

Contrôler la microstructure des céramiques nucléaires

De nouveaux outils pour des matériaux adaptables

Nicolas Clavier, Renaud Podor, Johann Ravaux, Galy Ingrid Nkou Bouala et Nicolas Dacheux

- Résumé** Le frittage constitue une étape importante de la fabrication des matériaux céramiques. C'est donc également le cas pour les combustibles nucléaires qui doivent répondre à de nombreuses exigences liées aux conditions extrêmes rencontrées au sein des réacteurs. Il apparaît alors nécessaire de disposer d'outils performants permettant d'anticiper la microstructure de tels matériaux et son évolution. Dans ce cadre, cet article présente les nouvelles potentialités offertes par la microscopie électronique à balayage en mode environnemental à haute température (HT-MEBE) pour l'étude du frittage des céramiques nucléaires. Cette méthode permet, en particulier, d'accéder à des données inédites concernant l'évolution de la microstructure lors du traitement thermique et d'anticiper son devenir à travers l'établissement rapide de cartes de frittage.
- Mots-clés** **Microscopie, frittage, céramique, matériaux nucléaires, oxyde de cérium, oxyde de thorium.**
- Abstract** **Nuclear ceramics microstructure control: new tools for versatile materials**
Sintering is one of the key-step during the processing of ceramic materials. This also applies for nuclear fuels that must deal with numerous requirements linked with the extreme conditions encountered in the reactors. Dedicated tools are then needed to monitor the microstructure of such materials and forecast their evolution. In this frame, this paper presents the new potentialities offered by the use of environmental scanning electron microscope at high temperature (HT-ESEM) for the study of nuclear ceramics sintering. This method particularly allows the acquisition of original data dealing with the kinetics of the microstructure evolution and could be applied to the rapid establishment of sintering maps.
- Keywords** **Microscopy, sintering, ceramic, nuclear materials, cerium oxide, thorium oxide.**

Depuis les premières poteries façonnées au Paléolithique, l'Homme n'a eu de cesse de concevoir et de fabriquer des matériaux céramiques pour des applications les plus diverses. Le principe de leur élaboration reste néanmoins identique, basé sur la transformation d'un agglomérat de poudre en un matériau dense par le biais d'un traitement thermique à haute température appelé frittage. Au-delà de la terre cuite (*keramos*, en grec) qui porte leur étymologie, les céramiques dites « techniques » sont de nos jours au cœur de nombreux secteurs économiques, que ce soit dans le domaine de l'aéronautique, de la mécanique ou encore de la santé. C'est également le cas pour l'industrie nucléaire, où les matériaux céramiques jouent un rôle prépondérant à travers les combustibles utilisés dans les centrales électronucléaires actuelles, constitués d'oxyde d'uranium (UO_2) ou d'oxydes mixtes d'uranium et de plutonium (MOx) [1]. Dans le futur, des matrices céramiques de confinement pourraient par ailleurs permettre de disposer de solutions spécifiques pour le stockage de certains déchets nucléaires [2].

Quelle que soit la nature du matériau céramique considéré et son champ d'application, l'une de ses caractéristiques essentielles réside dans sa microstructure. Cette dénomination, qui regroupe plusieurs paramètres physico-chimiques, dont en particulier la taille des grains ainsi que la quantité et la répartition de la porosité résiduelle, peut être

considérée comme une véritable « carte d'identité » du matériau. De plus, la microstructure des matériaux céramiques est très fréquemment reliée à leurs propriétés en conditions d'usage. C'est en particulier le cas de la résistance mécanique, la microstructure ayant notamment un impact direct sur la dissipation des fissures. De même, la microstructure joue un rôle important lors de la dissolution des matériaux céramiques. Ce processus, essentiel lors du retraitement du combustible nucléaire usagé, se déroule en effet préférentiellement aux joints de grains : une augmentation de leur nombre conduit alors généralement à une accélération de la vitesse absolue d'altération [3].

