

電場印可によるフラッシュ焼結と 機能賦活の最先端

吉田 英 弘*

1. 緒 言

セラミックスの焼結の分野において、電磁場の効果を利用した新たな低温・短時間焼結プロセスに関して近年、技術的・学術的に目覚ましい進展を遂げている。2010年には、比較的低い焼結温度で緻密化が始まり、僅か10 s以内に完了してしまうというフラッシュ焼結が報告された⁽¹⁾。この焼結手法は、酸化物セラミックスの粉末成形体に臨界値以上の強電場を直接印加することで、通常の焼結温度よりも低い臨界温度において原子拡散による焼結緻密化を加速させるものである。筆者らのグループでは、強電磁場下で導入される機能コアとそれによる機能賦活という概念に基づき、フラッシュ焼結およびその関連現象を利用した特異な物質輸送現象、微細組織制御、さらにその機能コアの解明に取り組んでいる。本稿では、電場印可によるフラッシュ焼結と機能賦活に関する現況の理解を紹介したい。なおフラッシュ焼結やそれに関連する諸現象に関しては、まてりあ誌上でも既に数編の解説論文⁽²⁾⁻⁽⁴⁾が出版されており、是非そちらもご参照いただきたい。

2. フラッシュ焼結の特徴

フラッシュ焼結は、代表的なエンジニアリングセラミックスの一つである3 mol% Y_2O_3 安定化正方晶 ZrO_2 多結晶体 (3 mol% Y_2O_3 -stabilized tetragonal ZrO_2 polycrystal; 3Y-TZP) で最初に報告された。フラッシュ焼結は、ある臨界値以上の電場を酸化物粉末成形体に印加し、これを昇温すると、電場強度によって決まる臨界温度で急激な緻密化が始まり、60秒以内に緻密化が完了するという現象である、Rajら

はこれをフラッシュ焼結と呼んだ⁽¹⁾。3Y-TZPにおいて、 $120 V \cdot cm^{-1}$ の DC 電場を印加した場合、大気中無加圧下 $850^\circ C$ において緻密化が開始し、僅か5秒で相対密度95%の緻密体を得られたとされている。3Y-TZPの一般的な焼結条件が $1450^\circ C \times 2 h$ 程度であることを考えると、臨界電場・温度条件で発現するフラッシュ焼結下では、およそ1000倍の緻密化速度で焼結が進行することになる。

フラッシュ焼結の特徴として、低温・高速緻密化と共に、酸化物試料の電気伝導率の上昇が挙げられる。酸化物の多くは温度の上昇と共に緩やかに電気伝導率が上昇するが、フラッシュ焼結が始まる直前、酸化物試料の電気伝導率が急激に上昇し、これと併せて相対密度の急峻な増加が起こる。臨界電場・温度条件下で、電気伝導率ないし電流値が急上昇する現象は、しばしば flash event と呼ばれており、本稿ではフラッシュ現象と呼ぶことにする。このフラッシュ現象の開始と同時に、フラッシュ焼結が発生する。セラミックスの焼結プロセスとして見たときには、フラッシュ現象に伴う低温・高速緻密化現象に注目が集まりがちであるが、学術的にはフラッシュ現象の原因を理解することが極めて重要である。実際、酸化物の粉末成形体に限らず、緻密多結晶体や単結晶材料であってもフラッシュ現象、すなわち臨界電場・臨界温度以上で材料の電気伝導率が急激に上昇することが報告されている⁽⁵⁾⁽⁶⁾。つまりフラッシュ現象とは臨界電場・臨界温度において励起される電荷キャリア密度の上昇および原子拡散の加速とみなすことができる。

フラッシュ現象の起源として、急激な電気伝導率の上昇に伴うジュール熱の発生に起因した試料温度上昇と、温度上昇に伴う酸化物の電気伝導率の増加との相乗効果、すなわち熱暴走に起因するというモデル⁽⁷⁾が Todd らにより提唱され、広く支持されている。一方、ジュール熱による試料温度の上

