

# Modélisation du comportement électrique et thermique d'un composite conducteur lors du frittage sous charge

Elodie BRISSON<sup>1\*</sup>, Philippe ROGEON<sup>1</sup>, Patrick CARRE<sup>1</sup>, Henri DESPLATS<sup>1</sup>, Alexandre BONHOMME<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Laboratoire Ingénierie des Matériaux de Bretagne Sud  
Rue de Saint Maudé - 56321 Lorient Cedex

<sup>2</sup> Schneider Electric - 31, rue Pierre Mendès France - 38050 Grenoble Cedex 9

\*(auteur correspondant : elodie.brisson@univ-ubs.fr)

**Résumé** - Cet article porte sur l'étude du frittage sous charge par courants pulsés du composite conducteur AgSnO<sub>2</sub> utilisé pour la fabrication de pastilles de contact par Schneider Electric Industries. L'objectif est ici de définir et de valider le modèle de comportement électrique et thermique du matériau lors du procédé. On s'appuie pour cela sur des campagnes de caractérisation des propriétés physiques (diffusivité thermique, masse volumique, conductivité électrique) qui ont été réalisées en condition de frittage naturel et sous charge pour séparer les effets des mécanismes de diffusion de matière aux interfaces et de déformation mécanique des grains. Des essais de frittage sous charge oedométriques pilotés en température sont utilisés pour valider le modèle de comportement.

## Nomenclature

$d$	densité relative,	$\Delta\lambda$	accroissement de conductivité thermique,
$l$	épaisseur, m		W/m.K
$n$	exposant dans la loi JMA	$\Delta\rho$	accroissement de masse volumique, kg/m <sup>3</sup>
$T$	température, °C	$\Delta\sigma$	accroissement de conductivité électrique,
$X$	variable d'avancement de la réaction		MS/m
<i>Symboles grecs</i>		<i>Indices et exposants</i>	
$\alpha$	coefficient de dilatation, /K	$c$	diffusion
$\lambda$	conductivité thermique, W/m.K	$d$	déformation
$\rho$	masse volumique, kg/m <sup>3</sup>	$eq$	variable à l'équilibre
$\sigma$	conductivité électrique, MS/m	0	à l'instant initial
$\tau$	temps de retard, s	1	propriétés à cru

## 1. Introduction

Dans le domaine des sciences des matériaux, des techniques de frittage non conventionnelles ont été développées ces dernières décades afin de pallier les insuffisances des méthodes traditionnelles. Parmi ces techniques émergentes, le frittage par courants pulsés connaît un essor considérable. Certains auteurs ont expliqué les résultats avantageux obtenus avec cette technique par l'existence de phénomènes spécifiques appelés "Spark Plasma Sintering" [1]. Cependant aucune expérience n'est venue à ce jour prouver les théories avancées qui font débat dans la communauté scientifique [2]. Dans ce contexte, le projet "IMPULSE" financé par l'Agence Nationale de la Recherche a débuté en janvier 2010. Ce projet est mené par un consortium d'industriels et de partenaires académiques, dont la société Schneider Electric Industries (SEI) et le LIMatB. Il a en partie pour but d'améliorer la compréhension des phénomènes physiques qui ont lieu lors du frittage-assemblage par courants pulsés d'un matériau poreux conducteur (AgSnO<sub>2</sub>) sur un support métallique et d'aider à la conception d'outillage à travers la