Le développement de nouveaux éléments combustibles, notamment dans le cadre du groupement international Forum Génération IV [4] destiné à mettre au point les réacteurs nucléaires du futur, passe donc par une maîtrise accrue de leur microstructure. En effet, celle-ci doit être en mesure de s'accommoder de conditions d'utilisation de plus en plus extrêmes, aussi bien en termes de température que de fluence neutronique. Que ces combustibles soient, comme cela est le cas actuellement, de type oxyde, ou fassent appel à de nouvelles classes de céramiques (carbures ou nitrures par exemple), ils doivent donc intégrer des spécifications précises de manière à répondre aux exigences sous-tendues par leurs conditions d'usage et par les règles de

sécurité. Le contrôle de la microstructure de ces matériaux « nucléaires » revêt alors une importance capitale.

La formation de la microstructure : des interfaces en évolution... difficiles à saisir

Pour parvenir à maîtriser l'état final d'un matériau céramique, il convient tout d'abord d'en comprendre la formation. Depuis les premiers modèles développés dans les années 1950, notamment par Coble [5], le frittage est décrit à travers trois étapes (figure 1). Lors du stade initial, les gradients de contraintes générés par la courbure de la surface des grains induisent la formation de ponts assurant la cohésion mécanique de l'échantillon (①). Par la suite, le stade intermédiaire (②) et le stade final (③) se caractérisent par un grossissement des grains entraînant successivement la fermeture de la porosité ouverte (c'est-à-dire connectée à la surface), puis celle de la porosité fermée. Le caractère constamment évolutif des grains et de leurs interfaces communes rend donc la prévision de la microstructure particulièrement ardue. Cette complexité est par ailleurs accrue par les nombreux paramètres gouvernant ce processus : température et durée du traitement thermique, atmosphère environnante, forme et taille des grains, etc.

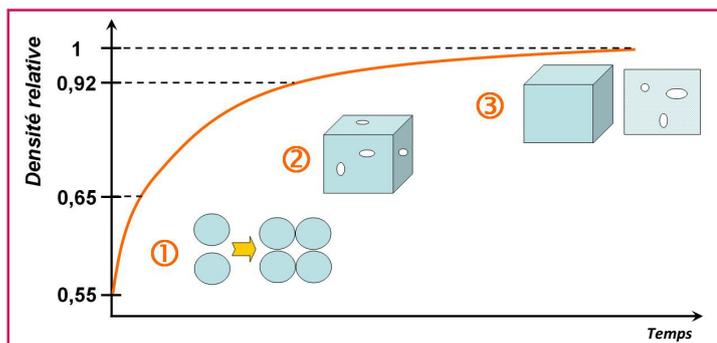


Figure 1 - Évolution de la microstructure d'une céramique au cours du frittage (d'après [6]).

Expérimentalement, les travaux dédiés au frittage des céramiques reposent fréquemment sur des études dilatométriques, au cours desquelles la contraction du compact lors du traitement thermique (associée à sa densification) est mesurée. Il est alors possible d'évaluer les conditions nécessaires à l'obtention d'un solide dense, en particulier concernant la température et la durée du traitement thermique. Parallèlement, la microstructure des échantillons peut être caractérisée, d'une part à travers des mesures de densité (pycnométrie), et d'autre part par des observations par microscopie optique ou électronique. Les données obtenues ne constituent donc qu'un « instantané » correspondant à un état donné de la microstructure et ne permettent pas d'accéder aux processus dynamiques (mouvements des joints de grains et des pores) se déroulant lors du frittage.

Pour compléter ces résultats et permettre d'acquérir expérimentalement *in situ* des données jusqu'alors uniquement issues de simulations numériques, plusieurs techniques ont été mises en œuvre au cours des dernières années. La microscopie électronique en transmission en température (HT-MET) est ainsi en mesure de fournir des informations précieuses quant à l'évolution de l'organisation cristallographique régnant au sein des grains [7]. Néanmoins, l'analyse demeure trop locale pour permettre l'acquisition de données

à une échelle représentative de celle de l'ensemble de l'échantillon. De même, la microtomographie par rayons X apparaît comme une technique puissante conduisant à une reconstruction de la topographie de l'échantillon en trois dimensions. En revanche, elle est limitée par sa résolution spatiale ainsi que par les temps d'acquisition requis, largement incompatibles avec la cinétique des phénomènes diffusifs impliqués lors de la densification et de la croissance granulaire [8]. Dans ce contexte, les récents progrès effectués dans le domaine de la microscopie électronique à balayage, en particulier *via* l'utilisation du mode environnemental (MEBE), semblent être en mesure d'offrir des solutions adaptées aux problèmes posés par l'étude de l'évolution des interfaces solide/solide lors de la formation de la microstructure des matériaux céramiques.