* 東京大学大学院工学系研究科マテリアル工学専攻；教授(〒113-8656 東京都文京区本郷 7-3-1) Frontiers of Flash Sintering and Functional Activation by Electric Field Application; Hidehiro Yoshida* (*Department of Materials Science and Engineering, School of Engineering, The University of Tokyo, Tokyo)
Keywords: flash sintering, ZrO_2 , Y_2O_3 , high temperature plastic deformation, superplasticity, grain boundary sliding, diffusion, point defect
2022年6月14日受理[doi:10.2320/materia.61.651]

昇がフラッシュ現象発現の主要因であることは認めた上で、速度論的解析から、多くのフラッシュ焼結条件で熱暴走が起こりえないこと、すなわちフラッシュ焼結の現象がジュール熱の効果だけでは説明できないという解析結果も存在する⁽⁸⁾。後者では、例えば電荷キャリアの生成を伴うような何らかの点欠陥生成反応が電磁場によって励起され、電気伝導率の上昇と同時に原子拡散の促進に繋がっていると考えられる。後述するように、筆者は最近の研究成果を踏まえ後者の説を支持している。その幾つかを以下に紹介する。

3. 電場印加によるフラッシュ現象による機能賦活

(1) AC フラッシュ焼結による高密度焼結体製造の試み

酸化物セラミックスの低温・高速焼結技術として展開する上では、フラッシュ焼結には未だに多くの技術的課題が存在する。まず問題となるのは、(例えば相対密度98%以上の)高密度体の焼結の困難さ、および電極間での微細組織の不均一性である⁽²⁾。高密度化の困難さは微細組織の不均一性と密接に関連していると推測される。

そこで著者らのグループで、AC電場を利用したフラッシュ焼結を実施している。例えば、難焼結性酸化物である Y_2O_3 の焼結にACフラッシュ焼結を適用することで、均一な微細組織を有する高密度体を得ることに成功した⁽⁹⁾。本実験ではフラッシュ現象を起こすための印加電場として周波数0.05Hz~1kHzの正弦波を用い、最大電流密度は $17 \text{ mA} \cdot \text{mm}^{-2}$ とした。 $10^\circ\text{C} \cdot \text{min}^{-1}$ の昇温速度で炉内を昇温しながらAC電場を印加し、各周波数での緻密化挙動を計測した。試料電流の最大値までの上昇ならびに急峻な緻密化、すなわちフラッシュ焼結が発現したことを確認してから1min保持して、外部電源を遮断し試料を炉冷した。

図1(a)に、各周波数における、横軸を炉内温度(昇温速度 $10^\circ\text{C} \cdot \text{min}^{-1}$ であるため時間に換算可)、縦軸に相対密度を取ったいわゆる焼結緻密化曲線を示す。図中には比較のため、DCフラッシュ焼結の結果も併せて示している。相対密度が周波数ごとに異なった炉内温度でほぼ垂直に上がっており、フラッシュ焼結が起きていることが分かる。また図1(b)に、各焼結実験中に放射温度計で計測した試料温度をプロットする。フラッシュ焼結の開始と共に試料温度が急上昇し、ジュール熱により試料温度は炉内温度よりも約 300°C 増加していたことが分かる。試料の相対密度は1kHzの電場下で約99%にまで達し、焼結体も透光性を帯びるほどに高密度化した(図1(c))。またACフラッシュ焼結では電極間の微細組織の不均一性は殆ど認められなかった。なお1kHzフラッシュ焼結体の結晶粒径は約 $1.6 \mu\text{m}$ であり、相対密度98%の通常焼結体での平均粒径とはほぼ同等であった。焼結体の高密度化・組織の均一化を目指したACフラッシュ焼結の手法に関しては、さらに高度な電流制御を駆使した技術が国内外で試みられており、今後のさらなる発展が期待できる。

