最近の研究

アモルファス酸化物の構造変化および結晶化に伴うナノポーラス化

仲村龍介[*1)]　石丸　学[*2)]　平田秋彦[**]　佐藤和久[1)***]
多根正和[*2)]　君塚　肇[****]　今野豊彦[2)***]　中嶋英雄[*3)]

1. はじめに

アモルファスは液体を凍結したランダム状態であり，通常，結晶よりも密度が低い．金属では，アモルファスと結晶の密度差は1～2％程度であることが知られている[(1)]．それに対して，酸化物の場合，**表1**に示すように，アモルファスと結晶間の密度差が大きいものが存在する[(2)-(7)]．例えば，Al_2O_3では，アモルファスとγ-Al_2O_3相（アモルファスの結晶化によって出現する相）の密度差は20％[(2)(3)]，WO_3では約30％である[(4)(5)]（アモルファスの密度は作製プロセスに依存し多少の変動はあるようであるが，結晶との密度差が大きいことは多くの文献で示されている）．これは，表に示すようなアモルファス酸化物が潜在的に過剰な空隙（自由体積）を含有することを示唆している．低密度のアモルファス酸化物が構造緩和あるいは結晶化し高密度化する過程において，「マクロな密度差」が「局所的なボイド」に形を変えれば，ポーラス構造が得られる可能性がある．著者らは，最近の研究により，アモルファスAl_2O_3[(8)(9)], WO_3[(8)]およびTa_2O_5[(10)]薄膜を結晶化させると高密度のナノボイドが形成される現象を見い出し，新しいナノポーラス酸化物構造体が得られることを示した．電気化学プロセスによって，Al[(11)], W[(12)]およびTa[(13)]表面にナノポーラス酸化物層が形成されることはよく知られているが[(14)]，化学的なプロセスとは異なり，著者らがここで取り扱う現象はアモルファス酸化物が固有に有する特性に依拠している．

表1　酸化物におけるアモルファスと結晶の密度．

	アモルファス (10^3 kg/m^3)	結晶 (10^3 kg/m^3)	密度差 (％)
Al_2O_3[(2)(3)]	2.8～3.2	3.69	18～22
WO_3[(4)(5)]	5.0～5.6	7.16	22～30
Ta_2O_5[(6)(7)]	7.31～7.68	8.36	8～13

本稿では，原子レベルの空隙である自由体積の自己組織化が引き起こすナノポーラス化現象に関するこれまでの研究結果を概説する．3つのアモルファス酸化物の結晶化に伴うナノボイドの形成挙動の特徴，Ta_2O_5に見られる配向性ナノボイドの成長，および，第3元素の導入が引き起こすアモルファス構造の変化とボイド形成の促進効果，の3つの内容について記す．

2. 実験方法

アモルファス酸化物薄膜は，電子ビーム蒸着および抵抗加熱蒸着装置（Al_2O_3）と高周波スパッタリング装置（WO_3, Ta_2O_5）を用いて作製された．蒸着源およびスパッタリング

* 大阪大学産業科学研究所；1)助教　2)准教授　3)教授（〒567-0047 茨木市美穂ヶ丘8-1）
** 東北大学原子分子材料科学高等研究機構；助教
*** 東北大学金属材料研究所；1)助教　2)教授
**** 大阪大学大学院基礎工学研究科；准教授
Formation of Nanoporous Structures Through Structural Change and Crystallization of Amorphous Oxides; Ryusuke Nakamura*, Manabu Ishimaru*, Akihiko Hirata**, Kazuhisa Sato***, Masakazu Tane*, Hajime Kimizuka****, Toyohiko J. Konno*** and Hideo Nakajima*(*The Institute of Scientific and Industrial Research, Osaka University, Ibaraki. **WPI Advanced Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai. ***Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai. ****Graduate School of Engineering Science, Toyonaka)
Keywords: *amorphous oxides, crystallization, nanoporous, TEM, radial distribution function, HAADF-STEM, molecular dynamics simulation*
2012年1月6日受理

のターゲットには純度99.9%以上の酸化物を用いた．NaCl結晶をへき開して現れる清浄な面に成膜し，蒸留水中でNaCl基板から分離した薄膜を透過型電子顕微鏡(TEM)観察用のPtメッシュですくい，TEM試料とした．膜厚は，15～30 nm程度である．アモルファス酸化物薄膜を573～1123 Kの範囲で1 hr，大気中で加熱し，結晶化に向けた構造変化とボイド形成挙動をHitachi H-800, JEOL 3000FおよびFEI Titan80-300の3つのTEMを用いて観察した．

3. アモルファス酸化物の構造変化および結晶化に伴うボイド形成

(1) Al_2O_3 および WO_3 におけるボイド形成[8]

