

Caractérisation in situ de soudure sans plomb

Z. MA^a, F. CHALON^a, R. LEROY^a, N. RANGANATHAN^a

*a. Laboratoire de Mécanique et Rhéologie de Polytech d'Université Francois Rabelais
avenue Marcel Dassault, 37200 TOURS*

Résumé :

L'étude porte sur un des matériaux constituant les structures microélectroniques. L'objectif est d'améliorer la fiabilité de ces produits. La brasure est l'un des matériaux les plus sensibles. Le travail porte sur le comportement en fluage de ce matériau afin de modéliser au mieux le comportement mécanique de ces structures. Des éprouvettes massives permettent de déterminer les lois de Norton et Garofalo utilisées pour les brassures. Or la taille des éprouvettes ne représente pas l'échelle de la brasure au sein de la microstructure. Le travail porte sur la caractérisation de la brassure "in situ" via des essais de nanoindentation.

Abstract:

The work comes from a project about the characterizations of a material in microelectronic structures. The objective of the project is to improve the reliability of the microelectronic products. In this work, we try to understand the creep behavior in the solder. Considering the scale of microelectronic structure, to get the parameters of the creep constitutive equation, for example Norton or Garofalo model, from the traditional creep experiments is unsuitable, so nanoindentation campaigning is used.

Mots clefs : soudure sans plomb (lead free solder), fluage, propriété mécanique, nanoindentation

1. Introduction

En Europe, depuis 2006, les soudures sans plomb (lead free solder) remplacent les soudures actuelles et de ce fait jouent un rôle important dans le domaine électronique. Par rapport à la durée de vie de ces soudures, il est nécessaire d'en connaître les propriétés mécaniques. Pour la caractérisation des soudures sans plomb, de nombreux travaux ont été effectués et la majorité est concentrée sur le phénomène du fluage. Afin d'étudier le fluage, une partie importante des études a été menée sur des éprouvettes massives. Les joints de soudure microélectroniques sont fins et ils ne présentent pas la même homogénéité que ces éprouvettes. Dans les circuits intégrés, les billes de soudure se fondent sur des UBM (under bump metallic), formant ainsi une couche d'intermétallique entre l'UBM et la bille. L'intermétallique change la nature et aussi la microstructure des billes, provoquant des changements de caractéristiques mécaniques [1-3]. L'influence de l'UBM sur les propriétés de soudure a été étudiée par Wiese et Relling [4], ils ont montré que la résistance de fluage de la soudure, de type SnAgCu, est plus importante quand l'UBM possède une couche de NiAu. Malgré la simplicité de réalisation d'essais de fluage, les chercheurs s'intéressent à caractériser le comportement des soudures à l'échelle des circuits micro électroniques. Pour caractériser les propriétés à une échelle fine, la technique de nanoindentation est fréquemment utilisée sur des micro-éprouvettes, par exemple Liu et Chen [5] ont obtenu la sensibilité de la contrainte des billes sans être fondu sur l'UBM (avant le bumping) par nanoindentation. Ce travail prouve la fiabilité de la nanoindentation dans la caractérisation de propriété de fluage. Par nanoindentation, Gao et Takemoto [6] ont trouvé que l'apparition des éléments additionnels, Ni ou

Co, augmente la sensibilité à la contrainte. Dans cette étude, le matériau à tester est SAC125Ni500ppm (Sn, 1,2%Ag, 0,5%Cu, 500ppmNi).

2. Caractérisation des éprouvettes massives

Les éprouvettes utilisées sont moulées selon la géométrie de la figure 1. La température de fabrication des éprouvettes est la même que celle de la soudure in situ. Après un polissage de finition (1 micron), la micro structure est observée (FIG. 2). Il y a deux phases principales, phase Sn-riche (phases blanches sur la figure 2), et les phases eutectiques (phases noires sur la figure 2).