Le MEBE : un véritable laboratoire sous l'œil du microscope

Le premier avantage lié à l'utilisation d'un tel type de microscope en regard des microscopes électroniques classiques est simple : l'existence d'un vide secondaire autour de l'échantillon n'est plus nécessaire à l'observation. De même, la préparation préalable de l'échantillon (métallisation) peut être évitée. Le mode environnemental repose ainsi sur l'utilisation de détecteurs spécifiques dénommés GSED (« gaseous secondary electron detector ») qui ne collectent non plus directement les électrons secondaires réémis par l'échantillon, mais les ions résultant de la collision de ces derniers avec les molécules du gaz environnant. L'existence d'une pression partielle, jusqu'à plusieurs centaines de Pascals, d'un gaz choisi (dioxygène, argon, hélium, hydrogène, vapeur d'eau...) permet donc d'étudier directement des échantillons dans leur milieu réactionnel. De même, l'insertion d'une cellule haute température dans la chambre du microscope (figure 2) permet de réaliser des observations de la surface d'un matériau lors de son traitement thermique à des températures pouvant atteindre 1 400 °C.

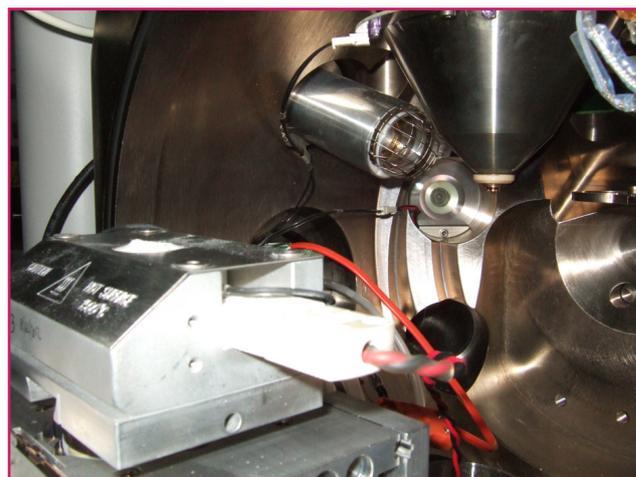


Figure 2 - Mise en place de la cellule haute température dans la chambre du MEBE.

Un tel dispositif expérimental a donc été mis à profit pour étudier les modifications microstructurales survenant au cours du frittage de matériaux céramiques d'intérêt pour le cycle du combustible électronucléaire. Dans un premier temps, ces études se sont portées sur les oxydes de cérium (CeO_2) et de thorium (ThO_2), pouvant être considérés comme des composés modèles des oxydes d'uranium et de

plutonium. Les poudres préparées ont tout d'abord été mises en forme par pastillage uniaxial de manière à obtenir une pastille cylindrique « à cru », c'est-à-dire n'ayant subi aucun traitement thermique et ne possédant donc pas de tenue mécanique. La pastille a alors été fragmentée avant qu'un éclat d'environ 200 μm de côté ne soit prélevé puis disposé dans la cellule haute température du microscope. Puis des micrographies ont été enregistrées séquentiellement au cours de paliers isothermes à des températures comprises entre 1 000 et 1 400 $^{\circ}\text{C}$, en considérant systématiquement la même zone de l'échantillon.