mise au point d'outils numériques. La simulation numérique d'une opération de frittage sous charge par chauffage ohmique passe par la mise au point d'un modèle qui décrit le comportement électrique, thermique et mécanique du matériau. Dans la littérature relative au frittage, on trouve essentiellement des travaux qui portent sur la densification et l'évolution de la masse volumique du matériau. Les campagnes de caractérisation des propriétés électrique, thermique, et mécanique, déjà menées sur le matériau, ont montré le rôle fondamental des mécanismes de diffusion sur la cohésion intergranulaire. En conséquence la qualité des contacts entre les grains est améliorée. Le matériau devient plus conducteur et est consolidé. On propose dans ce travail, à partir des résultats déjà obtenus lors des campagnes de caractérisation, un modèle de comportement électrique (conductivité) et thermique (conductivité, masse volumique) pour décrire le comportement du matériau lors d'une opération de frittage sous charge. Le modèle de comportement est couplé aux cinétiques réactionnelles de diffusion (à l'origine de la cohésion des grains) et de déformation des grains (densification). Des lois de type JMA (Johnson-Mehl-Avrami) sont choisies pour modéliser ces deux réactions, et des essais spécifiques ont été réalisés pour identifier les paramètres de ces lois. Ensuite des essais de frittage anisothermes sous charge, en condition oedométrique, sont effectués pour valider le modèle de comportement du matériau. Pour cela les essais sont pilotés en température, et des mesures de conductivité électrique et de déplacement sont réalisées pendant l'essai en complément des mesures à posteriori (densité relative, conductivité électrique, épaisseur et diamètre). Cette confrontation permet aussi d'exprimer les limites de ce modèle de comportement.

## **2. Modèle de comportement physique et mécanique pour l'AgSnO<sub>2</sub> en condition de frittage sous charge**

### **2.1. Les mécanismes impliqués lors du frittage sous charge de l'AgSnO<sub>2</sub>**

Les échantillons d'AgSnO<sub>2</sub> crus (88% Ag-12%SnO<sub>2</sub> en masse) sont issus de poudres, préalablement compactées à froid jusqu'à 650 MPa correspondant à une densité relative de 85%. Dans ces conditions, les grains d'AgSnO<sub>2</sub> (de diamètre moyen de 10 $\mu$ m) malléables sont fortement déformés, et les surfaces de contacts apparentes sans doute élevées, la porosité est faible. Mais les mesures conduisent à des conductivités électrique et thermique assez basses respectivement de 15 MS/m et 110 W/m.K, comparées à celles dans l'état fritté dense 40,8 MS/m et 324 W/m.K. Ceci pourrait être la conséquence de la présence de résistances de contacts aux interfaces intergranulaires. Lors du frittage sous charge, le compact granulaire subit les effets combinés de la pression et de la température, qui vont activer des mécanismes de diffusion de matière, et de déformation des grains et ainsi modifier irréversiblement les propriétés physiques du matériau. Pour dé-corréler les effets de la température et de la charge sur les propriétés physiques, des campagnes de caractérisation ont été effectuées dans des conditions de frittage naturel et sous charge [3] [4]. Les mesures réalisées lors d'essais de compaction à froid, ont montré que l'accroissement de la charge entraînait une augmentation des conductivités électrique et thermique, parallèlement à celle de la densité relative. Dans ce cas, ce sont les déformations des grains sous l'effet de la charge qui ont entraîné, d'une part une augmentation des aires de contact et d'autre part une diminution de la porosité.

Les mesures de conductivités effectuées en condition de frittage naturel (sans charge) à partir d'échantillon d'AgSnO<sub>2</sub> à cru de densité relative ( $d_0=85\%$ ) ont permis d'observer des variations importantes et irréversibles de conductivité sans modification de la densité des échantillons. Nous attribuons ces irréversibilités à la modification de la nature du contact entre grains par diffusion de matière à l'échelle sub-micronique au niveau des surfaces de contact pré-établies

