

Étude de la tenue à la rupture d'un nouvel alliage de brasure sans plomb pour les applications d'électronique de puissance

L. BENABOU^a, V.N. LE^a, Q.B. TAO^b

a. LISV, Université de Versailles Saint-Quentin-en-Yvelines, 78035 Versailles, France
lahouari.benabou@uvsq.fr

b. The University of Danang, University of Science and Technology, Danang, Viet Nam

Résumé :

L'introduction de nouvelles brasures sans plomb, dopées par des éléments d'alliage en très faibles teneurs, permet de répondre aux conditions sévères de fonctionnement et aux niveaux élevés des contraintes thermomécaniques dans les applications de l'électronique de puissance. On analyse dans ce travail la tenue à la rupture statique d'une telle brasure, l'InnoLot, dont la composition est celle d'une base SAC387 améliorée. Des essais de rupture sont réalisés sur des éprouvettes de géométries différentes et dans les configurations du matériau massif et sous forme de joint utilisé avec un substrat cuivre. Les courbes de résistance à la rupture établies permettant de montrer la ténacité plus élevée de l'InnoLot par rapport à des brasures non dopées. L'explication proposée se rapporte, entre autres, à la formation de couches d'intermétalliques de contact plus fines dans le cas de l'InnoLot en raison du nickel, et par conséquent à une moindre fragilité du joint.

Abstract :

The use of new lead-free solders, including alloying elements in small quantities, gives the ability to address the harsh operating conditions and the high levels of thermo-mechanical stresses met in power electronics applications. We study in this work the fracture behaviour of one of these solder alloys, i.e. the InnoLot, whose composition is that of an improved SAC387 basis. Fracture tests are carried out with specimens of various geometries and in different configurations (bulk material and joint with copper substrates). The obtained J-R curves show that the toughness of the InnoLot material is higher in comparison to the classical solder alloys. This can be explained by the growth of finer intermetallic layers in the case of InnoLot due to the effect of nickel, thus resulting in some reduction of the brittleness of the solder joint.

Mots clefs : Alliages de brasure, InnoLot, Composés intermétalliques, Rupture, Banc de microtraction

1 Introduction

L'usage des brasures sans plomb, servant à assurer les interconnexions électriques dans les assemblages électroniques, est maintenant largement répandu depuis l'entrée en vigueur des législations interdisant certains éléments toxiques pour l'environnement. Parmi les nouveaux matériaux employés pour les brasures, les alliages de type SAC (Sn/Ag/Cu) sont particulièrement adaptés pour les applications d'électronique de puissance comme dans les domaines des transports électrifiés ou de l'énergie. Sous des conditions de fonctionnement à hautes puissances, les joints de brasure dans ces modules sont soumis à un niveau élevé de stress thermomécanique, qui peut provoquer, entre autres, leur défaillance par fissuration en fatigue. La délamination des joints peut également être produite par des chocs ou des vibrations mécaniques sur l'assemblage électronique. La problématique de la fiabilité des brasures pour l'électronique reste donc un défi actuel.

C'est dans ce contexte que des brasures dites améliorées sont apparues récemment. Elles résultent de l'ajout dans une base SAC d'éléments dopants en très faibles teneurs. Des éléments comme le nickel (Ni), le bismuth (Bi) ou l'antimoine (Sb), par exemple, peuvent être introduits dans un alliage SAC afin d'en améliorer certaines propriétés physico-mécaniques (abaissement de la température de brasage, augmentation de la résistance au fluage, etc.). Ces éléments dopants ont aussi un effet important sur la formation, dans le joint ou à l'interface joint/substrat, de composés intermétalliques ; ce qui conditionne fortement les propriétés microstructurales du joint de brasure. Dans le cas de cas de l'alliage récemment développé *InnoLot* (désignation commerciale de l'alliage Sn-3.8Ag-0.7Cu-3.0Bi-1.5Sb-0.15Ni), la croissance de fines couches d'intermétalliques de contact, à la jonction avec le substrat en cuivre, est ainsi contrôlée par la présence de Ni, tandis qu'un durcissement microstructural est obtenu par solution solide des éléments Bi et Sb dans la matrice d'étain [1,2]. Ces caractéristiques microstructurales induisent également dans la brasure *InnoLot* des mécanismes de déformation et de rupture particuliers qu'il convient de caractériser.