Observation *in situ* de la microstructure : le frittage comme au cinéma

Une fois les micrographies collectées, leur compilation a permis d'aboutir à de véritables films rendant compte des aspects dynamiques de l'évolution des interfaces solide/solide lors du frittage. La *figure 3* présente à titre d'exemple les données obtenues durant le frittage de CeO_2 à 1 300 $^{\circ}\text{C}$ durant 8 heures (vidéo accessible en ligne [9]). Cette série d'images montre clairement le phénomène de croissance granulaire, associé à des déplacements des joints de grains et des pores, en bon accord avec les modèles développés depuis plusieurs années. Outre cet aspect qualitatif, l'intérêt premier de l'utilisation du MEBE à haute température réside dans la possibilité de déterminer quantitativement des grandeurs associées aux phénomènes observés. Celles-ci peuvent être obtenues à l'échelle d'un grain unique ou à celle, plus globale, d'une population de plusieurs centaines de grains, rendant compte d'une évolution plus générale de la pastille.

La *figure 4* présente l'évolution de la taille moyenne des grains au cours du traitement thermique, suivie par analyse d'images d'une population de 100 à 500 grains. Au-delà de l'aspect prédictif pouvant permettre d'anticiper la taille de grains obtenue pour des conditions de traitement thermique données (temps, température), l'intérêt de telles données réside également dans la compréhension des mécanismes à l'œuvre durant le frittage. En effet, l'évolution de la granulométrie est généralement modélisée par une loi de puissance du type $G^m - G_0^m = kt$, dans laquelle l'exposant m est caractéristique du mécanisme diffusionnel opérant lors de la formation des ponts et/ou du grossissement des grains. L'ajustement de la courbe obtenue en traçant l'évolution du paramètre $(G - G_0)$ (*figure 4*) permet donc de déterminer la valeur de m , conduisant le plus souvent à mettre en évidence une diffusion contrôlée par les joints de grains ($m = 2$) ou par les pores ($m = 3-4$). De même, un régime de croissance

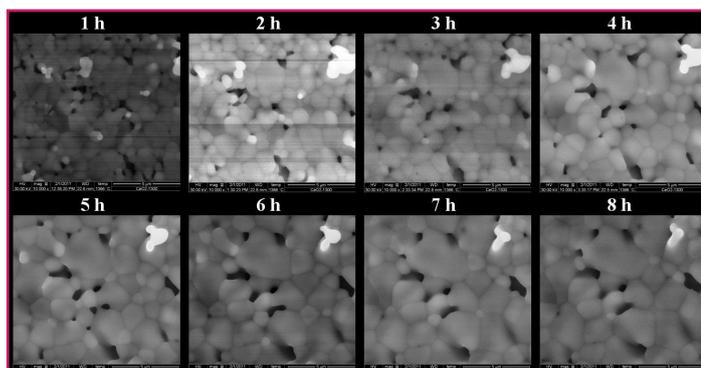


Figure 3 - Micrographies HT-MEBE enregistrées *in situ* lors du frittage de CeO_2 à 1 300 $^{\circ}\text{C}$.

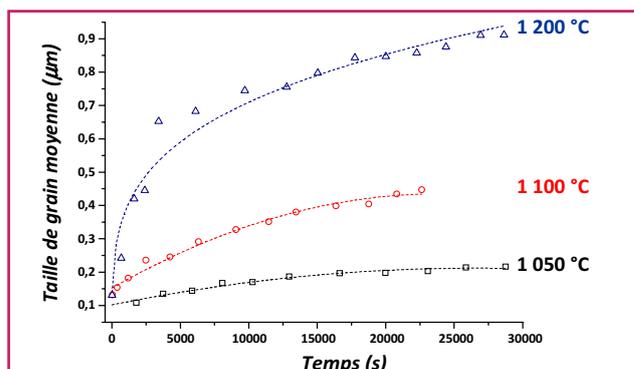


Figure 4 - Évolution de la taille de grains moyenne lors du frittage de CeO_2 à différentes températures [10].

exagérée, caractérisé par la migration des pores à l'intérieur des grains, peut être illustré par ce type de mesure, en complément de la simple observation microscopique de la répartition de la porosité au sein de l'échantillon.