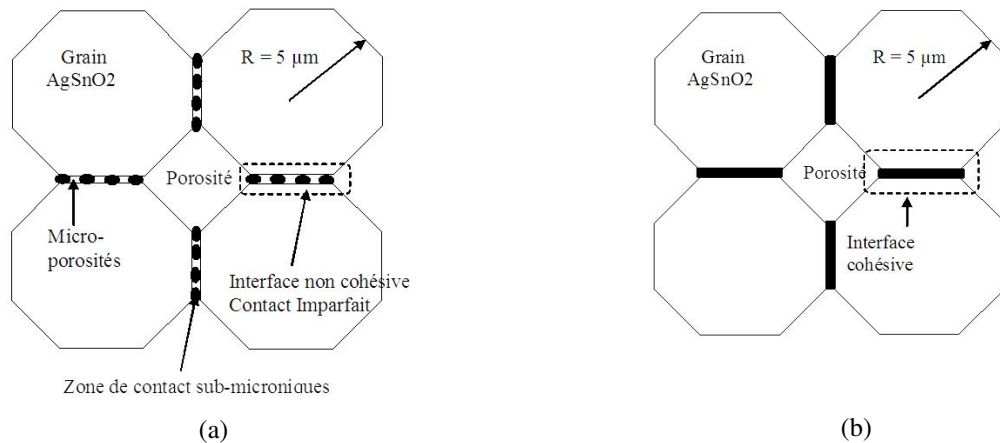


Figure 1 Représentation schématique des zones de contact intergranulaires après l'étape de compaction à froid (a), après l'étape de frittage thermique (b)

par déformation à froid. Les conductivités électrique et thermique du matériau granulaire sont donc non seulement reliées à celle du matériau constitutif des grains, mais aussi aux conditions de contact entre les grains. En effet, en raison des imperfections (géométriques, chimiques) des surfaces des grains, les aires de contact électrique et thermique réelles sont bien plus faibles que les aires apparentes de contact mécanique obtenues par déformation des grains (Figure 1). Les mesures réalisées sur des échantillons pour différentes densités à cru, ont aussi montré que les effets, en terme de variation de conductivité, des mécanismes de diffusion au niveau des contacts entre grains, dépendaient de l'état de déformation du compact granulaire. Ceci confirme le couplage qui existe entre les mécanismes de diffusion aux interfaces et de déformation des grains : l'augmentation des surfaces de contacts apparentes consécutive aux déformations des grains, accentue les conséquences des mécanismes de diffusion aux interfaces. Concernant la masse volumique du matériau, les mesures ont donné son évolution en fonction des effets combinés des mécanismes de dilatation thermique et de déformation viscoplastique des grains (densification). En conditions de frittage naturel, à haute température et pour des temps très longs (plusieurs heures), les essais ont confirmé que la densité pouvait évoluer aussi avec les mécanismes de diffusion de matière. Cet effet ne sera pas pris en considération, car lors du frittage sous charge, la durée de l'opération est de l'ordre de quelques secondes.

## 2.2. Lois de comportement électrique et thermique de l'AgSnO<sub>2</sub>

Des lois de comportement spécifiques ont été définies pour rendre compte de l'effet des mécanismes de diffusion aux interfaces inter-granulaires et de déformation des grains (4) (5), sur les évolutions des conductivités thermique et électrique (1) (2) et sur celle de la masse volumique (3).

Pour les conductivités, on propose en première approche des lois de comportement additives (1) (2), dans lesquelles les effets des mécanismes de déformation et de diffusion sur les conductivités thermique et électrique s'ajoutent. Dans cette approche simplifiée, le couplage entre les deux mécanismes mis en évidence lors des essais de caractérisation [4] n'est pas pris en compte. La loi prend en compte les effets des mécanismes de diffusion pour l'état de déformation correspondant à 85% de densité relative ainsi que les effets des mécanismes de déformation entre 85% et 100% de densité relative. Par contre on néglige les effets du couplage entre mécanismes de

diffusion et état de déformation, lorsque la densité relative du matériau évolue de 85% à 100% de densité relative. Cette approche originale se distingue des lois plus communément utilisées dans la littérature qui relient la variation de conductivité uniquement à la porosité [5] [6].

$$\lambda(T, t) = \lambda_1(T) + X_c \Delta \lambda_c + X_d \Delta \lambda_d \quad (1)$$

$$\sigma(T, t) = \sigma_1(T) + X_c \Delta \sigma_c + X_d \Delta \sigma_d \quad (2)$$