La fatigue du joint de brasure induite par les variations de température a déjà fait l'objet de plusieurs études, comme dans [3]. Le matériau est soumis dans ce cas à des cycles thermiques passifs et des cycles actifs de puissance. En ce qui concerne la résistance à la rupture sous chargement mécanique direct, très peu d'études existent, en particulier pour la brasure *InnoLot*. La connaissance de la réponse de l'assemblage sous ces conditions s'avère pourtant également nécessaire. On se propose dans cette étude d'examiner le comportement à la rupture de l'alliage *InnoLot* sous différentes configurations d'essai.

2 Démarche expérimentale

2.1 L'alliage *InnoLot*

L'alliage de brasure étudié, dénommé *InnoLot*, est constitué d'une base SAC387 (Sn-3.8Ag-0.7Cu) dopée au bismuth (3.0 wt%), antimoine (1.5 wt%) et nickel (0.15 wt%). Il s'agit d'un alliage utilisé pour réaliser les joints de brasure dans les modules de puissance, présents notamment dans les véhicules électriques et hybrides. Le comportement viscoplastique de l'alliage *InnoLot*, décrit selon le modèle d'Anand [4], a été identifié dans [5]. La réponse de l'alliage manifeste une forte dépendance aux facteurs de sollicitation que sont la vitesse de déformation et la température. Les valeurs de la limite élastique à 0.2% et de la contrainte ultime (résistance mécanique), obtenues à partir d'essais de traction uniaxiale sur des éprouvettes massives, sont rapportées dans le tableau 1 pour différentes vitesses de déformation à température ambiante. Le comportement de l'alliage est également dépendant des conditions de vieillissement. On constate ainsi une évolution significative des

propriétés mécaniques au cours du temps en raison de modifications microstructurales liées à des phénomènes de diffusion à l'état solide et de recristallisation dynamique. Des essais de traction uniaxiale, réalisés après différentes périodes de vieillissement isotherme à 100°C, montrent que les propriétés mécaniques (limite élastique et résistance) chutent essentiellement au cours du premier mois et se stabilisent par la suite (-20% de chute environ par rapport aux propriétés après refusion).

TAB. 1 – Évolution de la limite élastique conventionnelle et de la résistance mécanique en fonction de la vitesse de déformation (température ambiante).

$\dot{\epsilon}$ (1/s)	$R_{e,0.2}$ (MPa)	R_m (MPa)
2×10^{-5}	46.60	60.11
2×10^{-4}	49.63	70.57
2×10^{-3}	53.89	81.93
2×10^{-2}	55.44	92.09

2.2 Préparation des éprouvettes

L'étude du comportement du matériau à la rupture nécessite d'utiliser des éprouvettes particulières, dont certains types sont standardisés. On considère dans cette étude deux types de configuration : l'éprouvette *Single Edge Notched Tension* (SENT) pour le test sous traction du matériau massif et l'éprouvette *Compact Tension* (CT) modifiée pour le test sous traction du matériau en configuration joint. Les deux géométries sont représentées sur la figure 1. Dans le cas de la configuration SENT, le matériau est disposé dans un récipient en graphite et introduit dans un four pour être soumis à un profil thermique type pour la refusion. Le matériau en fusion est ensuite versé dans un moule en inox 304, lui-même placé dans un bain d'eau froide pour un refroidissement rapide (3-4°C/s) essentiel à la formation d'une microstructure de joint adéquate. Après solidification, le bloc est usiné aux dimensions souhaitées par le procédé d'électroérosion (EDM). En ce qui concerne la configuration CT modifiée, deux substrats en cuivre sont usinés avec la géométrie requise, puis les faces à braser sont finement polies et nettoyées chimiquement (dégraissage et retrait des oxydes). Une préforme de brasage devant constituer le joint est ensuite insérée entre ces deux faces sur lesquelles un flux de brasage est appliqué au préalable pour améliorer la mouillabilité de la brasure. L'assemblage est enfin placé dans un four pour subir le profil thermique pour la refusion, suivi d'un refroidissement contrôlé. Les éprouvettes SENT et CT sont entaillées et pré-fissurées en fatigue, puis soumises à un traitement de stabilisation (2h à 100°C) pour la relaxation des contraintes résiduelles éventuelles.