さて図1(a)に示すフラッシュ焼結挙動、例えばフラッシュ焼結開始温度には、単純な周波数依存性が見いだせない。

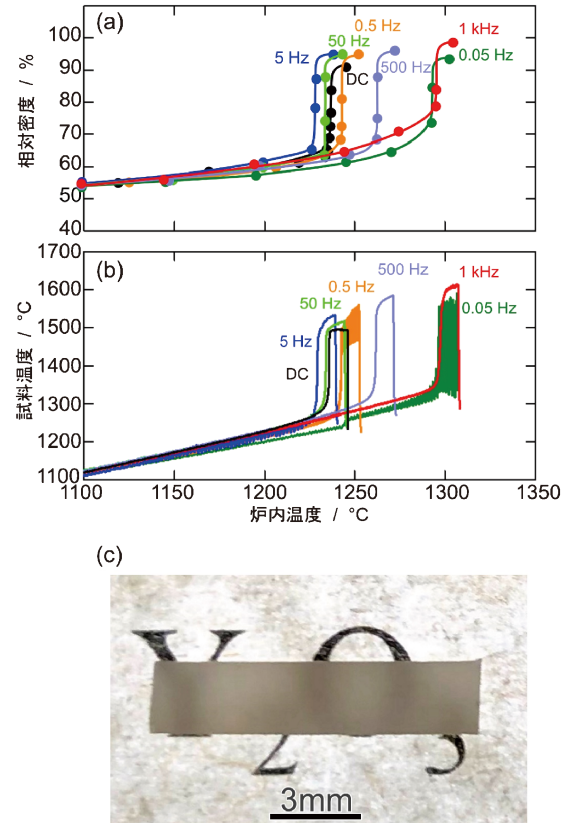


図1 (a)さまざまな周波数のAC電場下における Y_2O_3 の緻密化曲線⁽⁹⁾。(b)放射温度計により計測した焼結実験中の試料温度。(c)周波数1kHzのAC電場下でのフラッシュ焼結により得られた試料の外観写真。

これはAC電場の極性が切り替わる時の試料からの熱の散逸に加え、高温での Y_2O_3 の電圧・電流応答に位相シフトが現れることに起因しており、周波数ごとの電圧・電流波形を丹念に調べる必要がある。例えば周波数1kHzでは、炉内温度 1200°C 付近まで電圧・電流応答の位相シフトが顕著であり、電力の投入が効率的に進まない。しかしながら 1300°C 付近では位相シフトがほぼ解消され、試料への投入電力が高くなりフラッシュ焼結の発現に到ったと解釈できる⁽⁹⁾。

ACフラッシュ焼結では、DCフラッシュ焼結と比較しても相対密度がより上昇しており、例えばDC電場下で想定される電気泳動によるイオン拡散の効果が緻密化に寄与しているとは考えられない。また、1kHzのフラッシュ焼結では図1(b)に示す通り試料温度は約 1600°C まで上昇しているが、通常焼結で98%以上の相対密度を得るためには $1600^\circ\text{C} \times 3 \text{ h}$ の焼結が必要であり、ジュール熱による試料温度の上昇だけではACフラッシュ焼結による Y_2O_3 の高密度化を説明できない。こうした結果から、ACフラッシュ焼結においては、原子拡散、特に拡散速度の遅い拡散種と考えられる Y^{3+} イオンの拡散の促進に寄与する、ジュール熱以外の機序が存在することが示唆される。

(2) 電場印加によるTZPの高温延性の向上

フラッシュ現象下では、原子拡散による物質輸送現象が促

進される。実際、フラッシュ現象下では焼結緻密化だけでなく高温塑性変形が促進されることを、著者らのグループがフラッシュ現象下の3Y-TZPの高温引張り試験によって実証している⁽¹⁰⁾。その概要は文献⁽⁴⁾にも解説したので参照されたい。さらに我々は、3Y-TZPの高温変形挙動に及ぼす、試料に印加する電流密度の依存性について調査を進めた⁽¹¹⁾。