図1に，電子ビーム蒸着により作製したアモルファスAl_2O_3の(a)蒸着後(加熱前)および大気中(b) 973 K, (c) 1073 K, (d) 1123 Kで1 hr加熱した後の明視野像と対応する電子回折図形(a′)-(d′)を示す．蒸着後(a)には見られないコントラストの変化が973 Kでの加熱後に出現しており，平均径約2 nmのボイドの形成が認められる．電子回折図形はハローパターンを呈しており，973 K, 1 hrの加熱後にはアモルファス構造が維持されていると判断される．したがって，結晶化前のアモルファス構造を保った状態でボイド形成が起こると言える．1073 Kでのアニール後(c)には，アモルファス相中に結晶相が出現している．図1(c)のアモルファス領域Aと結晶領域Bの拡大像からも明らかなように，結晶中のボイドはアモルファス中のボイドよりも大きい．結晶相中の平均ボイド径は2.6 nmであった．1123 Kで加熱すると薄膜全体がγ-Al_2O_3に結晶化し，ボイド平均径は3.0 nm

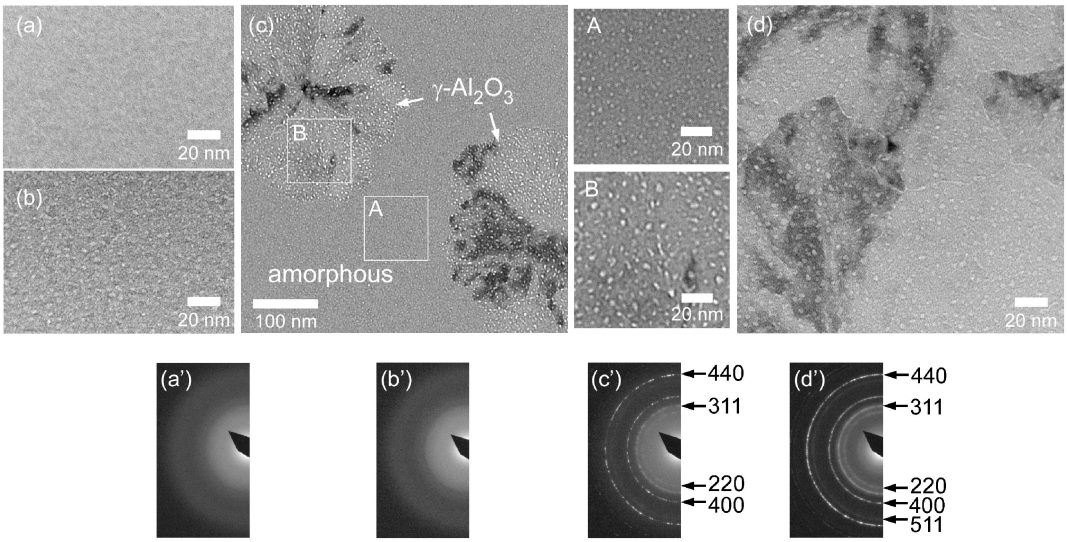

図1　アモルファスAl_2O_3を大気中で加熱した際のボイド形成挙動を示すTEM像[8]．(a)加熱前，(b) 973 K, (c) 1073 K, (d) 1123 Kで1 hr加熱後．(A)および(B)は(c)中の対応する領域の拡大図．(a′)～(d′)は(a)-(d)に対応する電子回折図形．

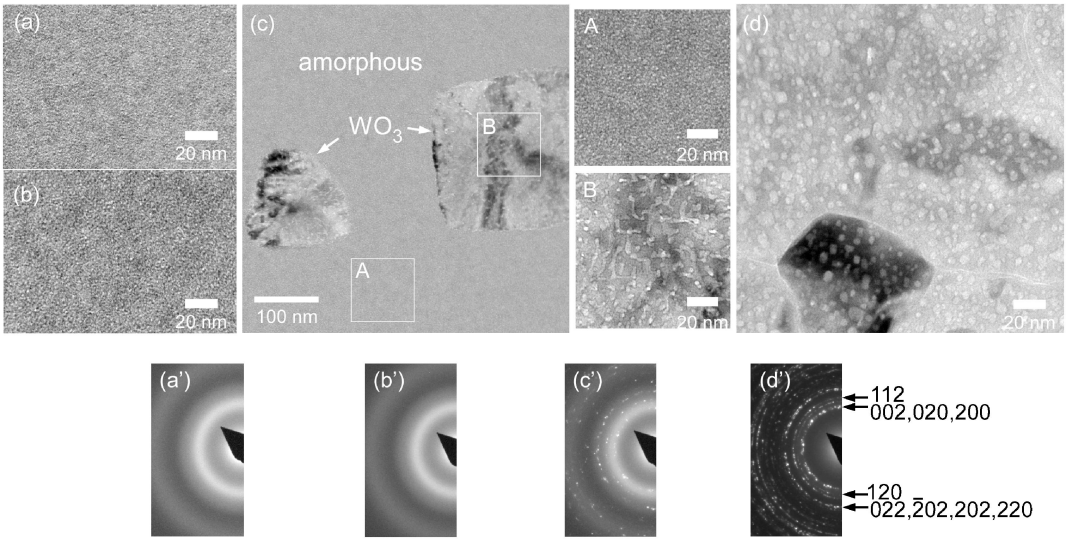

図2　アモルファスWO_3の加熱に伴うボイド形成挙動[8]．(a)加熱前および(b) 573 K, (c) 623 K, (d) 673 Kで1 hr加熱後．(A)および(B)は(c)中の対応する領域の拡大図．(a′)～(d′)は(a)-(d)に対応する電子回折図形．