$(\Delta \lambda_c, \Delta \sigma_c)$  et  $(\Delta \lambda_d, \Delta \sigma_d)$  sont respectivement les accroissements des conductivités induits par les mécanismes de diffusion et de déformation qui agissent sur le taux de contact intergranulaire.  $\lambda_1(T)$  et  $\sigma_1(T)$  sont les évolutions théoriques des conductivités du matériau granulaire à cru, considéré avec un taux de contact intergranulaire constant et égal à celui atteint à l'issue de l'étape de compaction à froid. Ce taux de contact initial, certainement très difficile voir impossible à mesurer directement, correspond à l'état 1 : "poreux-cru".  $X_c$  et  $X_d$  sont respectivement les variables d'avancement relatives aux cinétiques de diffusion et de déformation. Dans le matériau poreux, l'augmentation du taux de contact est corrélée à la diminution de porosité. Donc la variable  $X_d$  correspond en fait au taux de densification.

Pour la masse volumique, la loi fait intervenir, outre la variation de la masse volumique avec la température sous l'effet de la dilatation thermique  $\rho_1(T)$ , le taux de densification  $X_d$  avec l'accroissement de masse volumique imputable à la densification  $\Delta \rho_d$  (3) :

$$\rho(T, t) = \rho_1(T) + X_d \Delta \rho_d \quad (3)$$

Pour les réactions de diffusion et de déformation, on fait appel à des lois de Johnson-Mehl-Avrami (JMA) en formulation différentielle [7] utilisées pour modéliser les réactions diffusionnelles dans les métaux au cours du soudage ou lors de procédés de trempe, qui s'écrivent (4) (5) :

$$\frac{dX_c}{dt} = n_c(T) \left[ \frac{X_{c,eq}(T) - X_c(T, t)}{\tau_c(T)} \right] \ln \left( \frac{X_{c,eq}(T)}{X_{c,eq}(T) - X_c(T, t)} \right)^{\frac{n_c(T)-1}{n_c(T)}} \quad (4)$$

$$\frac{dX_d}{dt} = n_d(T) \left[ \frac{X_{d,eq}(T) - X_d(T, t)}{\tau_d(T)} \right] \ln \left( \frac{X_{d,eq}(T)}{X_{d,eq}(T) - X_d(T, t)} \right)^{\frac{n_d(T)-1}{n_d(T)}} \quad (5)$$

Des essais spécifiques sont nécessaires pour identifier les paramètres  $X_{eq}(T)$ ,  $n(T)$ , et  $\tau(T)$  des lois (4) (5) (Sections 2.4 et 2.5). Concernant la cinétique de déformation sous charge, on propose ici avec la loi JMA une approche simplifiée plus orientée procédé, contrairement aux approches plus complexes plus orientées matériau avec des lois de fluage [8] [9].

### 2.3. Évolutions des propriétés physiques pour les différents états du compact granulaire

Les évolutions  $\lambda_1(T)$  et  $\sigma_1(T)$ , ainsi que les accroissements de conductivités  $(\Delta \lambda_c, \Delta \sigma_c)$  et  $(\Delta \lambda_d, \Delta \sigma_d)$  qui dépendent aussi de la température, sont déduits des différentes mesures de conductivités thermique et électrique effectuées d'une part sur des échantillons crus (obtenus par compaction à froid à différentes pressions), et d'autre part sur des échantillons cohésifs (obtenus par frittage naturel) pour différentes densités relatives finales (85%, 90%, 95%) [4]