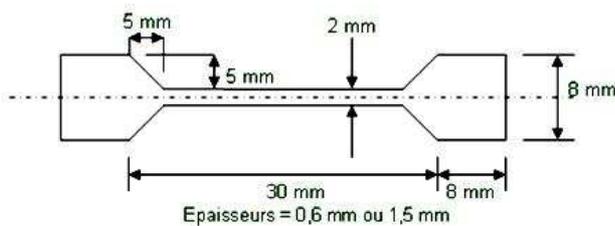


FIG.1-Géométrie de l'éprouvette massive

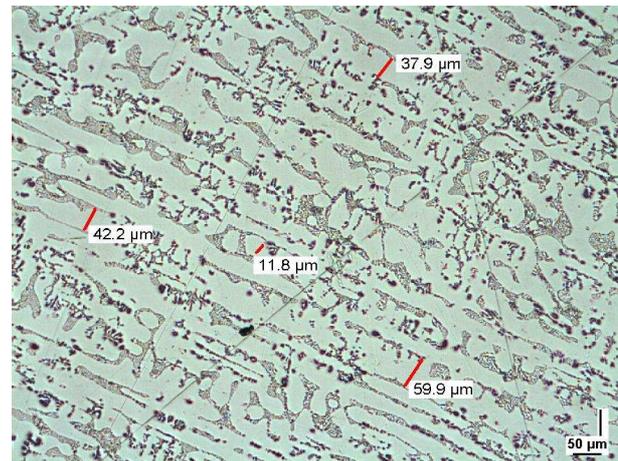


FIG.2-Microstructure de l'éprouvette massive

Les essais de traction et de fluage sont effectués à différentes températures. La machine utilisée est un DMA-Metravib VA2000. Pour avoir une température uniforme lors des essais, les éprouvettes sont maintenues en température pendant 3 minutes avant le lancement du test. Les essais de traction ont été menés à des températures de 25°C à 150°C et une vitesse de déplacement constante pour tous les essais à 0,12mm/s. Dans le tableau 1 on retrouve les valeurs calculés à partir des résultats des essais.

$T(^{\circ}C)$	25	50	125	150
$\sigma_{e0.2\%}(MPa)$	23	14	18	10
$\sigma_m(MPa)$	33	25	17	13
$E(GPa)$	46	42	39	32

TAB.1-Résultats des essais de traction

Les essais de fluage sont effectués pour des températures de 50°C à 150°C. Ce matériau possède une température de fusion faible ($T_f = 237C^{\circ}$). La figure 3a montre que le fluage primaire est négligeable devant le fluage secondaire. Pour caractériser ce fluage secondaire, la loi de Garofalo a été utilisée dans un premier temps (1) :

$$\dot{\epsilon}_{II} = A * (\sinh(\alpha * \sigma))^n * \exp\left(-\frac{Q_a}{T * k}\right) \quad (1)$$

Avec A et α des constantes du matériau, n l'exposant de contrainte, Q_a l'énergie d'activation et k la constante de Boltzman ($1,38.10^{-23}J.K^{-1}$).

Ces résultats ont été confrontés avec ceux obtenus par l'utilisation de la loi de Norton (2) :

$$\dot{\epsilon}_{II} = A * \sigma^n * \exp\left(-\frac{Q_a}{T * k}\right) \quad (2)$$

Dans la loi de Norton, l'exposant de contrainte n est l'inverse de la sensibilité de contrainte à la vitesse de déformation. Cette valeur peut être obtenue directement à partir des données expérimentales. Pour ce faire, la contrainte est tracée en fonction de la vitesse de déformation en échelle logarithmique pour chaque

température (FIG.3b). La sensibilité est la moyenne des pentes des courbes obtenues. La valeur trouvée est de : 0,105.