であった．

同様に，アモルファスWO_3におけるボイド形成挙動を**図2**に示す．結晶化する前の573 Kでの加熱後に，2 nm程度のボイドが生成し(b)，623 K以上の加熱による単斜晶型WO_3への結晶化に伴ってボイドが成長した(c, d)．結晶化後の最大ボイド径は13 nmにもなり，Al_2O_3に比べてボイド成長が顕著である．

Al_2O_3およびWO_3のボイド形成挙動には，(1)成膜したアモルファスを加熱することによりボイド形成が起こる，(2)結晶化によってボイド成長が起こる，という共通する特徴が見られる．加熱後のアモルファスAl_2O_3およびWO_3にはナノメーター(ボイドサイズ)レベルの密度揺らぎが存在し，アニールによる構造変化によって低密度な領域がボイドとなって出現したものと考えられる[8]．低密度領域には，過剰な原子レベルの空隙，すなわち，自由体積が多量に含有されると予想される．Taneらは，弾性率測定および分子動力学シミュレーションに基づきアモルファスAl_2O_3の構造変化の詳細を明らかにした[15]．アモルファスAl_2O_3は主に，OがAlに4, 5, 6配位したAlO_4, AlO_5, AlO_6多面体を基本単位として構成されるが[3][15][16]，アモルファスの密度増加とAlO_6の割合の増加に相関関係があることが示された．密度揺らぎの本質は，AlO_6の割合の違いであり，これが高密度化過程における不均質な体積収縮をもたらし，ナノボイド形成の主要因と考えられる[15]．

(2) Ta_2O_5における配向性ナノボイドの形成[10]

アモルファスAl_2O_3やWO_3で見られたようなボイド生成および成長は，アモルファスTa_2O_5においても観察される．しかしながら，Ta_2O_5の場合には，結晶中に生成するボイドは特定方向に配向する自己組織化挙動を示す．この特異なボイド形成挙動の観察結果を以下に示す．

図3は，アモルファスTa_2O_5薄膜の加熱前から973 Kまでの加熱による構造変化を示したTEM像および電子回折図形である．Al_2O_3やWO_3の場合と同様に，アモルファス構造を維持したままボイドの生成が起こる．しかしながら，加熱後のアモルファスTa_2O_5に生成するボイド平均径は，773 Kで2.3 nm，973 Kで3.5 nmと加熱温度の上昇に伴って増加しており，結晶化前の段階でボイドの成長が起こっている．これは，Al_2O_3やWO_3では見られない傾向である．アモルファス構造中で起こるボイド成長は，アモルファスTa_2O_5中に潜在的に含まれる自由体積の量が著しく大きいことに起因するものであろう．図3(e)に示す973 Kでの加熱後のTEM像には，アモルファス母相中に結晶化領域が見られる．結晶の中心付近(写真の左上側)のボイドは球状であるが，アモルファスとの界面に近い領域では，成長面に対して垂直方向にボイドが伸長する傾向が見られており，特定面の成長とボイドの配向化に関係があることが示唆される．

さらに高温の1023 Kで加熱すると薄膜全体が結晶化し，ボイドの配向化が明瞭に観察された．ボイドが特定方向に配向した2つの領域の明視野像，電子回折図形および電子回

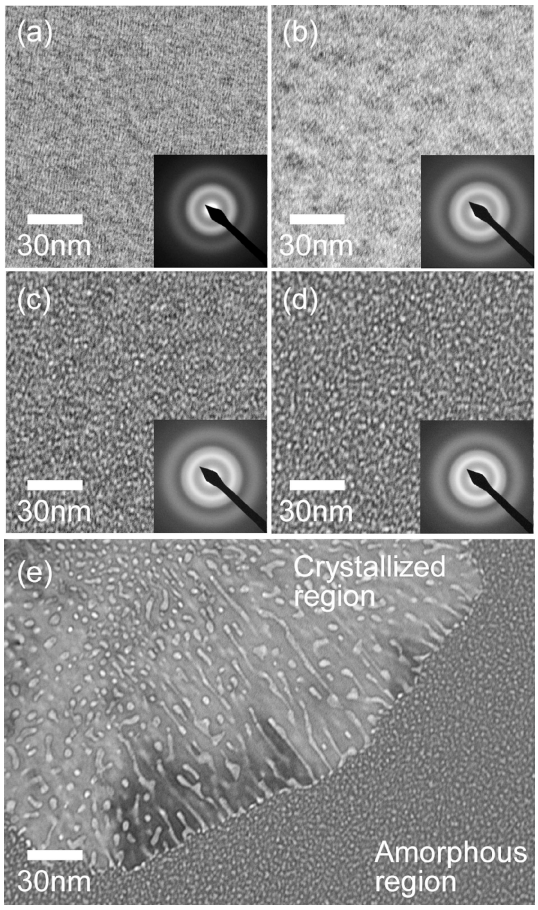

図3　アモルファスTa_2O_5の加熱によるボイド形成挙動を示す明視野像および電子回折図形[10]．(a)加熱前および(b) 773 K, (c) 873 K, (d) 923 K, (e) 973 Kで1 hr加熱後．