[6]. On peut définir les évolutions de conductivité correspondantes aux quatre états théoriques : 1 poreux-cru, 2 dense-cru, 3 poreux-cohésif et 4 dense-cohésif (Figure 2(a) et Figure 2(b)), avec les réactions de diffusion interfaciales entre les états poreux-cru et poreux-cohésif, et de déformation entre les états poreux-cru et dense-cru. En comparant les accroissements ( $\Delta\lambda_c$ ,  $\Delta\sigma_c$ ) et ( $\Delta\lambda_d$ ,  $\Delta\sigma_d$ ), on constate que le taux de contact augmente beaucoup plus avec les mécanismes de diffusion aux interfaces intergranulaires (à l'origine de la cohésion), qu'avec les mécanismes de déformation des grains (à l'origine de la densification). L'évolution  $\rho_1(T)$  est déduite des mesures de dilatation thermique menées dans le dilatomètre LINSEIS L76/10 en condition de frittage naturel [4], qui permettent entre autre de déduire la température de début de densification (700 °C) en frittage naturel et la valeur des coefficients de dilatation linéaire  $\alpha$  ( $12.10^{-6} \pm 2.10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ) qui sont constants et identiques avant et après densification. A partir de ces mesures et de la valeur théorique de la masse volumique à froid du matériau dense  $\rho_d=100\%$  (6), déduite de la valeur des masses volumiques de l'argent et du dioxyde d'étain, il est possible de proposer des évolutions pour les deux états du matériau dense-cru (7) et poreux-cru (8). Il en découle l'évolution de l'accroissement de densification  $\Delta\rho_d(T)$  (9).

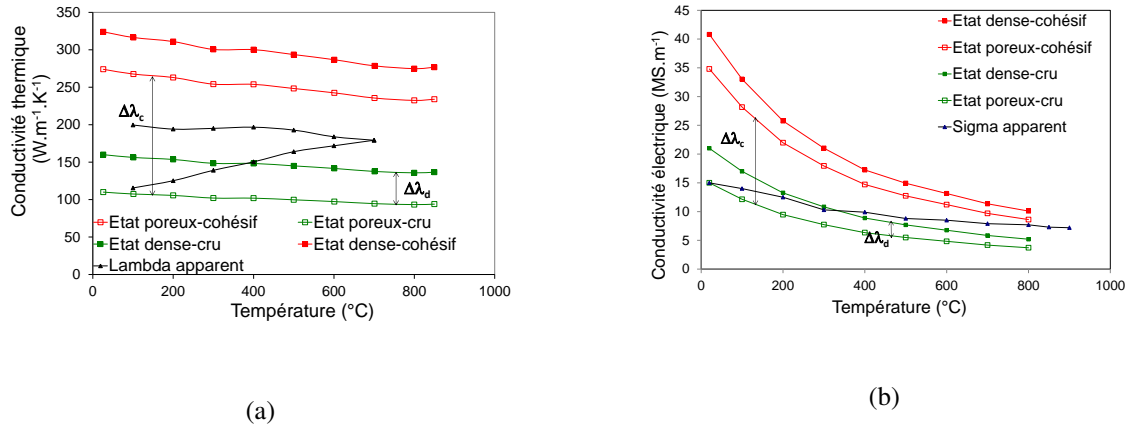


Figure 2 Évolutions des conductivités thermiques (a) et électriques (b) apparentes et correspondant aux états de frittage de référence

$$\rho_{d=100\%}(T_0) = \frac{1}{\frac{0,88}{\rho_{Ag}} + \frac{0,12}{\rho_{SnO_2}}} \quad (6)$$

$$\rho_4(T) = \rho_{d=100\%}(T) = \frac{\rho_{d=100\%}(T_0)}{1 + 3\alpha(T - T_0)} \quad (7)$$

$$\rho_1(T) = \rho_{d=85\%}(T) = 0,85\rho_{d=100\%}(T) \quad (8)$$

$$\Delta\rho_d(T) = \rho_{d=100\%}(T) - \rho_{d=85\%}(T) \quad (9)$$

## 2.4. Identification des paramètres ( $X_{c,eq}$ , $\tau_c$ , $n_c$ ) de la cinétique de diffusion

La cinétique à l'origine de la cohésion correspond à l'évolution du taux de contact intergranulaire consécutive aux mécanismes de diffusion activés thermiquement. Faute d'observable

direct à l'échelle macroscopique, on se sert des conductivités électrique ou thermique (observables macroscopiques) pour suivre l'évolution de la réaction de diffusion dont le taux d'avancement  $X_c(T,t)$  peut être défini par la relation (10).

$$X_c(T, t) = \frac{\lambda(T, t) - \lambda_1(T)}{\lambda_3(T) - \lambda_1(T)} = \frac{\sigma(T, t) - \sigma_1(T)}{\sigma_3(T) - \sigma_1(T)} \quad (10)$$