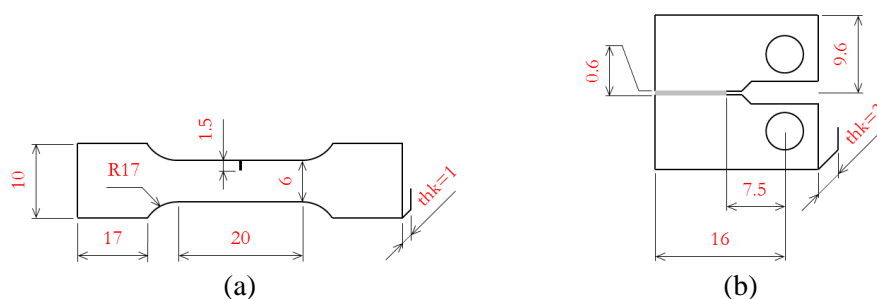


FIG. 1 – Géométries et dimensions des éprouvettes entaillées : (a) traction du matériau massif (SENT), (b) traction compacte avec joint (CT).

2.3 Moyens d'essai

Les essais sont réalisés à l'aide d'un banc de micro-traction développé au sein du laboratoire [6]. La machine est équipée d'un capteur de déplacement LVDT de course ± 6 mm et d'une cellule de charge de capacité ± 2 kN (figure 2). Les deux capteurs sont reliés à des conditionneurs de signaux afin d'augmenter la précision des mesures. Le mouvement est produit par un moteur pas-à-pas (200 pas par tour) associé à un contrôleur permettant d'atteindre une résolution de *micro-stepping* (jusqu'à 1/128^{ème} de pas). L'acquisition de données est réalisée à l'aide d'une carte *National Instruments* 16 bits et une interface utilisateur *LabVIEW* permet de configurer les essais et d'enregistrer les mesures. Une caméra CCD est associée au dispositif d'essai pour la mesure, par corrélation d'images (DIC), du champ de déplacement sur l'éprouvette testée [7]. La taille minimale du champ de vision que permet la caméra est d'environ $7.8 \text{ mm} \times 5.9 \text{ mm}$ avec une taille de pixel de $5.7 \mu\text{m}/\text{pixel}$; ce qui s'avère adapté à l'utilisation de la DIC sur les éprouvettes de petites dimensions. L'évaluation du système d'imagerie utilisé a montré que le bruit du capteur de caméra est inférieur à 1% de la plage dynamique et que la résolution pouvant être atteinte est 1/67 pixel.

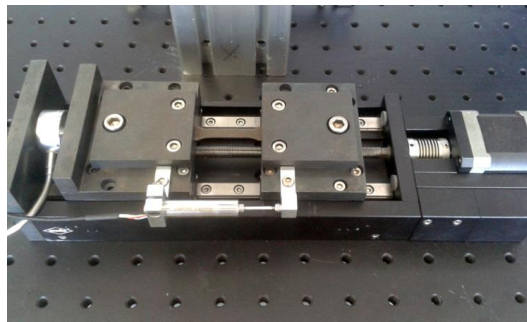


FIG. 2 – Banc de micro-traction pour les essais mécaniques sur éprouvettes miniatures.