折シミュレーション像を**図4**に示す．電子回折図形の解析結果より，結晶相は斜方晶型で低温相(L–Ta_2O_5)[7][17]と呼ばれる相と一致した．L–Ta_2O_5は，単位セルのa, b, c軸がそれぞれ0.389, 4.029, 0.620 nm[17]であり，b軸がaおよびc軸に比べて著しく長く，強く異方的な結晶構造をとる．図4(a)および(b)の領域は，入射電子の方向がa軸に垂直となっている．2つの異なる領域の写真から，ボイドは[100]方向に配向し，長軸のb軸に対しては垂直という特徴が見い出せる．**図5**に示す3次元像からも，ボイドが特定の方向に配向する様子が捉えられた．ボイドの配向化と斜方晶型Ta_2O_5の異方的結晶構造には相関があると推測される．

ボイドの配向および伸長は，結晶の成長に連動していると考えられる．図3(e)に示すように，結晶の中心付近(写真の左上側)のボイドが球状に近い形状であるのは，結晶成長の初期段階では多様な方位への成長が起こるためである．結晶成長の進行に伴って，成長速度の速い面が消滅し，成長の遅い面(この場合は(100))が残ってファセットを形成すると，図3(e)の界面付近に見られるようなボイドの配向および伸長化が付随して起こると考えられる．おそらく，b軸方向の周期性が長いために，(100)面内でのb軸方向への原子の積

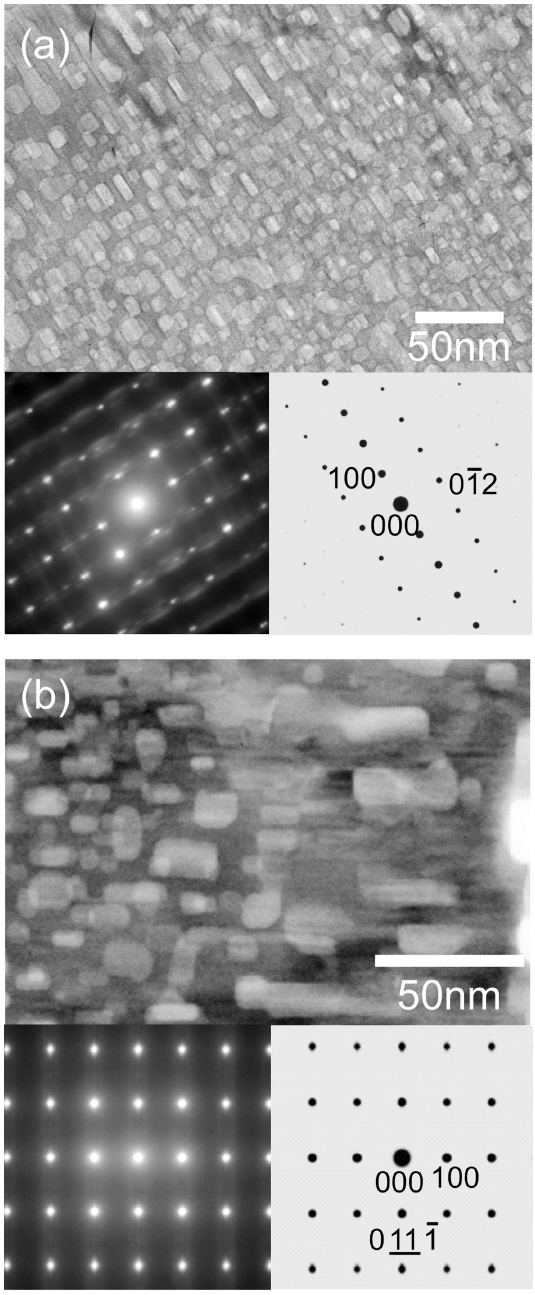

図 4　アモルファス Ta_2O_5 を 1023 K, 1 hr 加熱し結晶化した異なる 2 つの領域(a)(b)の明視野像，電子回折図形および電子回折シミュレーション像[10].

層には時間を要すると考えられる．b 軸方向の長周期構造は，(100)面の成長速度が遅いことに関連していると思われる．(100)面の成長が遅いことにより，結晶中の既存のボイドが，界面でアモルファス側の自由体積を吸収し一方向的な成長が起こるのであろう．

4.　W を含むアモルファス Al_2O_3 におけるボイド形成の促進[9]

前節では，3 種類のアモルファス酸化物の結晶化に向けた構造変化に伴って生じるボイド形成挙動について解説した．この節では，アモルファス Al_2O_3 中に導入された第 3 元素がボイド形成挙動に与える影響を見ていきたい．

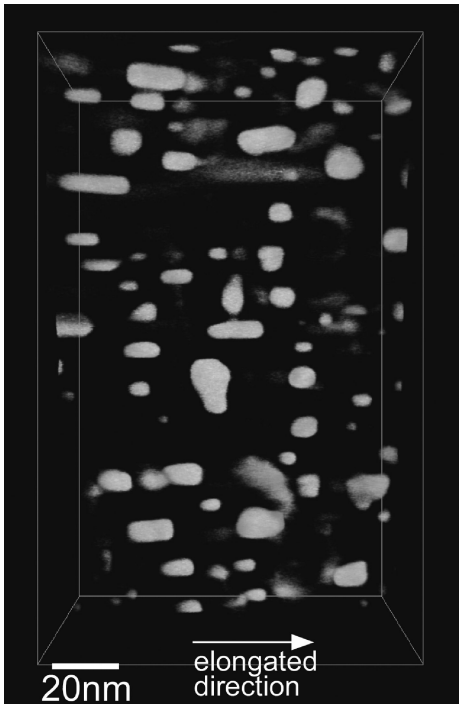

図 5　HAADF–STEM により観察された斜方晶 Ta_2O_5 (1023 K, 1 hr)中の配向性ボイドの 3 次元構築像[10].