異なる電流密度でのY-TZPの応力-ひずみ曲線を図2(a)に示す。炉の温度は1000°C、初期ひずみ速度は $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ である⁽¹¹⁾。電流密度 $100 \text{ mA} \cdot \text{mm}^{-2}$ で50 MPa程度であった変形応力は $250 \text{ mA} \cdot \text{mm}^{-2}$ では10 MPa前後にまでに減少し、破断伸びは公称ひずみで135%に達した。しかし電流密度が $250 \text{ mA} \cdot \text{mm}^{-2}$ を超えると、変形応力はむしろ増加し、それと共に破断伸びは低下した。すなわち、Y-TZPの変形応力の低減と延性の向上には最適な電流密度が存在することを示している。なお、電流密度の増加に伴い試料温度も上昇し、投入電力から算出した試料温度は $100 \text{ mA} \cdot \text{mm}^{-2}$ で1250°C、 $300 \text{ mA} \cdot \text{mm}^{-2}$ で1650°Cに達した⁽¹¹⁾。またフラッシュ現象下での塑性変形に伴う粒成長も加速しており、 $250 \text{ mA} \cdot \text{mm}^{-2}$ での破断後の平均粒径は $5 \mu\text{m}$ 程度であった。TZPの高温塑性流動においては、基本的に温度が高いほど変形応力は減少し、破断伸びも上昇することが知られている。加えて、高温塑性流動中に粒成長が起これば変形応力

は増加し、延性は低減してしまう⁽¹²⁾。図2(a)に示した応力と延性の電流密度依存性を議論する上では、少なくとも試料温度と共に粒径の変化を考慮する必要がある。

フラッシュ現象下の試料温度が非常に高いことから、同じ試験片温度において通常の高温引張り試験を実施することは極めて困難である。そのため、フラッシュ現象による高温引張り変形に対する試料温度上昇効果の寄与を実験的に抽出することができない。そこで、高温変形におけるひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ と変形応力 σ 、材料の平均粒径 d 、ならびに温度 T との関係性を経験的に記述する、いわゆる構成方程式⁽¹²⁾

$$\dot{\epsilon} \propto \sigma^n d^{-p} \exp(-Q/RT)$$

(ただし n は応力指数、 p は粒径指数、 Q は変形の活性化エネルギー、 R は気体定数)に基づき、フラッシュ現象が変形応力に及ぼす試料温度上昇効果について検討した。図2(b)に、フラッシュ現象下3Y-TZPのひずみ速度 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ における変形応力(公称ひずみ10%時)と試験片温度の逆数との関係を示す。変形応力は図中の黒のデータが粒径の補正をする前の数値であり、白抜きデータのデータは公称ひずみ10%における平均粒径の実測値を用い、構成方程式に基づいて粒径 $=0.4 \mu\text{m}$ での変形応力に変換した値である⁽¹¹⁾。また比較のため、通常の3Y-TZPの既報データ⁽¹³⁾を併せて示した。粒径補正した変形応力は、通常の変形応力と比べても明らかに低減しており、また見積もられる変形の活性化エネルギーは約 $410 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ であり、通常の変形の活性化エネルギー($550 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ⁽¹²⁾)と比べて低下していた。フラッシュ現象下でのTZPは粒界すべりを主体として進行すると考えられており⁽¹⁰⁾、また粒界すべりの律速過程は通常の変形と同様にZrカチオンの拡散であると推測される。フラッシュ現象下での変形応力の低減は、Zrカチオンの拡散の促進に起因しているとするれば、フラッシュ現象下での粒成長の加速という結果とも矛盾しない。

(3) 高温変形に及ぼすフラッシュ現象の非熱的効果

前節で述べたように、フラッシュ現象はTZPの高温変形や粒成長を促進させることは明らかであるが、大きな引張り伸びを生じるような電圧・電流条件下では発生するジュール熱が大きく、また粒成長が非常に加速されるため、速度論的解析において粒径成分を取り除くことが困難であった。そこで筆者らのグループは、高温塑性変形を生じるための電流値を比較的抑制でき、且つジュール熱を抑えつことが可能となるフラッシュ現象下での3Y-TZPの通電下高温三点曲げ試験を実施した⁽¹⁴⁾。