Des essais de frittage anisothermes ont été réalisés sur la machine Gleeble du LIMatB avec des cinétiques thermiques rapide (160 °C/s) et lente (1 °C/s), pour différentes températures maximales comprises entre 150 °C et 600 °C. Les mesures de conductivité électrique effectuées à l'issue de ces essais, présentent des écarts inférieurs à 5%. Si bien que l'on peut supposer que les phénomènes de diffusion au niveau des contacts intergranulaires sont très rapides, quasi instantanés vis-à-vis de l'échelle du temps du procédé de frittage industriel. On considère donc que la réaction de diffusion ne dépend que de la température et que la variable d'avancement  $X_c$  suit la courbe  $X_{c,eq}(T)$  déterminée avec la relation (10) à l'aide de l'évolution de la conductivité thermique apparente (Figure 2) issue de mesures de diffusivité thermique effectuées à l'équilibre thermique [4]. Pour traduire la réaction à l'équilibre, la valeur de  $n_c$  est imposée à 1 et la valeur de  $\tau_c$  (temps d'incubation) à une valeur très faible  $10^{-3}$  s.

## 2.5. Identification des paramètres ( $X_{d,eq}$ , $\tau_d$ , $n_d$ ) de la cinétique de déformation sous la charge de 60 MPa

Pour identifier la cinétique de déformation dans les conditions proches du procédé industriel, des essais de compression oedométrique à 60 MPa ont été réalisés sur la machine Gleeble du LIMatB. L'échantillon, roulé dans une feuille de papyex (graphite laminé), est inséré dans une matrice en acier inoxydable (304L) et serré entre deux poinçons en tungstène qui transmettent l'effort et le courant électrique. Un thermocouple serti au milieu de la pastille permet la régulation de la température de l'échantillon. Le déplacement longitudinal est mesuré par l'intermédiaire d'un extensomètre dont les tiges sont en appui sur les extrémités des poinçons, au plus près de l'échantillon. Les essais de frittage sont isothermes avec des temps de montée de 1 s à différents paliers de température (compris entre 450 °C et 700 °C) et des refroidissements rapides par trempe à l'eau. Le déplacement longitudinal mesuré pendant l'essai de compression isotherme (sur le palier) est supposé n'être dû qu'au retrait de densification. Une hypothèse de jeu nul entre la pastille et la matrice est admise (cisaillement négligeable). On note  $l_0$  l'épaisseur initiale de la pastille. L'épaisseur de l'échantillon totalement dense est  $0,85l_0$ . Il est alors possible de calculer le taux de densification  $X_d(t)$  par la relation (11).

$$X_d(t) = \frac{\frac{1}{l_0 + l_d(t)} - \frac{1}{l_0}}{\frac{1}{0,85l_0} - \frac{1}{l_0}} \quad (11)$$

Les paramètres  $X_{d,eq}$ ,  $\tau_d$  et  $n_d$  sont alors estimés par méthode inverse à partir de l'évolution du taux de densification sur chaque palier de température. Il s'agit d'une approche 1D dans laquelle les paramètres identifiés ne sont valables que pour la pression et les conditions de l'expérience ayant servi à la caractérisation.  $X_d$  est utilisé dans les lois d'évolution de la masse volumique (3) et des conductivités (1), (2).