コイル状の W ヒーターを抵抗加熱源として Al_2O_3 を真空蒸着すると，10 at％程度の W を含有するアモルファス Al_2O_3 膜(以下，Al_2O_3–W)が得られる[9]．このアモルファス Al_2O_3–W を加熱すると，電子ビーム蒸着により作製した W を含まない Al_2O_3(以下，EB–Al_2O_3)同様にナノボイドが形成されるが，以下に示すように，W を含まない EB–Al_2O_3 に比べてボイド径が増大する“ボイド形成の促進効果”が観察された．著者らは，第 3 元素としての W がボイド形成の促進効果に寄与していると推測し，このボイド促進効果の解明に向けて，W の有無によるアモルファス構造の動径分布関数の比較，および，走査型透過電子顕微鏡(STEM)観察による W の存在状態の観察からアプローチした．その研究結果を紹介する．

(1)　ボイド形成挙動の観察

図 6 に Al_2O_3–W 薄膜の(a)加熱前，(b) 973 K および(c) 1073 K でそれぞれ 1 hr 加熱した後の明視野像と電子回折図形を示す．図 1 に示した EB–Al_2O_3 の場合と同様に，973 K で結晶化前のアモルファス構造を維持したままボイドが生成し，1073 K での結晶化に伴いボイドの成長が起こる．図 6 (c)の電子回折図形は γ–Al_2O_3 の回折パターンと一致しており，W を含有してもアモルファス Al_2O_3 は γ–Al_2O_3 へ結晶化する．Al_2O_3–W の973および 1073 K での平均ボイド径

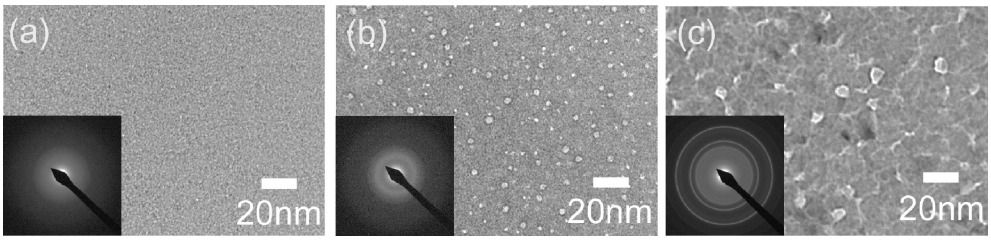

図6　抵抗加熱蒸着により作製されたWを含むアモルファスAl_2O_3の(a)加熱前および(b) 973 K, (c) 1073 Kで1 hr加熱後のTEM像[9].

は，それぞれ3.3および6.9 nmである．結晶化前のAl_2O_3–Wのボイド径はEB–Al_2O_3の結晶化後の値を上回っており，ボイド成長の促進は明らかである．

ボイド成長の促進の原因としては，Wの添加がアモルファスAl_2O_3の結晶化速度を高める効果やアモルファスAl_2O_3の相安定性を低下させ結晶化温度を下げる効果が考えられる．しかしながら，アモルファス状態でのAl_2O_3–Wのボイド径が結晶化後のEB–Al_2O_3のボイド径を上回っているという事実から，結晶化の促進によりボイド形成が見掛け上早まるという効果は本質的な原因とはならない．アモルファス構造自体の変化がボイド径の増大を引き起こしているという立場に立ち，アモルファス構造の評価を行った．その結果を次節に示す．

(2)　Wの導入による動径分布関数の変化

図7に蒸着後のEB–Al_2O_3およびAl_2O_3–Wの電子回折図形を解析して得られた動径分布関数を比較して示す．アモルファスEB–Al_2O_3の動径分布関数には，Al–O, O–Oおよび Al–Al結合に対応するピークが0.18, 0.28および0.32 nm付近に出現する特徴が見られる．一方，Al_2O_3–Wの動径分布関数は，EB–Al_2O_3と大きく異なっている．特徴的なのは，Al_2O_3–WのAl–O結合に対応する第1ピークの強度がEB–Al_2O_3に比べて半分程度であり，結合距離rの大きい側にブロードに分布している点である．これは，Wの導入が，アモルファスAl_2O_3の構造に大きな変化をもたらしたことを表している．アモルファスWO_3中のWは5価と6価の状態で存在し，それに応じてW–Oボンド長は0.14～0.24 nmと広範に分布すると言われている[18][19]．Al_2O_3–Wの第1ピークの分布範囲は，W–Oボンド長の分布範囲とよく一致している．したがって，Wの導入によるW–Oボンドの形成が，第1ピークのブロード化の主な要因と解釈できる．