平均粒径 $0.36 \mu\text{m}$ の3Y-TZP緻密体を、通常の大気中無加圧焼結により 1400°C で作製し、角柱状(断面 $3 \times 4 \text{ mm}^2$ 、スパン長 16 mm)に研削加工して三点曲げ試験片とした。高温三点曲げ試験は、SiC製治具を設置した電気炉付属の機械試験機を用いて炉内温度 $900^\circ\text{C} \sim 1300^\circ\text{C}$ で実施した。試験開始前に、外部電源からPt線を介し、試料端部長手方向にDC電場を印加してフラッシュ現象を起こし、所定の電流が安定して通電していることを確認して三点曲げ試験を実施し

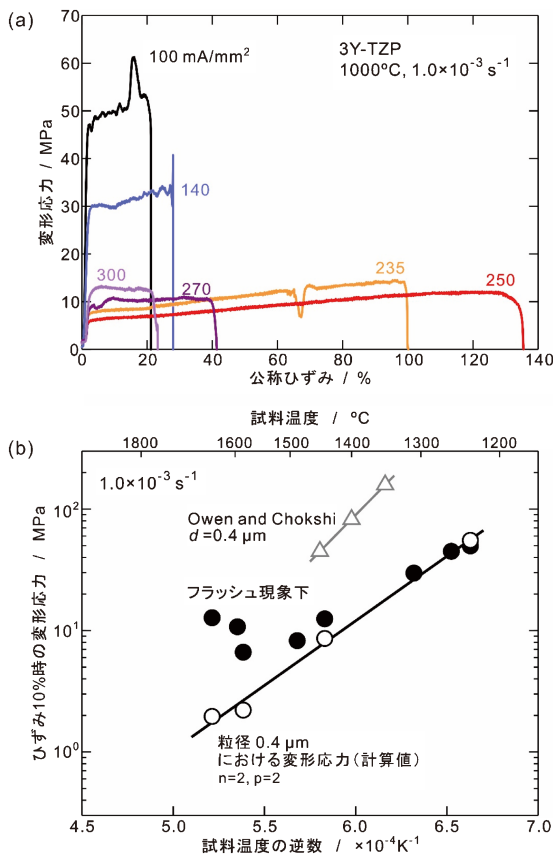


図2 (a)DC電場印加によるフラッシュ現象発現下での3Y-TZPの応力-ひずみ曲線の電流密度依存性⁽¹¹⁾。(b)フラッシュ現象下での変形応力の試料温度依存性。比較のために、通常試験の結果⁽¹²⁾を併せて示す。

た。また試験中試料温度は放射温度計で計測した。例えば炉内温度1100°C、フラッシュ現象下での試料温度1230°C、変位速度1.7 mm・min⁻¹(ひずみ速度3×10⁻³s⁻¹)の条件下で曲げ試験を行った場合、試験片は亀裂を生じず100 MPa以下の変形応力で定常的に塑性変形を生じた。一方、同じ試料温度およびひずみ速度で通電せずに三点曲げ試験を実施した場合には、変形応力は500 MPa超の値を示して殆ど塑性変形を示さず脆性的に破壊した。1230°Cという温度は、試料の焼結温度(1400°C)と比べてかなり低く、本来であれば原子拡散による物質輸送も限定的であることから、限られた高温塑性流動しか起こらないのは妥当な結果である。フラッシュ現象下での塑性流動後の試料の微細組織を観察すると、約20%の塑性変形後も等軸粒、すなわち特定の方向に伸長していない等方的形状の結晶粒から成る微細組織を維持していた。また平均粒径は0.37 μm~0.39 μmであり、粒成長は限定的であった。こうした微細組織は、フラッシュ現象下での塑性流動も粒界すべりを主体として進行していることを示唆している。これは3Y-TZPの通常的高温変形と同様の変形

機構であり⁽¹²⁾、フラッシュ現象の発現によってそれが促進されたと結論づけることができる。変形応力とひずみ速度の両対数プロットを図3(a)に示す。図中、丸で示したデータはフラッシュ現象下で試料温度1140°C~1380°Cにおける変形応力とひずみ速度のデータ、灰色の曲線は1350°C~1450°Cにおける平均粒径0.3 μmの3Y-TZPの高温三点曲げ試験の結果⁽¹⁵⁾である。フラッシュ現象下、通常的高温三点曲げ試験のいずれも同様の変形応力-ひずみ速度関係を示しているが、試料温度に大きな差がある。例えば、フラッシュ現象下で試料温度1230°Cのデータは、温度1450°Cにおける通常試験でのデータとほぼ一致している。すなわち、フラッシュ現象はTZPの高温変形において、試料温度200°C程度上昇させるのと同程度の効果を有すると言える。