### 3. Simulation numérique d'un essai de frittage sous charge anisotherme piloté en température

On se réfère ici pour la validation du modèle de comportement de l'AgSnO<sub>2</sub>, à un essai de frittage sous charge (60 MPa) réalisé sur le dispositif Hot Pressing (HP) du LIMatB. L'échantillon d'AgSnO<sub>2</sub> cru de densité relative ( $d_0=0,85\pm 0,02$ ), d'épaisseur 7 mm et de diamètre 8 mm, et instrumenté (thermocouple, prises de potentiel), est comprimé à l'intérieur d'une matrice en acier (diamètre intérieur 8,4 mm) par des poinçons en acier équipés de colliers chauffants. L'échantillon est donc chauffé par conduction thermique. Les poinçons sont pris dans les mors d'une presse à vis INSTRON qui permet d'appliquer et de réguler l'effort, et de mesurer le déplacement entre les mors. L'essai a été conduit en imposant une cinétique thermique relativement lente au chauffage (32 °C/mn) par rapport au procédé industriel (160 °C/s). Par ailleurs l'échantillon est traversé par un faible courant électrique (8 A) pour la mesure de conductivité électrique (4 points). Pour soustraire les déplacements parasites et de dilatation thermique de la mesure, et ne retenir que le déplacement associé aux déformations du matériau, on réalise, à la suite de l'essai de frittage et sans démontage, un essai à blanc avec l'échantillon déjà densifié et en place. Par soustraction des déplacements mesurés lors des essais brut et à blanc, on obtient l'évolution du déplacement corrigé. Par contre, compte tenu du jeu initial latéral (0,4 mm sur le diamètre) entre l'échantillon et la matrice, la déformation de l'échantillon par cisaillement est non négligeable. Pour déterminer les évolutions expérimentales de la masse volumique  $\rho(T)$ , de la densité relative  $d$ , et de la conductivité électrique, il faut tenir compte de l'évolution de la section de l'échantillon qui a été déterminée ici grâce à des mesures de diamètre d'échantillon a posteriori. La mesure a posteriori de masse volumique par poussée d'Archimède (9129 kg/m<sup>3</sup>,  $d=0,92$ ) donne une valeur proche de la mesure géométrique (9192 kg/m<sup>3</sup>,  $d=0,93$ ) (Figure 3(a)). Le modèle de comportement électrothermique est implémenté dans le logiciel SYSWELD avec lequel sont réalisées les simulations numériques de l'essai de frittage HP.

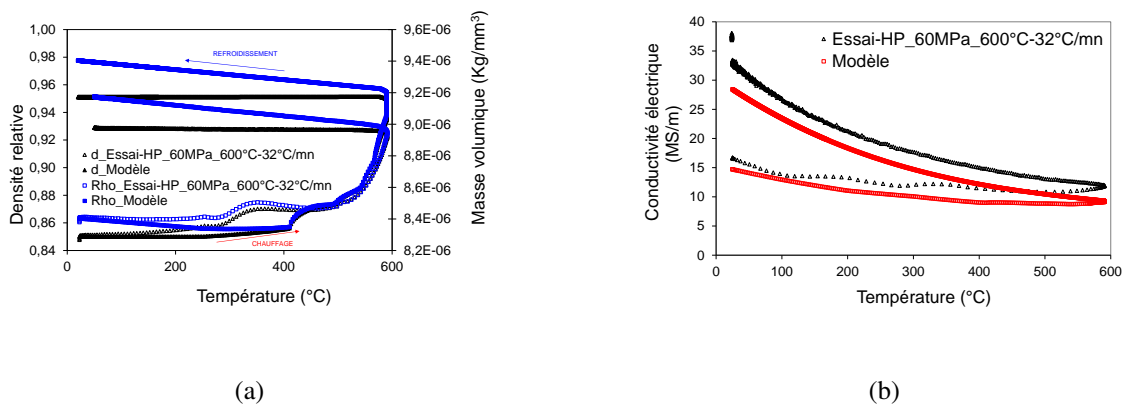


Figure 3 Comparaison des évolutions calculées et mesurées en fonction de la température, (a) de la masse volumique et de la densité, (b) de la conductivité électrique