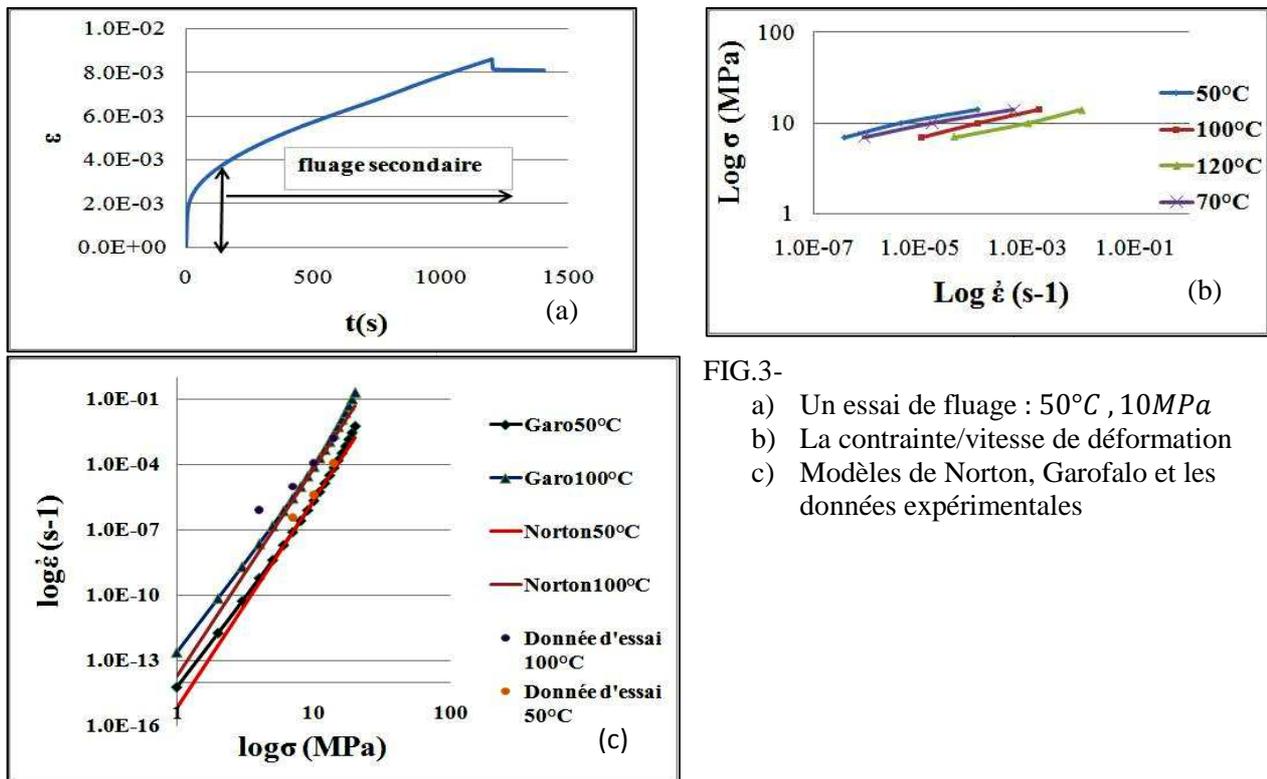


FIG.3-
 a) Un essai de fluage : 50°C , 10MPa
 b) La contrainte/vitesse de déformation
 c) Modèles de Norton, Garofalo et les données expérimentales

De même, l'énergie d'activation peut être déterminée en traçant la vitesse de déformation en fonction de $\frac{1}{T \cdot k}$, dans ce cas le résultat obtenu est de 71,6 J/mol. Les paramètres pour la loi de Garofalo et la loi de Norton, donnés dans le tableau 2 sont obtenus à partir d'une routine MATLAB.

	A	$\alpha (Pa^{-1})$	n	$Q_a/k(K)$
Garofalo	$5,94 \cdot 10^6$	0,0076	8,2	8770
Norton	$8 \cdot 10^{-5}$		9,5	7983

TAB.2-Paramètres de Norton et de Garofalo

Les paramètres obtenus sont comparés avec des données expérimentales (FIG.3c). On constate que ces deux lois donnent une bonne représentation du comportement du matériau.

3. Caractérisation in situ

Les soudures du flip chip testées ont une forme sphérique (bump) de diamètre 220µm. La nanoindentation est une technique spécifique pour caractériser des matériaux à une telle échelle. Pour valider la faisabilité des tests de nanoindentation permettant la caractérisation des propriétés de fluage secondaire, Goodall et Clyne [7] ont effectué des essais de nanoindentation à température ambiante sur 15 matériaux. Les paramètres de fluage obtenus lors de leurs essais diffèrent des paramètres de fluage acquis classiquement. Les auteurs ont signalé que cet écart provient de l'importance de la partie du fluage primaire. La méthode par nanoindentation ne peut pas être appliquée sur tous les matériaux pour l'extraction des paramètres de fluage. Malgré tout elle reste une méthode fiable pour les matériaux possédant une température de fusion peu élevée [5-8]. Le fluage apparaît quand la température atteint $0,5T_f$. Le matériau SAC125Ni500ppm composé principalement de Sn, a un point de fusion de 237°C. La nanoindentation peut être utilisée pour caractériser le fluage de ce matériau.

La figure 4 représente la microstructure d'une soudure de flip chip. En la comparant avec celle d'une éprouvette massive (FIG. 2), on constate qu'à l'échelle microscopique in situ des précipités d'intermétalliques se trouvent dans la bille (FIG.4a), une couche d'intermétallique se forme entre l'UBM et la soudure (FIG.4b) et les phases riches en Sn (phases blanches) sont plus fines (FIG. 4c). L'empreinte de nanoindentation va couvrir à la fois les phases eutectiques et les phases riches en Sn. La valeur mesurée n'est plus représentative des propriétés de chaque phase.