この第1ピークのブロード化はいったい何を意味するのか？分子動力学シミュレーションによって得られたAl_2O_3の液体モデルおよびそれを急冷して得られるアモルファスモデルの動径分布関数から議論をしたい．**図8**には，2600 Kの液体状態(太線)，これを300 Kに急冷したアモルファス状態(実線)および700 Kでのアモルファス状態(点線)の動径分布関数を重ねて示す．(分子動力学シミュレーションの詳細については文献(9)および(15)を参照されたい)．アモルファス(300 K)，アモルファス(700 K)および液体(2600 K)，の密度はそれぞれ，3.34, 3.29および2.82×10^3 kg/m^{3}である．密度の低下に伴い，第1ピークの強度は低下しブロードになり，液体ではそれが顕著となる．アモルファスと液体の動径分布関数の違いは，図7に示した加熱前のアモ

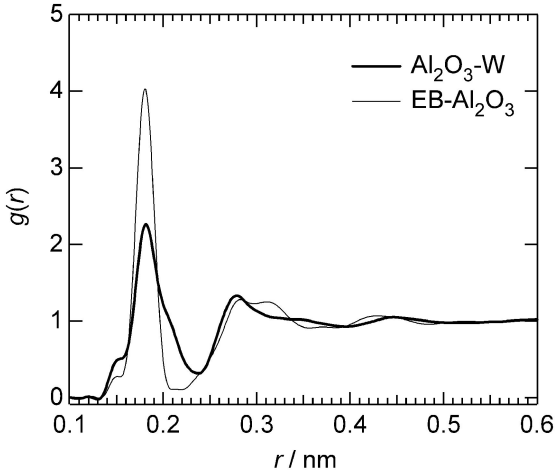

図7　アモルファスEB–Al_2O_3(実線)およびAl_2O_3–W(太線)の加熱前の動径分布関数の比較[9].

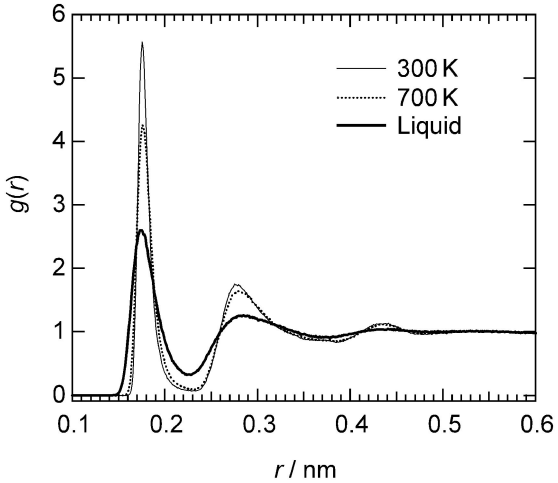

図8　アモルファスおよび液体Al_2O_3における動径分布関数の分子動力学シミュレーション[9]．実線：アモルファスAl_2O_3モデル(300 K, 3.34×10^3 kg/cm^3)，点線：アモルファスAl_2O_3モデル(700 Kで加熱，3.29×10^3 kg/cm^3)，太線：液体モデル(2600 K, 2.82×10^3 kg/cm^3).

ルファス EB–Al_2O_3 と Al_2O_3–W の状況に類似しており，W の導入が疑似的に液体 Al_2O_3 状態に見られるような局所構造を作り出していることを示唆する．アモルファス Al_2O_3 は 4, 5 および 6 配位の AlO_n 多面体（$n = 4, 5, 6$）によって構成されるのに対して，液体 Al_2O_3 にはこれらに加えて 3 配位の構造単位が加わる[3][15][16][20]．つまり，配位構造の多様性の増大が密度の低下，すなわち，自由体積の増大をもたらすと推測される．W の導入は，アモルファス Al_2O_3 の原子レベルの構造をより乱雑にする効果があると言える．

次に，各加熱温度での動径分布関数を**図 9** に比較して示す．図 9(a) のアモルファス EB–Al_2O_3 においては，加熱前と，973および 1073 K で加熱した後の動径分布関数はほぼ一致しており，動径分布関数からは明瞭な構造変化は観測されていない．一方，図 9(b) に示す Al_2O_3–W から得られた動径分布関数には，加熱温度の増加に伴う変化が見られる．温度上昇に伴って，第 1 ピークの強度が増加してシャープになる傾向が表れ，また，第 2 ピーク付近にも変化が観測される．これらの傾向は，高温における原子移動によりアモルファス Al_2O_3–W の構造が変遷していることを示唆している．0.28 nm 付近の第 2 ピークの形状は，加熱前はシャープであるのに対して，加熱後にはブロード化しており，EB–Al_2O_3 の形状に近づいているように見える．

アモルファス Al_2O_3–W の温度に伴う構造変化を，次の STEM を用いた高角度環状暗視野法（HAADF）による W 存在状態の観察結果と照らし合わせて，詳しく見ていきたい．