2.4 Mesure de la longueur de fissure

Lors des essais de ténacité, la longueur de fissure doit être mesurée avec suffisamment de précision durant sa propagation. L'utilisation de la corrélation d'images est une technique qui peut être envisagée pour réaliser ce type de mesure puisque la méthode offre des algorithmes robustes pour permettre une détection du chemin de fissuration sur les images en niveaux de gris [8]. En raison de la concentration de contrainte en fond de fissure, la déformation dans la direction du chargement est relativement élevée à cet endroit et décroît avec la distance. La figure 3a montre, dans le cas de l'éprouvette SENT, les profils de déformation le long de la ligne de fissuration obtenus par la méthode DIC à des incréments de temps réguliers, avant et après propagation. La position exacte du front de fissure est difficile à déterminer mais l'incrément de fissure, Δa , correspond précisément à la distance entre deux profils consécutifs. La longueur de fissure est représentée en fonction du déplacement imposé sur la figure 3b.

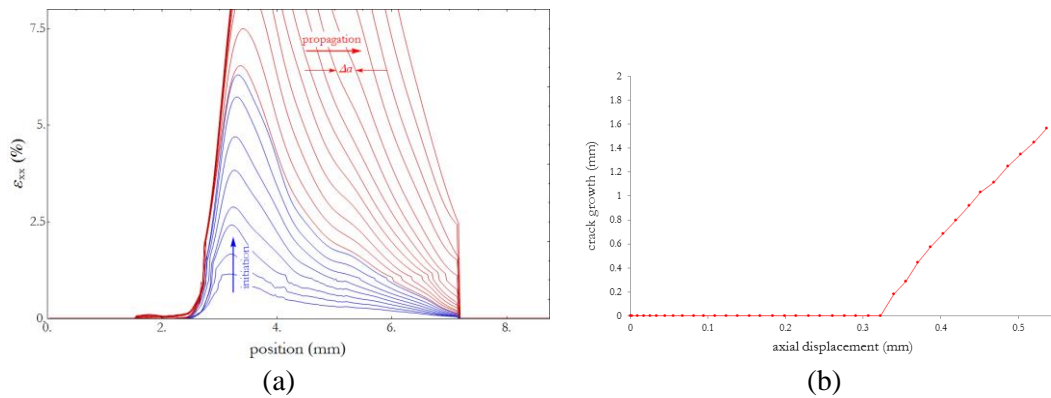


FIG. 3 – (a) Profils de la déformation axiale dans l'éprouvette SENT au cours de la fissuration, obtenus par corrélation d'images, (b) Évolution de la longueur de fissure en fonction du déplacement imposé sur l'éprouvette SENT.

3 Résultats

3.1 Taux de restitution d'énergie critique du joint

La figure 4 montre la courbe force-déplacement enregistrée lors d'un essai de rupture sur une éprouvette CT. En raison du comportement non linéaire du joint de brasure, on détermine le facteur d'intensité de contrainte, K_Q , selon le standard ASTM E1820 en utilisant la formule suivante :

$$K_Q = \frac{P_Q}{Bw^{1/2}} \frac{(2 + a/w)(0.886 + 4.64a/w - 13.32(a/w)^2 + 14.72(a/w)^3 - 5.6(a/w)^4)}{(1 - a/w)^{3/2}} \quad (1)$$

où a/w représente le rapport entre la longueur de fissure et la largeur de l'éprouvette au droit de la fissure, B l'épaisseur de l'éprouvette et P_Q l'effort critique à l'initiation de la rupture, obtenu comme l'intersection de la droite à 95% de la pente initiale et de la courbe d'essai.

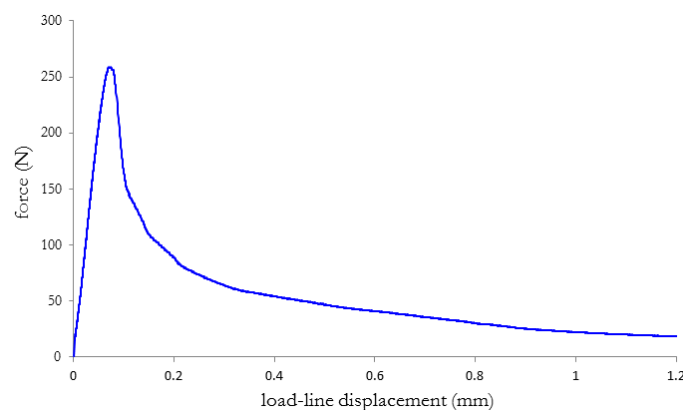


FIG. 4 – Courbe obtenue lors de l'essai de rupture d'une éprouvette CT.