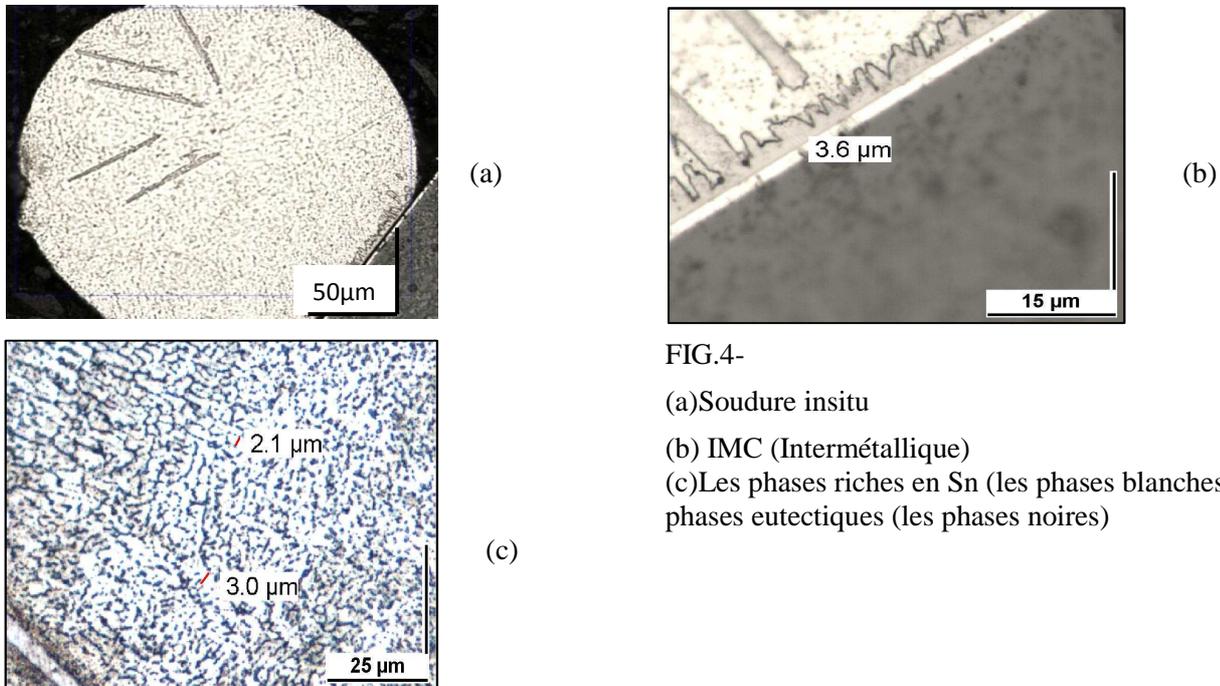


FIG.4-
 (a) Soudure insitu
 (b) IMC (Intermétallique)
 (c) Les phases riches en Sn (les phases blanches) et les phases eutectiques (les phases noires)

Les essais de nanoindentation s'effectuent dans une salle où le bruit, la température ainsi que l'humidité sont strictement contrôlés pour ne pas affecter les résultats [7]. La machine utilisée est un nanoindenteur Micromaterials UK. Pendant les tests, la température dans l'enceinte de mesure reste constante à 25°C. Les charges imposées varient de 10 à 40mN avec une vitesse de charge constante de 0,5mN/s. Les conditions de sollicitation sont similaires à celles écrites dans les articles [8, 10,11]. Le fluage apparaît lors du maintien en charge, et pour l'analyser, nous traçons le déplacement de l'indenteur en fonction du temps (FIG.5). Le temps de maintien est de 150s, ce qui est suffisamment lent pour faire apparaître le fluage secondaire. Mayo-Nix [10] propose que si la vitesse de charge est constante, alors la matière flue dans un état d'équilibre ; et que la contrainte peut être approchée par la dureté de Meyer (3)

$$\sigma = H = \frac{P_{max}}{A_p} \tag{3}$$

A_p est la surface projetée de l'indenteur Berkovich, P_{max} est la charge maximum, H est la dureté de Meyer

