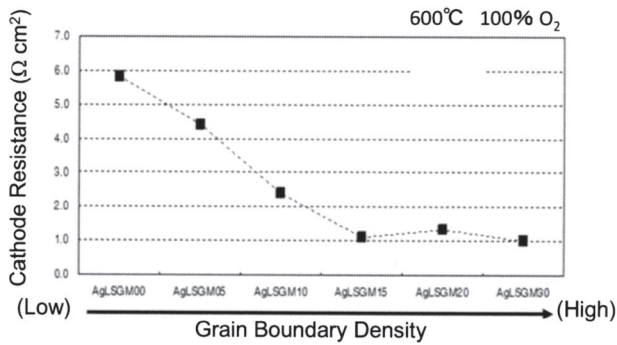


Fig. 10 Cathode resistance of the LSGM-Ag cermet at 600 °C as a function of the number of LSGM pellets on the silver target during sputtering.

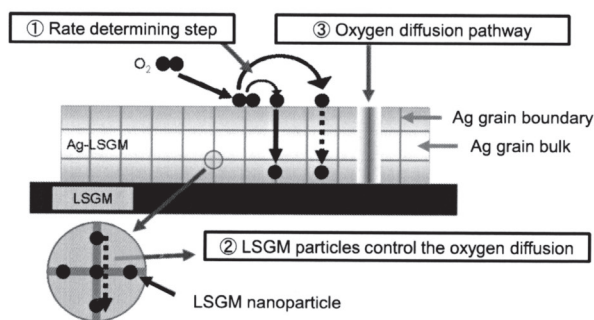


Fig. 11 Schematic image of the reaction process of the silver cathode at three possible theories.

5. 同位体酸素交換と SIMS 観察によるカソード中の酸素拡散経路の可視化

同位体酸素交換によって同位体酸素を Ag カソード中に導入後、飛行時間型二次イオン質量分析計 (TOF-SIMS) を用いてマッピングすることで、酸素原子が拡散している経路を実際に可視化する²²。

表面研磨した LSGM ペレット上に、Ag パーストをスクリーン印刷法にて塗布乾燥させ、900 °C、空气中で 3 h 焼成し、緻密な純 Ag カソードを作製した。Figure 12 に概念を示す同位体酸素交換装置を用いて、¹⁸O₂ 雰囲気下、600°C で電極間に 500mV の直流電圧を印加した。この間、カソード/電解質界面では、酸素 (¹⁸O) が電極から電子を受け取って酸化物イオンとして電解質に潜り込み、酸化物イオンは電解質中をアノード側まで拡散し、アノード/電解質界面で酸化物イオンは電子を放出して酸素原子となることで同位体酸素交換用セル中を直流電流が流れた。その結果、酸素の移動経路上の酸素原子は同位体酸素 (¹⁸O) に置換された。その後、試料を 180 s で 600 °C から 54 °C まで急冷し、TOF-SIMS 分析を行った。

Figure 13 は、緻密 Ag カソードの、表面から 463 nm の深さまでの ¹⁸O と ¹⁰⁷Ag + ¹⁰⁹Ag の TOF-SIMS マッピング結果である。図中の色の違いは、それぞれの深さ範囲における各同位体元素の存在量に対応する。たとえば、左下図の明るい箇所は、表面から 51.5 nm-154 nm の深さ範

囲で ¹⁸O 濃度が高い部分に対応する。0 nm-25.7 nm の図中の実線は Ag カソード表面の Ag 粒子の結晶粒界であり、他の図の実線は各深さ範囲における ¹⁸O 濃度の高い部分である。これらの比較から、Ag の結晶粒界に ¹⁸O が選択的に存在していることがわかる。これは、酸素が Ag 粒子の結晶粒界を移動することを示している。また、酸素の拡散経路が Ag 粒界から Ag 粒内に約 0.5 μm の幅をもっていることもわかる。