また図3(a)の変形応力-ひずみ速度関係から求められる、変形の活性化エネルギーを図3(b)に示す。比較のため、通常的高温三点曲げ試験の結果⁽¹⁵⁾から見積もられる変形の活性化エネルギーも併せて示す。通常の変形の活性化エネルギーは520 kJ・mol⁻¹であり、これはTZPの高温変形において報告される値と同等である。この活性化エネルギーの値は、粒界すべりの律速過程である、応力緩和のためのZrカチオンの拡散の活性化エネルギーを反映した値であると解釈されている⁽¹²⁾。これに対し、フラッシュ現象下では、その数値に多少のばらつきはあるものの、300 kJ・mol⁻¹以下の値となった。フラッシュ現象下での高温塑性流動の促進は、この活性化エネルギーの低減に反映されていると捉えることもできる。恐らく、この活性化エネルギーの低下は、粒界すべりの律速過程であるZrカチオンの拡散が促進されたことに関連しており、Zrカチオン空孔の形成エネルギーの低下もしくはZrカチオンの拡散素過程におけるエネルギー障壁の減少に起因していると推測される。

このように、Y-TZPの高温塑性流動はフラッシュ現象によって明らかに促進されており、その促進効果は粒界すべりの律速過程である拡散の加速に起因していると考えられるべきである。さらに、フラッシュ現象の及ぼす拡散促進効果においては、ジュール熱による試料温度上昇以外の、いわば非熱的な機序が重要な役割を果たしていると考えられる。

フラッシュ状態で引き起こされる高温変形の促進現象は、8 mol% Y₂O₃安定化立方晶ZrO₂多結晶体(8YSZ)の高温クリープ変形においても報告されている⁽¹⁶⁾。ここにおいても、フラッシュ現象が高温変形に及ぼす非熱的效果について言及されている。

2節に述べたように、フラッシュ焼結のメカニズムとして熱暴走現象が主に考えられてきた。一方、上述の高温変形に関する研究は、フラッシュ現象による原子拡散促進効果に非熱的要因の寄与が決して無視できないことを示していると著者は考えている。