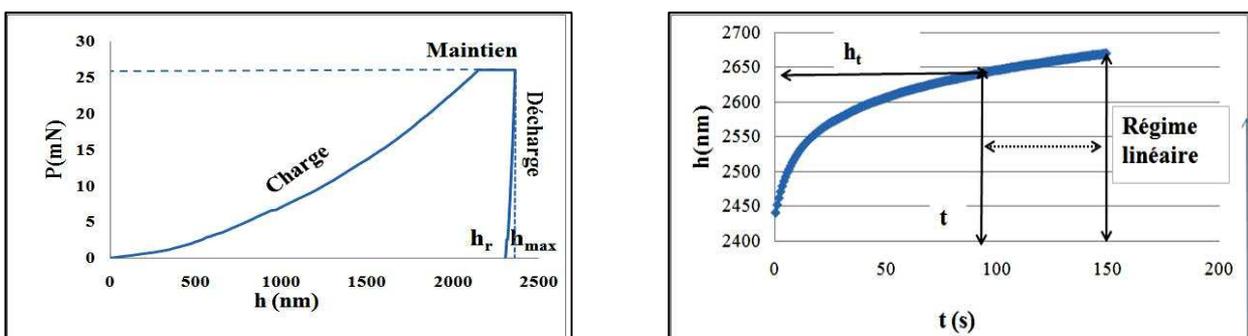


FIG.5- Représentation du fluage par nanoindentation

Sur la figure 5, la vitesse de déformation en régime linéaire peut être décrite par les équations (4) et (5) :

$$\dot{\epsilon} = \frac{dh}{dt} * \frac{1}{h_t} \tag{4}$$

$$h = a * \ln(b * t + 1) \tag{5}$$

Où a et b sont des constantes qui dépendent du matériau.

50 indentations sont effectuées et observées sous profilomètre optique (FIG.6). Ne sont retenues que les indentations fournissant des empreintes exploitables soient 26 empreintes. La profondeur des empreintes doit être inférieure au dixième de l'épaisseur de l'échantillon pour que la résine n'ait pas d'influence sur les mesures. La présence de précipités Ag₃Sn (sous la forme d'aiguilles FIG.4a) entraîne aussi des dispersions. Ces deux principales causes expliquent le rejet de près de la moitié des indentations.

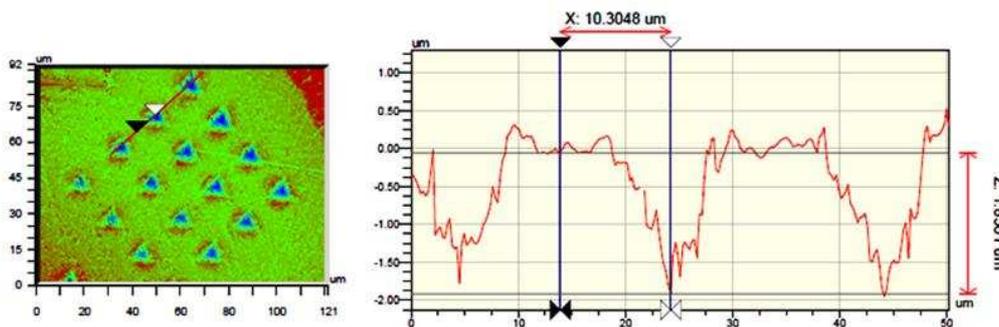


FIG.6-Observation des empreintes

La sensibilité de la contrainte *m* peut être extraite en traçant la dureté en fonction de la vitesse de déformation en échelle logarithmique (FIG. 7).

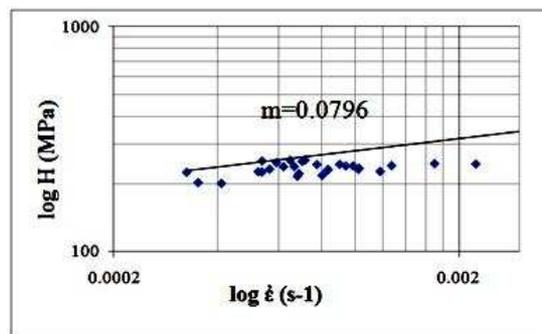


FIG.7-La dureté en fonction de la vitesse de déformation

Par la nanoindentation, le module réduit *Er* et la dureté *H* sont directement obtenus. Le module d'Young est estimé à partir du module réduit. Dans ce cas, le coefficient de Poisson de la soudure a été choisi par rapport à des valeurs de la littérature : 0,33 [12,13], de même pour le module d'Young et le coefficient de Poisson de l'indenteur. Les moyennes des résultats de nanoindentation sont récapitulées dans le tableau 3.