La très bonne résolution spatiale conservée lors des observations menées *in situ* pendant les traitements thermiques, typiquement voisine de 10 nm, permet également de recueillir des informations à l'échelle de grains individuels. Le grossissement ayant lieu *via* l'élimination des petits grains au profit des plus gros, deux cas de figures peuvent être observés : soit un grain grossit, soit il voit sa taille diminuer jusqu'à ce qu'il disparaisse. Dans chaque situation, le suivi de la distance séparant deux frontières opposées permet d'accéder à une grandeur pouvant être assimilée à la mobilité des joints de grains (*figure 5*). Dans les solides étudiés, les valeurs déterminées sont généralement de l'ordre de $1 \mu\text{m}\cdot\text{h}^{-1}$ et constituent les premières données acquises expérimentalement pour des matériaux céramiques [11]. La mobilité des joints de grains montre néanmoins de fortes fluctuations au cours du temps, correspondant à des ralentissements ou des accélérations importants de la croissance du grain considéré au cours du temps. Ces derniers illustrent bien le caractère dynamique et interdépendant des grains au sein de la microstructure. En effet, le devenir d'un grain (grossissement ou élimination) est essentiellement lié à des critères géométriques, comme la courbure des interfaces, qui dépendent directement du nombre de grains voisins. Ainsi, s'il est difficile d'anticiper le devenir d'un grain d'après ces seules observations, ces dernières permettent tout de même de mettre en évidence des comportements n'étant généralement pas pris en compte dans les modèles mathématiques. C'est par exemple le cas de grains initialement en régime de croissance et voyant cette tendance s'inverser jusqu'à leur disparition totale.

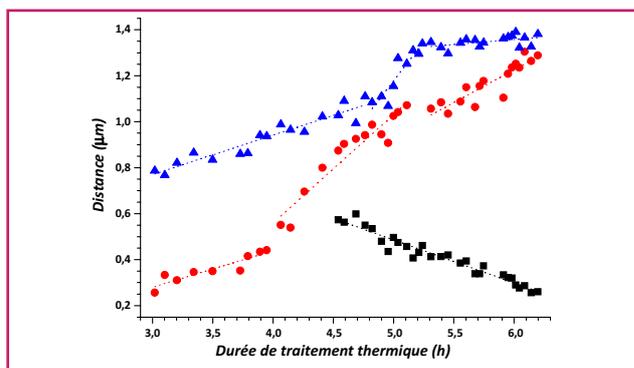


Figure 5 - Évolution de la distance entre les joints de grains à la surface d'une pastille de ThO_2 lors du frittage à 1 400 $^{\circ}\text{C}$ [12].

D'autres phénomènes inattendus ont également été observés concernant l'élimination de la porosité. Comme dans le cas des grains, le déplacement des pores est essentiellement provoqué par des différences de courbure des interfaces liées à leur position entre les grains. Néanmoins, une partie de la porosité peut se retrouver sous forme intragranulaire, se présentant alors comme des sphères piégées à l'intérieur des grains et devenant donc difficile, voire impossible, à éliminer sur la base des modèles existants. Dans de telles conditions, les micrographies enregistrées par HT-MEBE ont permis de montrer qu'il était possible d'observer une migration de pores intragranulaires vers la surface allant jusqu'à leur élimination complète. De la même manière que pour les joints de grains, une valeur de la mobilité a alors pu être évaluée et reliée à la taille des pores étudiés [11]. L'ensemble de ces données montre donc bien que les observations réalisées sur les différents échantillons sont à la fois de nature qualitative et quantitative et permettent d'accéder à des données complètement inédites pour les matériaux céramiques.

Un allié précieux pour les techniques existantes

En parallèle à de telles données, souvent destinées à alimenter des modèles mathématiques ne bénéficiant que rarement de point de comparaison expérimental, d'autres résultats découlant des observations *in situ* en température peuvent être confrontés à ceux issus de techniques de caractérisation conventionnelles du frittage. C'est notamment le cas lors de la détermination des énergies d'activation associées à la densification des échantillons, qui peut être effectuée par de nombreuses méthodes, mettant entre autres en jeu des analyses dilatométriques (méthode de Dorn, par exemple) [13]. Dans ce cas, la diversité des conditions expérimentales employées par les auteurs conduit fréquemment à un ensemble de valeurs peu homogènes. De plus, il est souvent difficile d'attribuer ces valeurs à une étape donnée de la densification, c'est à dire de la corréler soit à l'établissement des ponts, soit au grossissement des grains.