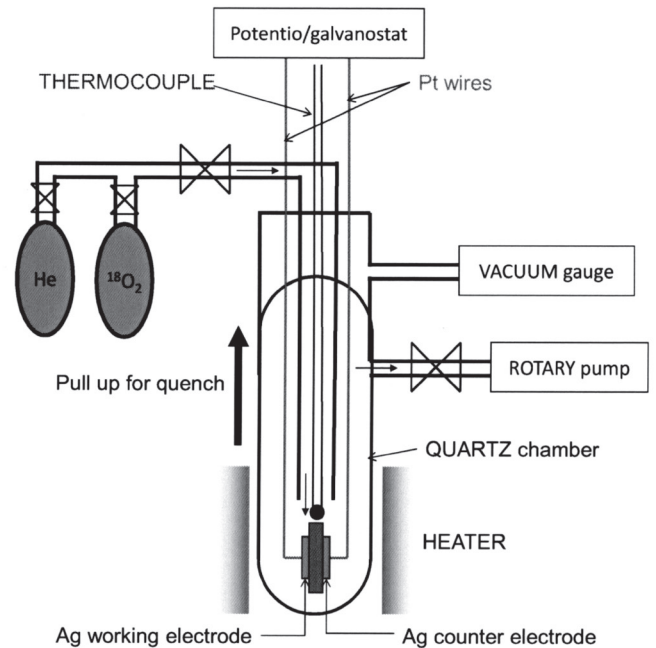


Fig. 12 Isotopic oxygen exchange experimental equipment.

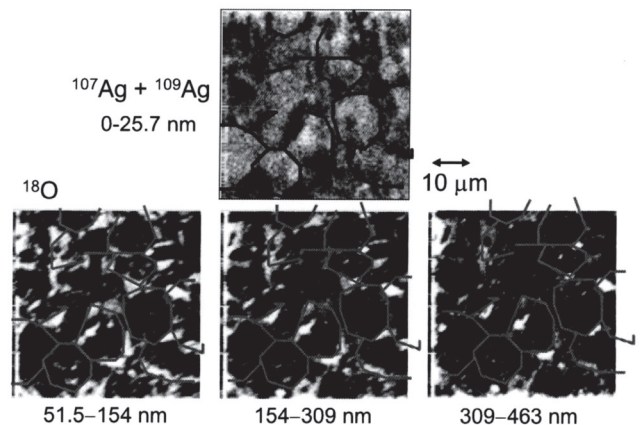


Fig. 13 Relationship between the silver grain boundaries and the area where ¹⁸O is observed. The color shows the total ion count obtained in each depth region. The bright area and the dark area correspond to different signal strengths: bright color, strong; dark color, weak. Lines trace the dark area of ¹⁰⁷Ag and ¹⁰⁹Ag, indicating concave parts of the silver electrode surface. The lines have been shifted and superimposed upon the other images, and these correspond to the bright regions indicating ¹⁸O.

Figure 14 は、緻密 Ag 電極と LSGM 電解質ペレットとの境界付近における、 $^{107}\text{Ag} + ^{109}\text{Ag}$ 、 ^{18}O 、および GaO の TOF-SIMS マッピング像である。GaO のマッピング像は LSGM 電解質の存在位置を示す。Figure 14 の破線で囲んだ部分は、Ag と LSGM とが同一の場所に存在しており、Ag/LSGM 界面である。この Ag/LSGM 界面全体に ^{18}O が均一にかつ高濃度に存在している。したがって、Ag 粒界近傍を Ag カソード/電解質界面まで拡散した酸素は、一旦 Ag カソード/電解質界面全面に拡散して広がった後、Ag/LSGM 界面全面から LSGM に潜り込むことも判明した。

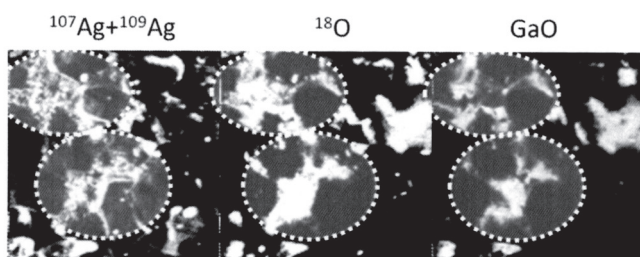


Fig. 14 TOF-SIMS depth resolution maps of $^{107}\text{Ag} + ^{109}\text{Ag}$, ^{18}O , and GaO near the Ag/LSGM interface. The bright area and the dark area correspond to different signal strengths: bright color, strong; dark color, weak.