Malgré les écarts relativement faibles ( 2%) entre les masses volumiques et densités relatives calculées et mesurées, on constate que le modèle a tendance à les surestimer. Concernant la conductivité électrique, on observe que les courbes calculées et expérimentales sont relativement proches (Figure 3(b)), mais divergent cependant au chauffage, vers 300 à 400 °C, lorsque l'échantillon commence à fluer et se densifier. Les écarts entre les valeurs finales des conduc-

tivités électriques calculées et mesurées en fin de refroidissement atteignent 6 à 7 MS/m, soit un écart relatif inférieur à 15%. Les erreurs expérimentales et les hypothèses simplificatrices du modèle peuvent expliquer ces écarts. Lors des essais d'identification des paramètres de la loi de densification JMA, le jeu entre la matrice et l'échantillon induit nécessairement du cisaillement qui est négligé dans le modèle. Les erreurs expérimentales résultent d'une dispersion sur l'état initial issu de l'étape de compaction à froid, avec des variations assez importantes de densité relative initiale  $\pm 2\%$  et de conductivité électrique initiale  $\pm 20\%$ , auxquelles s'ajoutent des incertitudes de mesures estimées à  $\pm 3\%$  pour la densité relative et  $\pm 5\%$  pour la conductivité électrique.

## 4. Conclusion

On a proposé dans ce travail un modèle de comportement électrique et thermique pour le matériau  $\text{AgSnO}_2$  lors du frittage sous charge. Les lois de comportement pour la masse volumique et les conductivités électrique et thermique rendent compte des effets des mécanismes de diffusion intergranulaire à l'origine de la cohésion d'une part, et de déformation des grains d'autre part, sur le taux de contact. Ces lois sont couplées à deux cinétiques réactionnelles de type Johnson-Mehl-Avrami pour les mécanismes de diffusion aux interfaces et de déformation viscoplastique des grains à l'origine de la densification. Le modèle de comportement a été comparé à un essai de frittage sous charge oedométrique anisotherme. Les évolutions théoriques de la masse volumique et de la conductivité électrique présentent de bonnes tendances. Les écarts peuvent s'expliquer principalement, d'une part par les déformations par cisaillement des échantillons (négligées dans le modèle) qui se combinent à la densification en raison du jeu latéral échantillon-matrice, et d'autre part par la dispersion sur les densités relatives des échantillons à cru qui servent aux essais de frittage (considérées à la valeur constante de 0,85 dans le modèle).

## Références

- [1] M. Omori, Sintering, consolidation, reaction and crystal growth by the spark plasma system (SPS), *Materials Science and Engineering A*, 287 (2000) 133-188.
- [2] R. Orru et al., Consolidation/synthesis of materials by electric current activated/assisted sintering , *Materials Science and Engineering R*, 63 (2009) 127-287.
- [3] K. Pallez et al., Modelling and characterization of reaction kinetics during free sintering operations of  $\text{AgSnO}_2$ , *International congress Sintering* (Jeju, Korea, August 28 - Sept. 1 2011)
- [4] E. Brisson et al., Caractérisation d'un composite conducteur lors du frittage sous charge par courant pulsés, *Société Française de Thermique* (Gérardmer, 28-31 mai 2013),
- [5] J.C. Koh et al., Prediction of thermal conductivity an electrical resistivity of porous metallic materials , *International Journal of Heat and Mass Transfert*, 16 (1973) 2013-2022.
- [6] C. Argento et al., Modeling the effective thermal conductivity of random packing of spheres through densification , *International Journal of Heat and Mass Transfert*, 39 (1996) 1343-1350.
- [7] J.M Bergheau, Modélisation numérique des procédés de soudage , *Techniques de l'ingénieur*, (2004)
- [8] G. Bernard-Granger et al., Spark plasma sintering of a commercially available granulated zirconia powder : I. Sintering path and hypotheses about the mechanism(s) controlling densification , *Acta Materiala*, 55 (2007) 3493-3504.
- [9] A. Fuentes et al., Caractérisations thermique, électrique et interfaciale en vue d'une étude numérique d'un procédé d'assemblage de matériaux de contact, *14<sup>ème</sup> Journées Internationales de Thermique* (Djerba, Tunisie 27-29 mars 2009),

## Remerciements

Les auteurs remercient SEI pour leurs conseils et leur support technique ainsi que l'ANR et le CPER pour leurs supports financiers. REF ANR : ANR-09-MAPR-0007-MAPR.Impulsé