En revanche, l'acquisition des constantes cinétiques de croissance des grains à différentes températures par le biais des données HT-MEBE permet de déterminer simplement, par le biais d'un diagramme d'Arrhenius (figure 6), des valeurs d'énergie d'activation pouvant directement être corrélées aux stades finaux du frittage. Les premières données obtenues pour CeO_2 (290 $\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$) [10] et ThO_2 (435 $\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$) [12] présentent un bon accord général avec les valeurs issues de la littérature, tout en pouvant être considérées comme des références vis-à-vis des stricts mécanismes de croissance granulaire.

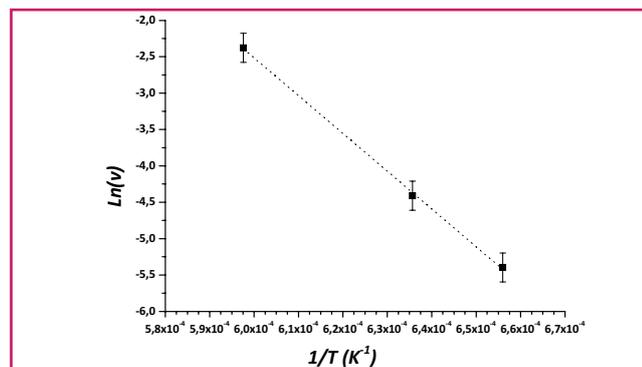


Figure 6 - Variation du logarithme de la vitesse de croissance granulaire en fonction de l'inverse de la température lors du frittage de ThO_2 [12].

Les données relatives à la croissance des grains peuvent également être combinées à celles issues d'autres techniques expérimentales. Une telle démarche a notamment permis de proposer une méthode originale pour l'établissement de cartes de frittage. Ces diagrammes, qui reportent la variation de la taille moyenne de grain en fonction de la densité d'un échantillon, constituent un outil de choix afin de contrôler la microstructure des matériaux céramiques [14]. Néanmoins, ces cartes demeurent peu utilisées, en particulier dans le domaine des matériaux du nucléaire, principalement en raison de la quantité importante de données expérimentales requises et du temps d'acquisition associé. En effet, la construction de ces abaques requiert de nombreuses expérimentations à des températures et des durées différentes afin d'obtenir des résultats exploitables. Il a déjà été montré que les données HT-MEBE conduisaient facilement, après traitement d'image, à l'évolution de la taille de grain moyenne au sein d'un échantillon. Parallèlement, une analyse dilatométrique menée dans des conditions expérimentales rigoureusement identiques permet de déterminer, dans l'hypothèse d'une densification isotrope, la variation de la densité relative du compact. La combinaison des deux jeux de données, déterminées à différentes températures, permet donc de reconstruire rapidement une carte de frittage (typiquement en quelques jours contre plusieurs semaines, voire mois auparavant). Cette méthode a été appliquée lors de l'étude du frittage du dioxyde de thorium (thorine) et a permis d'établir pour la première fois la carte de frittage de ce matériau (figure 7). C'est également l'une des seules reportée à ce jour concernant des composés à base d'actinides.

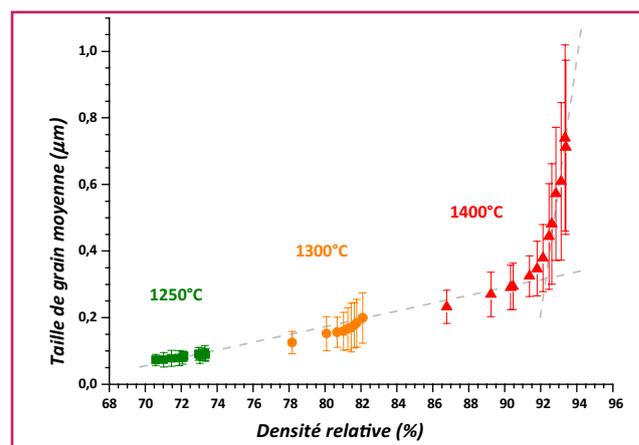


Figure 7 - Carte de frittage de ThO_2 [12].