6. おわりに

電極微細構造制御と交流インピーダンス測定を組み合わせた研究と同位体置換・飛行時間型二次イオン質量分析計マッピングによる酸素移動経路の可視化研究の結果を総合することで、中低温作動固体酸化燃料電池用カソードとして Ag を用いる場合の酸素の反応メカニズムが下記のようなことを解明した。

1. 酸素分子は、Ag 表面で吸着・解離後、約 $0.5\ \mu\text{m}$ の幅をもって Ag 結晶粒界を拡散し、Ag/電解質界面へ到達する。その後、Ag/電解質界面全体に 2 次元的に広がり、Ag/電解質界面全体から電解質へ潜り込む。
2. Ag 表面から Ag/電解質界面への拡散が Ag カソード反応の律速過程である。

参考文献

- 1) G.I.N. Waterhouse, G.A. Bowmaker and J.B. Metson, "Oxygen chemisorption on an electrolytic silver catalyst: a combined TPD and Raman spectroscopic study," *Applied Surface Science*, **214**, 1–4, (2003) pp.36–51.
- 2) P. Datta, P. Majewski and F. Aldinger, "Synthesis and characterization of gadolinia-doped ceria-silver cermet cathode material for solid oxide fuel cells," *Materials Chemistry and Physics*, **107**, 2–3, (2008) pp.370–376.
- 3) R. Jimenez, T. Klöidt and M. Kleitz, "Reaction-Zone Expansions and Mechanism of the O_2 , Ag/Yttria-Stabilized Zirconia Electrode Reaction," *Journal of The Electrochemical Society*, **144**, 2, (1997) pp.582–585.
- 4) T. Kenjo and H. Takiyama, "Oxygen permeation in Ag/YSZ air cathodes," *Electrochimica Acta*, **39**, 18, (1994) pp.2685–2692.
- 5) K. Sasaki, K. Hosoda, T.N. Lan, K. Yasumoto, S. Wang and M. Dokiya, "Ag-Zr(Sc) O_2 cermet cathode for reduced temperature SOFCs," *Solid State Ionics*, **174**, 1–4, (2004) pp.97–102.
- 6) T.Z. Shoklapper, V. Radmilovic, C.P. Jacobson, S.J. Visco and L.C. De Jonghe, "Nanocomposite Ag-LSM solid oxide fuel cell electrodes," *Journal of Power Sources*, **175**, 1, (2008) pp.206–210.
- 7) S.P. Simner, M.D. Anderson, J.E. Coleman and J.W. Stevenson, "Performance of a novel La(Sr)Fe(Co) O_3 -Ag SOFC cathode," *Journal of Power Sources*, **161**, 1, (2006) pp.115–122.
- 8) L.S. Wang and S.A. Barnett, "Ag-perovskite cermets for thin film solid oxide fuel cell air-electrode applications," *Solid State Ionics*, **76**, 1–2, (1995) pp.103–113.
- 9) S. Wang, T. Kato, S. Nagata, T. Honda, T. Kaneko, N. Iwashita and M. Dokiya, "Performance of a $\text{La}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{Co}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}\text{O}_3$ - $\text{Ce}_{0.8}\text{Gd}_{0.2}\text{O}_{1.9}$ -Ag cathode for ceria electrolyte SOFCs," *Solid State Ionics*, **146**, 3–4, (2002) pp.203–210.
- 10) J. Zhang, Y. Ji, H. Gao, T. He and J. Liu, "Composite cathode $\text{La}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{Co}_{0.2}\text{Fe}_{0.8}\text{O}_3$ - $\text{Sm}_{0.1}\text{Ce}_{0.9}\text{O}_{1.95}$ -Ag for intermediate-temperature solid oxide fuel cells," *Journal of Alloys and Compounds*, **395**, 1–2, (2005) pp.322–325.
- 11) Y. Zhang, J. Liu, X. Huang, Z. Lu and W. Su, "Low temperature solid oxide fuel cell with $\text{Ba}_{0.5}\text{Sr}_{0.5}\text{Co}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}\text{O}_3$ cathode prepared by screen printing," *Solid State Ionics*, **179**, 7–8, (2008) pp.250–255.
- 12) P. Datta, P. Majewski and F. Aldinger, "Synthesis and characterization of strontium and magnesium substituted lanthanum gallate-nickel cermet anode for solid oxide fuel cells," *Materials Chemistry and Physics*, **102**, 2–3, (2007) pp.125–131.
- 13) M.D. Anderson, J.W. Stevenson and S.P. Simner, "Reactivity of lanthanide ferrite SOFC cathodes with YSZ electrolyte," *Journal of Power Sources*, **129**, 2, (2004) pp.188–192.
- 14) G.C. Kostogloudis, G. Tsiniarakis and C. Ftikos, "Chemical reactivity of perovskite oxide SOFC cathodes and yttria stabilized zirconia," *Solid State Ionics*, **135**, 1–4, (2000) pp.529–535.