⑶ HAADF–STEM による W 存在状態の観察

図10(a) および (b) にそれぞれ加熱前および 773 K で 1 hr 加熱した後のアモルファス Al_2O_3–W の HAADF–STEM 像を示す．加熱前の HAADF–STEM 像には，1 nm を下回るサイズの輝点が分布している．HAADF 法では，原子番号の二乗に比例したコントラストが得られることから，輝点は W を主成分とするクラスターと見なしてよい．この解釈が妥当であることは，⑴均一な膜厚のアモルファス Al_2O_3 に W クラスターを埋め込んだ場合，⑵ W 原子が固溶した場合，および，⑶アモルファス Al_2O_3（W を含有しない）の膜厚に大きな変動がある場合，の分子動力学法によるシミュレーション像を比較し，検証している[9]．W ヒーターを抵抗加熱源として Al_2O_3 を蒸着すると，W クラスターが埋め込まれた特異なアモルファス構造が形成されることを図10(a) は示している．これが図 8 の動径分布関数に表れる劇的な構造変化の要因となっている．773 K で加熱すると，輝点は

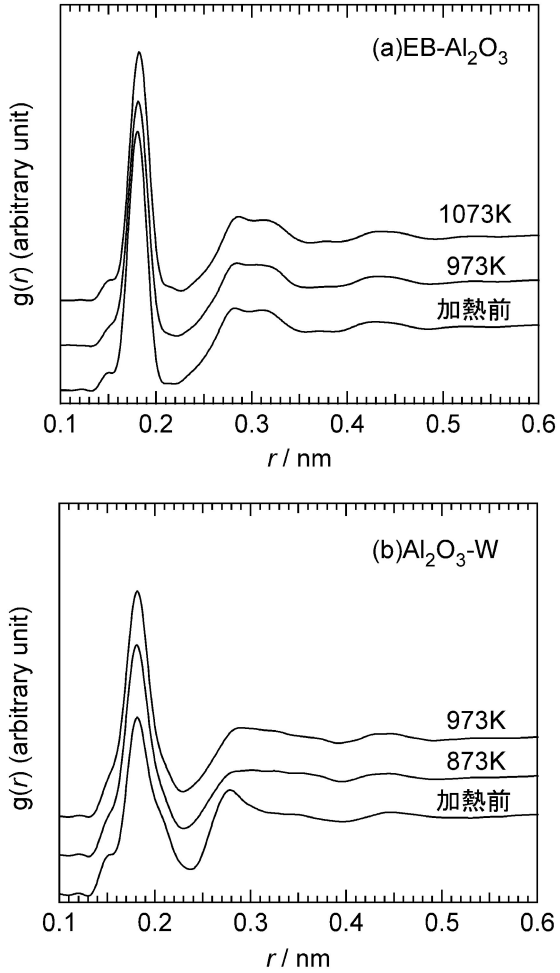

図 9　アモルファス (a) EB–Al_2O_3 および (b) Al_2O_3–W の加熱前および加熱後の動径分布関数[9]．

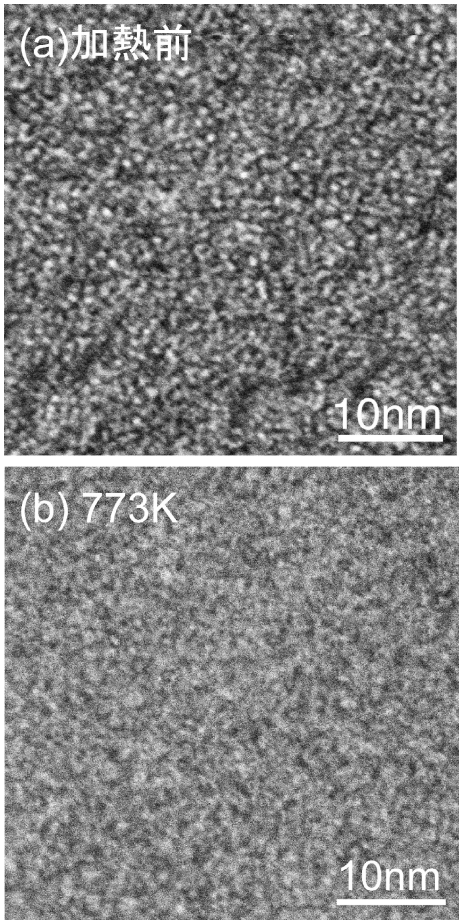

図10　アモルファス Al_2O_3–W の (a) 加熱前および (b) 773 K, 1 hr 加熱後の HAADF–STEM 像[9]．

消滅しコントラストは平坦化する．これは，クラスターを形成していたWが解離して拡散しアモルファスマトリックスに固溶したことを示している．加熱によるWの存在状態の変化は，図9(b)に示した動径分布関数の温度上昇に伴う変化と対応している．例えば，温度上昇に伴う第1ピーク強度の増加は，Al–Oマトリックスへの W 原子の固溶によるボンド長の均一化と解釈することが可能である．第2ピークの変化については解釈が難しいが，Wに由来する結合の変化を反映していると思われる．