Quelles potentialités pour le futur ?

Tous les résultats d'ores et déjà obtenus concernant l'étude du frittage des céramiques nucléaires par le biais d'observations HT-MEBE soulignent la puissance de cette technique et son caractère polyvalent. Quelques limitations sont toutefois à noter. En particulier, la visualisation de la seule surface de l'échantillon doit être considérée avec prudence, et des micrographies de l'intérieur du matériau céramique doivent être périodiquement enregistrées de manière à s'assurer de l'absence d'effets de surface lors du traitement thermique (notamment dans le cas d'une croissance granulaire accélérée). En outre, même si les dispositifs expérimentaux utilisés ont permis d'enregistrer des images à des températures élevées (1 400 °C), ces dernières n'atteignent pas encore celles généralement considérées pour le frittage des combustibles nucléaires (proches de 1 700 °C).

Par ailleurs, les observations réalisées à la surface de pastilles durant leur densification ont pour l'instant uniquement permis de mettre en évidence les variations morphologiques liées au stade intermédiaire et au stade final du frittage. L'étape initiale, caractérisée par l'établissement de ponts entre les grains, présente en effet une cinétique trop rapide, liée à une faible taille de grain initiale (10 à 50 nm). Néanmoins, plusieurs travaux sont actuellement en cours pour parvenir à observer et à déterminer des données cinétiques et thermodynamiques quantitatives relatives à cette étape. Ceux-ci reposent en particulier sur la synthèse de poudres nanométriques de morphologie sphérique contrôlée permettant la confrontation de données expérimentales inédites à celles issues de modèles numériques basés sur des configurations géométriques simplifiées [15]. Comme dans le cas des pastilles, le comportement d'assemblages de deux ou trois grains (*figure 8*) pourra ainsi être suivi lors de paliers isothermes afin d'évaluer l'évolution de plusieurs paramètres d'intérêt tels que la taille des grains, le diamètre de ponts ou la distance entre les centres des grains.

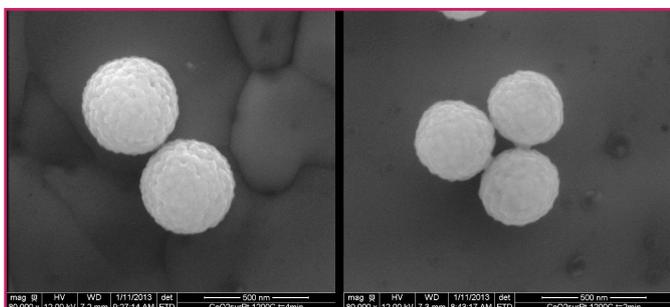


Figure 8 - Micrographies de nanosphères d'oxyde de cérium CeO_2 .

Enfin, au-delà des phénomènes relatifs à la densification, l'anticipation du comportement des matériaux céramiques nucléaires nécessite de connaître et de prévoir les évolutions microstructurales liées à d'autres étapes clés du cycle du combustible. C'est notamment le cas lors des processus d'altération, qu'il s'agisse de la dissolution totale du combustible usagé à des fins de retraitement ou de la lixiviation d'une matrice de confinement lors d'un scénario accidentel de stockage en formation géologique profonde. Dans de telles conditions, il est en effet important de mettre en évidence la nature des zones présentant une durabilité chimique plus faible (jonctions triples ou joints de grains, par exemple) et de pouvoir corréliser leur évolution au suivi de l'inventaire en solution. L'observation *in situ* de la surface de matériaux céramiques incorporant des actinides en présence d'une couche mince de solution d'altération constitue ainsi sans nul doute le prochain défi à relever, tant du point de vue technique que scientifique, pour la microscopie électronique en mode environnemental.