- 15) X. Zhang, S. Ohara, H. Okawa, R. Maric and T. Fukui, "Interactions of a $\text{La}_{0.9}\text{Sr}_{0.1}\text{Ga}_{0.8}\text{Mg}_{0.2}\text{O}_{3-\delta}$ electrolyte with Fe_2O_3 , Co_2O_3 and NiO anode materials," *Solid State Ionics*, **139**, 1-2, (2001) pp.145–152.
- 16) K. Sasaki, M. Muranaka, A. Suzuki and T. Terai, "Compatibility analysis of Ag and electrolyte materials for LT-SOFCs and LT-SOECs," *Solid State Ionics*, **181**, (2010) pp.1303–1307.
- 17) M. Muranaka, K. Sasaki, A. Suzuki and T. Terai, "The effect of LSGM nanoparticle dispersion in Ag-LSGM composite thin-film cathode," *Journal of the Electrochemical Society*, **155**, 8, (2008) pp.B860–B863.
- 18) K. Sasaki, M. Muranaka, A. Suzuki and T. Terai, "Ag thin film cathode for LSGM electrolyte LT-SOFCs," *ECS Transactions - Solid Oxide Fuel Cells*, **7**, 1, (2007) pp.1311–1318.
- 19) Y. Endo, K. Sasaki, M. Muranaka, A. Suzuki, T. Terai, "Effect of Dispersed Ceramic Nano Particles on Microstructure and Performance of Ag Cathode in Solid-oxide Fuel Cells of Ni-ScSZ Cermet Anode," *ECS Transactions*, **25** (33) (2009)pp. 57–66.
- 20) M. Muranaka, K. Sasaki, A. Suzuki and T. Terai, "The effect of LSGM nanoparticle dispersion in Ag-LSGM composite thin-film cathode," *Journal of the Electrochemical Society*, **155**, 8, (2008) pp.B860–B863.
- 21) K. Sasaki, M. Muranaka, A. Suzuki and T. Terai, "Ag thin film cathode for LSGM electrolyte LT-SOFCs," *ECS Transactions - Solid Oxide Fuel Cells*, **7**, 1, (2007) pp.1311–1318.
- 22) K. Sasaki, M. Muranaka, A. Suzuki, and T. Terai, "Determination of Oxygen Pathway in Silver Cathodes by Secondary-ion Mass Spectroscopy using Oxygen Isotope Exchange," *J. Electrochem. Soc.*, **158** (11), (2011)pp. B1380–B1383.

著者紹介



佐々木一哉

東海大学工学部動力機械工学科・准教授

1964 年生まれ。2001 年、横浜国立大学・大学院工学研究科物質工学専攻修了。博士（工学）。The Electrochemical Society, The American ceramic Society, 日本電気化学会, 日本セラミックス協会, SOFC 研究会, 各会員。

主な研究分野は、固体酸化燃料電池、固体酸化燃料電池／ガソリンエンジンハイブリッドシステム、リチウムイオン二次電池、熱核融合材料（主にトリチウム増殖材料）、使用済み核廃棄物の再処理技術などである。一次エネルギーシステムと二次エネルギーシステムからなる総合的で持続可能な新しいエネルギーシステムの確立に向け、材料工学および電気化学の側面からの研究を展開している。

著書：貴金属の科学・応用編（2001 年）、よみがえる富士山測候所（2012 年）。