(4) 強電磁場下の機能賦活メカニズム

フラッシュ現象が原子拡散の加速をもたらす非熱的要因・機序は未だ説明されていないが、幾つかのヒントとなる知見

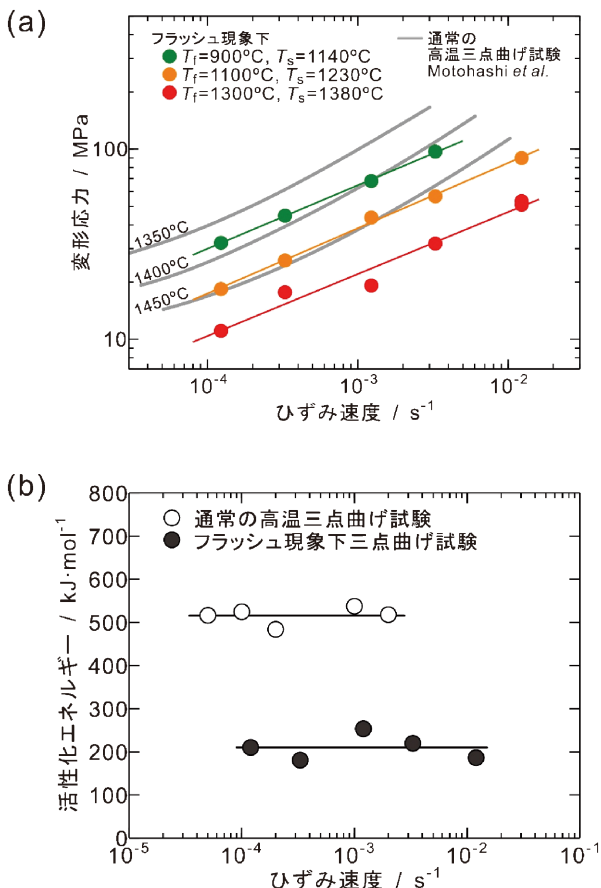


図3 (a)DC 電場によるフラッシュ現象発現下での3Y-TZPの高温三点曲げ試験により得られた変形応力とひずみ速度の関係⁽¹³⁾。図中、T_fは炉内温度、T_sは試料温度である。比較のため、通常的高温三点曲げ試験により得られた応力-ひずみ速度関係⁽¹⁵⁾を併せて示す。(b)変形応力の温度依存性から得られる変形の活性化エネルギー。通常的高温三点曲げ試験の既報値⁽¹⁵⁾から得られた変形の活性化エネルギーを併せて示す。

が得られつつある。重要な知見の一つは、フラッシュ焼結が酸化物試料に対して強還元作用を持つという事実である。

フラッシュ焼結後に酸化物が強還元状態になるという実験的根拠については、著者らのグループにより得られた結果を中心に文献⁽²⁾に詳しく述べられている。例えば、フラッシュ焼結により緻密化された ZrO_2 多結晶体⁽²⁾や Y_2O_3 多結晶体⁽¹⁷⁾、また BaTiO_3 ⁽¹⁸⁾において、フラッシュ焼結緻密化に伴い高濃度の酸素空孔が特に粒界近傍に導入されることが酸素 K-edge やチタン L_{23} -edge エネルギー損失吸収端微細構造 (ELNES) によって示されている。最近では、8 mol% Y_2O_3 安定化立方晶 ZrO_2 において、DC 電場下でのフラッシュ焼結中に岩塩構造の ZrO が生成することが報告されている⁽¹⁹⁾。さらに、8YSZ 系セラミックスにおいて、AC 強電場を用いたフラッシュ現象を起こすことにより、室温で擬弾性的挙動を示すようになることがナノインデンテーション計測により明らかとなった⁽²⁰⁾。これは YSZ で従来報告されているような、 300°C ~ 700°C で認められる内部摩擦の増加や弾性定数の低下⁽²¹⁾ に対応するような現象が、フラッシュ現象を経て室温で発現するようになったと考えられ、酸素空孔との関連性が議論されている。

こうした結果を総合すると、フラッシュ現象の発現に繋がるような強電磁場の印加により、酸化物セラミックスに(おそらく酸素欠陥に関わるような)点欠陥が高濃度に導入されたと考えられ、且つこうした点欠陥がフラッシュ現象下で起こる特異な拡散物質輸送現象や力学応答の発現に繋がる機能コアを形成していると推測される。現況、フラッシュ現象において認められる酸化物の電気伝導率の上昇やカチオン拡散の促進に、高濃度で導入される酸素空孔が関連しているという直接の根拠は今のところ得られていない。しかしながら、点欠陥の導入とカチオン拡散との関係性を解明するための分子動力学計算⁽²²⁾ や第一原理計算の試み⁽²³⁾ など、フラッシュ現象のメカニズムの解明に繋がる理論的研究が始まっており、機能コアの概念に立って本課題に取り組むことが肝要であると著者は考えている。

4. まとめと今後の展望

強電磁場の印加によるフラッシュ焼結ないしフラッシュ現象の発現を利用すると、酸化物セラミックスの焼結緻密化や高温変形が著しく促進される。また、本稿で紹介したように、その起源には非熱的な要因が関係していることが明らかになりつつある。さらに、フラッシュ現象発現によって導入されると推測される点欠陥が、この非熱的な要因と深く関係することが示唆される。筆者は現時点では、この構造を強電磁場によって導入される機能コアとみなし得るのではないかと考えている。今後、詳細な微細組織観察やさまざまな分光分析、また理論解析を通して、強電磁場印加による機能コア

構造の解明と共に、それを利用した材料創製・機能発現へと発展できるものと期待している。

なお本稿で紹介させて頂いた研究の一部は、科学研究費助成事業・新学術領域研究 (JP19H05792) および JST 戦略的創造研究推進事業 (CREST: JPMJCR1996) の支援を受けて実施されたものであり謝意を表す。