<i>Er</i> (Gpa)	<i>E</i> (Gpa)	<i>H</i> (Gpa)	<i>m</i>
65	60,5	0,239	0,0796

TAB.3-Les résultats de nanoindentation

4. Discussions et conclusions

Des essais de nanoindentation sur l'éprouvette massive ont été effectués. Les résultats obtenus montrent une bonne corrélation avec les résultats des essais de traction et de fluage. Cette comparaison permet de justifier l'utilisation de la nanoindentation pour caractériser les propriétés de fluage. Le module d'Young macroscopique obtenu à partir des essais de traction sur les éprouvettes massives est de 46GPa . L'essai de nanoindentation quant à lui fournit le module de la soudure qui vaut $60,5\text{GPa}$. Cette valeur est beaucoup plus élevée que celui du module d'Young macroscopique. Les sensibilités de contrainte obtenues sont aussi légèrement différentes. Ces différences de propriétés peuvent être liées aux raisons suivantes :

- Différence de micro structure : Des différences sont observées entre les microstructures de l'éprouvette massive (FIG. 2) et de la soudure in situ (FIG. 4). Ces différences peuvent être attribuées à la présence de précipité d'intermétallique ((CuNi)₆Sn₅ avec un module de 80 GPa [12] dans les soudures) ou à un durcissement superficiel dû au polissage mécanique [14].
- Changement de la nature de la soudure : L'or se trouvant dans la couche de $75\mu\text{m}$ sur l'UBM se diffuse dans la bille. Il peut influencer ses propriétés mécaniques.
- Différence d'échelle et différentes méthodes d'essai : A l'échelle microscopique, les propriétés caractérisées sont influencées par le mouvement des grains. Le déplacement des grains par nanoindentation est différent de celui obtenu lors d'un essai de traction.
- Les distances entre les empreintes sont proches. Les zones plastifiées peuvent influencer les résultats obtenus par nanoindentation.

Les essais de nanoindentation in situ seront également complétés par des essais sous différentes températures.

Références

- [1] Kerr M., Chawala N., Creep deformation of Sn-3.5Ag solder/Cu couple at small length scales. *Acta Materialia*, 52, 4527-4535, 2004
- [2] Yang W., Felton L.E., Messler J. R.W., The effect of soldering process variables on the microstructure and mechanical properties of eutectic Sn-Ag-Cu solder joints, *Journal of Electronic Materials*, 24, 1465-1472, 1995
- [3] Stromswold E.I., Characterization of eutectic tin silver solder joints. Dissertation, University of Rochester, 1993
- [4] Wiese S., Roelling M., Wolter K-J, Creep of eutectic SnAgCu in thermally treated solder joints, *Electronic components and technology conference*, 2, 1272-1281, 2005
- [5] Liu C.Z., Chen J., Nanoindentation of lead-free solders in microelectronic packaging, *Materials Science and Engineering A*, 448, 340-344, 2006
- [6] Gao F., Takemoto K., Mechanical properties evolution of SnAg3.5 based lead free solders by nanoindentation, *Materials Letters*, 60, 2315-2318, 2006
- [7] Goodall R., Clyne Y.W., a critical appraisal of the extraction of creep parameters from nanoindentation data obtained at room temperature. *Acta materialia* 54, 5489-5499, 2006
- [8] Gao F., Nishikawa H., Takemoto T., Qu J., Méchanical properties versus temperature relation of individual phases in SnAg3Cu0.5 lead free solder alloy, *Microelectronics Reliability*, 49, 296-302, 2009
- [9] Tanaka M., Sasaki T., Kobayashi T. and Tatsumi T., Improvement in Drop Shock Reliability of Sn-1.2Ag-0.5Cu BGA Interconnects by Ni addition , Nippon steel corporation, 2006
- [10] Mayo M.J., Nix W.D., A micro-indentation study of superplasticity in Pb, Sn, and Sn-38wt% Pb. *Acta Metall*, 36, 2183-2192, 1988
- [11] Mayo M.J., Siegel R.W., Liao Y.X., Nix W.D., Nanoindentation of nanocrystalline ZnO. *J Mater Res*, 7, 973-9, 1992
- [12] Dong K., Shang G., Lead free solder interconnect reliability, chapitre 3, 77, 2005
- [13] Jasbir B., lead free soldering, lead free solder joint reliability, 160, 2007
- [14] Albrecht H-J, Hannach J., Häse A., Juritz A., Can nanoindentation help to determine the local properties of microelectronic materials? A state of art review. *Electronic Packaging Technology Conference*, 2004