Références

- [1] *Les combustibles nucléaires*, Monographie de la Direction de l'Énergie Nucléaire, Éditions Le Moniteur, **2008**.
- [2] Dacheux N., Clavier N., Robisson A.C., Terra O., Audubert F., Lartigou J.E., Guy C., Immobilisation of actinides in phosphate matrices, *C.R. Chimie*, **2004**, 7, p. 1141.
- [3] Clavier N., du Fou de Kerdaniel E., Dacheux N., Le Coustumer P., Drot R., Ravoux J., Simoni E., Behavior of thorium-uranium(IV) phosphate-diphosphate sintered samples during leaching tests. Part II. Saturation processes, *J. Nucl. Mater.*, **2006**, 349, p. 304.
- [4] www.gen-4.org, consulté le 13 novembre 2013.
- [5] Coble R.L., Initial sintering of alumina and hematite, *J. Am. Ceram. Soc.*, **1958**, 41, p. 55.
- [6] Bernache-Assollant D., *Chimie-physique du frittage*, Hermès, **1993**.
- [7] Asoro M.A., Kovar D., Shao-Horn Y., Allard L.F., Ferreira P.J., Coalescence and sintering of Pt nanoparticles: *in situ* observation by aberration-corrected HAADF STEM, *Nanotechnology*, **2010**, 21, p. 025701.
- [8] Kieback B., Nöthe M., Banhart J., Grupp R., Investigation of sintering processes by tomography, *Mater. Sci. Forum*, **2010**, 638-642, p. 2511.
- [9] <http://youtu.be/bdcWi-Upolo>, consulté le 4 nov. 2013.
- [10] Podor R., Clavier N., Ravoux J., Claparede L., Dacheux N., *In situ* HT-ESEM observation of CeO_2 grain growth during sintering, *J. Am. Ceram. Soc.*, **2012**, 95, p. 3683.
- [11] Podor R., Clavier N., Ravoux J., Claparede L., Dacheux N., Bernache-Assollant D., Dynamic aspects of cerium dioxide sintering: HT-ESEM study of grain growth and pore elimination, *J. Europ. Ceram. Soc.*, **2012**, 32, p. 353.
- [12] Clavier N., Podor R., Delliere L., Ravoux J., Dacheux N., Combining *in situ* HT-ESEM observations and dilatometry: an original and fast way to the sintering map of ThO_2 , *Mater. Chem. Phys.*, **2013**, 137, p. 742.
- [13] Rao S.V.R., Lahiri D., Rao G.V.S.H., Srivastava R.K., Study on sintering kinetics and activation energy of UO_2 pellets using three different methods, *J. Nucl. Mater.*, **2006**, 357, p. 88.
- [14] Bregiroux D., Audubert F., Bernache-Assollant D., Densification and grain growth during solid state sintering of LaPO_4 , *Ceram. Int.*, **2009**, 35, p. 1115.
- [15] Wakai F., Brakke K.A., Mechanics of sintering for coupled grain boundary and surface diffusion, *Acta Mater.*, **2011**, 59, p. 5379.



N. Clavier



R. Podor



J. Ravoux



G.I. Nkou Bouala

Nicolas Clavier (auteur correspondant) est chargé de recherche, **Renaud Podor**, ingénieur de recherche, **Johann Ravoux**, ingénieur d'études, **Galy Ingrid Nkou Bouala**, doctorante, et **Nicolas Dacheux**, professeur de l'Université Montpellier 2, à l'Institut de Chimie Séparative de Marcoule*.

Nicolas Clavier a reçu la Médaille de bronze du CNRS en 2012.



N. Dacheux

* Institut de Chimie Séparative de Marcoule, UMR 5257 CEA/CNRS/UM2/ENSCM, Site de Marcoule, Bât. 426, BP 17171, F-30207 Bagnols/Cèze Cedex.

Courriels : nicolas.clavier@icsm.fr ; renaud.podor@cea.fr ; johann.ravoux@cea.fr ; galyingrid.nkoubouala@cea.fr ; nicolas.dacheux@univ-montp2.fr



La SCF sur Facebook, vous aimez ?
Parlez-en autour de vous,
et invitez vos amis et collègues à nous rejoindre !

www.facebook.com/SocieteChimiquedeFrance?ref=profile