La valeur obtenue pour le facteur K_Q dans le cas du joint *InnoLot* est $176.7 \text{ MPa}\sqrt{\text{mm}}$, à savoir un taux de restitution d'énergie critique G_c égal à 776 J/m^2 . Pour comparaison, une valeur de 380 J/m^2 a été déterminée dans le cas d'un joint de brasure à base de SAC305 [9]. La différence peut s'expliquer

par la présence de composés intermétalliques de contact plus fins dans le cas de l'alliage *InnoLot* [1]. Ces composés intermétalliques (Cu_3Sn et Cu_6Sn_5) se développent en effet sous forme de couches à l'interface substrat/joint lors du processus de refusion et constituent par la suite des phases rigides par rapport à la matrice d'étain. Par ailleurs, des zones de concentration de contrainte peuvent apparaître en raison d'une certaine rugosité de l'interface d'adhésion entre l'intermétallique Cu_6Sn_5 et la matrice d'étain. Une épaisseur importante de cette couche, due à une inter-diffusion élevée des éléments chimiques comme c'est le cas pour une brasure non dopée, aura tendance à causer une rupture fragile au niveau de l'intermétallique, réduisant ainsi l'énergie à rupture du joint de brasure. Dans le cas de l'alliage *InnoLot*, la présence de nickel inhibe le développement de l'intermétallique Cu_3Sn et limite significativement la croissance par diffusion de la couche Cu_6Sn_5 . Ceci favorise davantage la dissipation d'énergie plastique par déformation de la matrice d'étain, plus ductile, et conduit à une énergie à rupture plus élevée du joint.

3.2 Courbes de résistance à la rupture

En configuration massive, le matériau est testé sous forme d'éprouvette SENT. Ce type d'éprouvette n'étant pas intégré dans le standard ASTM, la courbe J-R est établie en réalisant une série de calculs EF avec différentes longueurs de fissure et en condition de contraintes planes. Pour chaque modèle EF associé à une longueur de fissure donnée, une charge maximale est appliquée sur l'éprouvette de brasure à laquelle des propriétés non linéaires sont affectées [5]. La charge est déterminée à partir des mesures de la taille de fissure réalisées au cours de l'essai de rupture (figure 3b). La valeur de l'intégrale de contour J est ainsi calculée dans chaque modèle et son évolution avec la variation de la longueur de fissure peut être obtenue (figure 5). Pour l'éprouvette CT, l'intégrale J est estimée selon le standard ASTM E1820 en appliquant la formule suivante :

$$J = J_e + J_p = \frac{K^2}{E'} + \frac{\eta_p}{B(w-a)} A_p \quad (2)$$

où η_p est un facteur géométrique dépendant uniquement du rapport a/w et dont l'expression est donnée dans le standard ASTM, et A_p est l'aire plastique sous la courbe force-déplacement. La courbe J-R obtenue pour ce type d'éprouvette est également reportée dans la figure 5 pour une comparaison avec la géométrie SENT. Cette dernière étant d'épaisseur relativement fine, ce sont des conditions de contraintes planes qui règnent au voisinage du front de fissure, conduisant au développement d'une plus grande région plastique et à une ténacité plus importante. La valeur de l'intégrale J à l'amorçage de la rupture ductile, J_{Ic} , est calculée, dans les deux cas, en déterminant l'intersection de la loi puissance ajustée aux données, $J = C_1 A a^{C_2}$, et de la droite d'émoussement translatée de 0.2 mm. On trouve une valeur de J_{Ic} égale à 1340.91 J/m² pour l'éprouvette SENT et à 731.78 J/m² pour l'éprouvette CT.