動径分布解析とHAADF–STEM観察の2つの解析手法により，アモルファスAl_2O_3へのWの導入がアモルファス構造における原子レベルの不均一性を助長し，疑似的に液体状態のような局所構造を誘起することがわかった．配位数や原子結合間距離の多様性の増大は，原子レベルの空隙である自由体積の増大をもたらすと推測される．この自由体積の増大がボイド径増大の主な要因となるというのが我々の解析によって得られた結論である．

5. おわりに

アモルファスAl_2O_3, WO_3およびTa_2O_5内部で起こるボイド形成に関する最近の研究結果を紹介した．アモルファス酸化物が潜在的に含有する過剰な体積が，結晶化に向けた構造変化の過程でナノボイドとなる．それぞれの酸化物のアモルファス構造や第3元素の影響によって，ボイド形成挙動にも変化が表れる．Taneら[15]の解析が示すように，酸化物の配位構造を整理して理解することが，種々のアモルファス酸化物におけるボイド形成挙動を解明するポイントになると思われる．また，結晶化後のボイド形態にも酸化物の結晶構造に応じて特異性が生まれることがわかった．結晶構造とボイド形態の関連性についても引き続き研究を進めている段階である．今後の研究を通じて，ナノボイドの制御性についての指針が得られれば，各酸化物の特性に応じた物性評価の研究にもつながってゆくと考えている．本研究の内容に多くの方が興味を持っていただければ幸いである．

本稿の内容は，酒道武浩氏と田中康太氏の大阪大学大学院修士学位論文研究結果の一部である．本研究の実施にあたって，大阪大学超高圧電子顕微鏡センター，大阪大学産業科学研究所総合解析センターおよび東北大学百万ボルト電子顕微鏡室の透過型電子顕微鏡を利用させていただいた．関係者の皆様への謝意を表する．本研究の一部は，文部科学省・科学研究費補助金・若手研究(B)およびグローバルCOEプログラム「構造・機能先進材料デザイン教育研究拠点」の支援のもとに実施された研究である．

文　献

(1) D. Weaire, M. F. Ashby, J. Logan and M. J. Weins: Acta Metall., **19**(1971), 779–788.
(2) I. Levin and D. Brandon: J. Am. Ceram. Soc., **81**(1998), 1995–2012.
(3) G. Gutierrez and B. Johansson: Phys. Rev. B, **65**(2002), 104202.
(4) M. S. Mattsson: Phys. Rev. B, **58**(1998), 11015.
(5) Y. Kimura and C. Kaito: J. Crys. Growth, **250**(2003), 450–457.
(6) D. Lüzenkirchen–Hecht and R. Frahm: Physica B, **283**(2000), 108–113.
(7) Y.–N. Wu, L. Li and H.–P. Cheng: Phys. Rev. B, **83**(2011), 144105.
(8) R. Nakamura, T. Shudo, A. Hirata, M. Ishimaru and H. Nakajima: Scr. Mater., **64**(2011), 197–200.
(9) R. Nakamura, M. Ishimaru, A. Hirata, K. Sato, M. Tane, H. Kimizuka, T. Shudo, T. J. Konno and H. Nakajima: J. Appl. Phys., **110**(2011), 064324.
(10) R. Nakamura, K. Tanaka, M. Ishimaru, K. Sato, T. J. Konno and H. Nakajima: Scr. Mater., **66**(2012), 182–185.
(11) H. Masuda and K. Fukuda: Science, **268**(1995), 1466–1468.
(12) H. Tsuchiya, J. M. Macak, I. Sieber, L. Taveira, A. Ghicov, K. Sirotna and P. Schmuki: Electrochem. Comm., **7**(2005), 295–298.
(13) K. Kamada, M. Mukai and Y. Matsumoto: Electrochim. Acta, **49**(2004), 321–327.
(14) 土谷博昭，藤本慎司：金属，**80**(2011), 743–750.
(15) M. Tane, S. Nakano, R. Nakamura, H. Ogi, M. Ishimaru, H. Kimizuka and H. Nakajima: Acta Mater., **59**(2011), 4631–4640.
(16) S. K. Lee, S. B. Lee, S. Y. Park, Y. S. Yi and C. W. Ahn: Phys. Rev. Lett., **103**(2009), 095501.
(17) R. S. Roth, J. L. Waring and H. S. Parker: J. Solid State Chem., **2**(1970), 445–461.
(18) A. Kuzmin and J. Purans: J. Phys. Condens. Matter, **5**(1993), 2333.
(19) G. A.de Wijs and R. A.de Groot: Phys. Rev. B, **60**(1999), 16463.
(20) C. Landron, L. Hennet, T. E. Jenkins, G. N. Greaves, J. P. Coutures and A. K. Soper: Phys. Rev. Lett., **86**(2001), 4839–4842.

仲村龍介

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
2004年3月　東北大学大学院工学研究科博士課程修了
2004年4月　東北大学金属材料研究所研究機関研究員
2005年4月　大阪大学産業科学研究所特任研究員，同年9月特任助手
2006年5月–大阪大学産業科学研究所助手(2007年4月より助教)
専門分野：固体材料の拡散，格子欠陥
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

石丸　学

平田秋彦

佐藤和久

多根正和

君塚　肇

今野豊彦

中嶋英雄