文 献

- (1) M. Cologna, B. Rashkova and R. Raj: *J. Am. Ceram. Soc.*, **93** (2010), 3556-3559.
- (2) 山本剛久, 吉田英弘: *までりあ*, **57**(2018), 272-380.
- (3) 吉田英弘: *までりあ*, **59**(2020), 37-43.
- (4) 吉田英弘, 増田紘士, 森田孝治, 山本剛久: *までりあ*, **60** (2021), 19-24.
- (5) Y. Zhang, J.-I. Jung and J. Luo: *Acta Mater.*, **94**(2015), 87-100.
- (6) D. Yadav and R. Raj: *Scr. Mater.*, **134**(2017), 123-127.
- (7) R. I. Todd, E. Zapata-Solvas, R.S. Bonilla, T. Sneddon and P.R. Wilshaw: *J. Eur. Ceram. Soc.*, **35**(2015), 1865-1877.
- (8) R. Raj: *J. Am. Ceram. Soc.*, **99**(2016), 3226-3232.
- (9) K. Nambu, K. Morita, K. Soga, T. Yamamoto, H. Masuda and H. Yoshida: *J. Eur. Ceram. Soc.*, **42**(2022), 567-575.
- (10) H. Yoshida and Y. Sasaki: *Scr. Mater.*, **146**(2018), 173-177.
- (11) Y. Sasaki, K. Morita, T. Yamamoto, K. Soga, H. Masuda and H. Yoshida: *Scr. Mater.*, **194**(2021), 113659.
- (12) K. Hiraga, B.-N. Kim, K. Morita, H. Yoshida, T.S. Suzuki and Y. Sakka: *Sci. Technol. Adv. Mater.*, **8**(2007), 578-587.
- (13) D.M. Owen and A.H. Chokshi: *Acta Mater.*, **46**(1998), 667-679.
- (14) H. Motomura, D. Tamao, K. Nambu, H. Masuda and H. Yoshida: *J. Eur. Ceram. Soc.*, **42**(2022), 5045-5052.
- (15) Y. Motohashi, K. Watanabe, M. Ohmori and M. Kubota: *Trans. Japan Soc. Mech. Eng.*, **56**(1990), 1876-1884.
- (16) K. Morita and B.-N. Kim: *J. Eur. Ceram. Soc.*, **42**(2022), 2341-2348.
- (17) H. Yoshida, K. Morita, B.-N. Kim, Y. Sakka and T. Yamamoto: *Acta Mater.*, **106**(2016), 344-352.
- (18) Y. Nakagawa, H. Yoshida, A. Uehashi, T. Tokunaga, K. Sasaki and T. Yamamoto: *J. Am. Ceram. Soc.*, **100**(2017), 3843-3850.
- (19) H. Charalambous, S.K. Jha, J.S. Okasinski and T. Tsakalakos: *Scr. Mater.*, **190**(2021), 22-26.
- (20) H. Masuda, K. Morita, T. Tokunaga, T. Yamamoto and H. Yoshida: *Acta Mater.*, **227**(2022), 117704.
- (21) Y. Kimura, T. Kushi, A. Unemoto, K. Amezawa and T. Kawada: *Ceramics*, **1**(2018), 287-303.
- (22) W. Xu, A. Maksymenko, S. Hasan, J.J. Melendez and E. Olevsky: *Acta Mater.*, **206**(2021), 116596.
- (23) Y. Dong, L. Qi, J. Li and I.-W. Chen: *arXiv preprint* (2018). *arXiv:1808.05196*.



吉田英弘

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
1997年 東京大学大学院工学研究科修士課程修了
1999年 東京大学大学院新領域創成科学研究科助手
2004年 物質・材料研究機構研究員
2019年 2月- 現職
専門分野: セラミック材料学
◎構造用酸化物セラミックスにおける焼結, 超塑性,
相変態などの高温物質輸送について研究. 特に電
場・電流がこれら輸送現象に及ぼす影響に注目して
いる.
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★