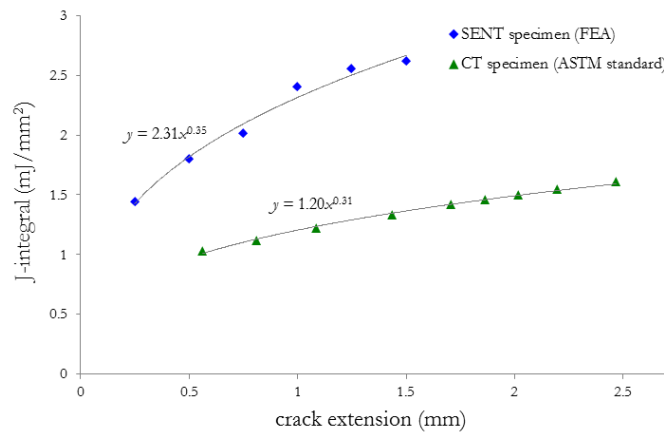


FIG. 5 – Courbes de résistance à la rupture pour les éprouvettes SENT et CT.

4 Conclusion

Des joints de brasure ont été fabriqués selon le process industriel et testés à la rupture afin d'évaluer leur comportement. Différentes configurations ont pu être étudiées, en particulier celle de l'éprouvette CT modifiée incorporant un joint de brasure entre deux substrats en cuivre. Ce type d'éprouvette permet de reproduire la formation des couches d'intermétalliques de contact qui jouent un grand rôle dans la tenue mécanique des joints de brasure dans les assemblages électroniques. La technique de corrélation d'images a permis de suivre la propagation du front de fissure et de mesurer l'évolution de la longueur de fissure en cours d'essai, donnant ainsi la possibilité de construire la courbe de résistance à la rupture ductile. Les résultats montrent que le nouvel alliage possède une ténacité plus élevée que celles des brasures non dopées, notamment en raison de la présence de nickel qui limite la formation des intermétalliques réputés pour être une source de fragilité.

Références

- [1] Q.B. Tao, L. Benabou, L. Vivet, V.N. Le, F.B. Ouezdou, Effect of Ni and Sb additions and testing conditions on the mechanical properties and microstructures of lead-free solder joints, *Materials Science & Engineering A* 669 (2016) 403-416
- [2] Q.B. Tao, L. Benabou, V.N. Le, H. Hwang, D.B. Luu, Viscoplastic characterization and post-rupture microanalysis of a novel lead-free solder with small additions of Bi, Sb and Ni, *Journal of Alloys and Compounds* 694 (2017) 892-904
- [3] V.N. Le, L. Benabou, Q.B. Tao, V. Etgens, Modeling of intergranular thermal fatigue cracking of a lead-free solder joint in a power electronic module, *International Journal of Solids and Structures* 106-107 (2017) 1-12
- [4] L. Anand, Constitutive equations for hot-working of metals, *International Journal of Plasticity* 1 (1985) 213-231
- [5] V.N. Le, L. Benabou, V. Etgens, Q.B. Tao, Finite element analysis of the effect of process-induced voids on the fatigue lifetime of a lead-free solder joint under thermal cycling, *Microelectronics Reliability* 65 (2016) 243-254
- [6] Q.B. Tao, L. Benabou, L. Vivet, K.L. Tan, J.M. Morelle, V.N. Le, F.B. Ouezdou, A design of a new miniature device for solder joints' mechanical properties evaluation, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science* (2016), doi: 10.1177/0954406216654728

- [7] L. Benabou, Q.B. Tao, Development and first assessment of a DIC system for a micro-tensile tester used for solder characterization, *Experimental Techniques* (2017), doi: 10.1007/s40799-017-0175-4
- [8] P.L. Reu, B.R. Rogillio, G.W. Wellman, Crack tip growth measurement using digital image correlation, in: E.E. Gdoutos (ed), *Proceedings of the 13th International Conference on Experimental Mechanics*
- [9] S.P.V. Nadimpalli, J.K. Spelt, Fracture load prediction of lead-free solder joints, *Engineering Fracture Mechanics* 77 (2010) 3446-3461