

Contribution à l'étude du diagramme d'équilibre des phases du système ternaire indium–étain–zinc

A. Sabbar^a, A. Zrineh^a, M. Gambino^b, J.P. Bros^{b,*}

^aLaboratoire de Chimie Physique Générale, Faculté des Sciences, Université Mohamed V, Av. Ibn Batouta, Rabat, Morocco

^bUniversité d'Aix Marseille I, IUSTI-CNRS-UMR 6595, Technopôle de Château-Gombert, 5 rue E. Fermi, 13453 Marseille Cedex 13, France

Received 24 July 2000; received in revised form 2 August 2000; accepted 27 October 2000

Abstract

The phase diagram of the In–Sn–Zn system has been determined by differential scanning calorimetry on the entire molar fraction range. The location of the liquidus surface and of the ternary eutectic plan have been precised. This new information, in good agreement with some results already published, allows the In–Sn–Zn phase diagram to be proposed. © 2001 Elsevier Science B.V. All rights reserved.

Résumé

Par calorimétrie différentielle à balayage, le diagramme d'équilibre des phases du système ternaire In–Sn–Zn a été étudié sur un large domaine de compositions: la surface du liquidus ainsi que la position du plan eutectique ternaire ont été déterminées. Ces informations, comparées à celles déjà proposées par d'autres chercheurs, permettent de compléter la connaissance de ce diagramme d'équilibre ternaire. © 2001 Elsevier Science B.V. All rights reserved.

Keywords: Système ternaire In–Sn–Zn; Calorimétrie différentielle à balayage; Diagramme d'équilibre des phases; Thermodynamique

Keywords: In–Sn–zn system; Differential scanning calorimeter; Equilibrium phase diagram; Thermodynamics

1. Introduction

L'abandon conseillé des alliages à base de plomb pour réaliser des soudures fondant à basse température, et principalement employées dans le domaine de l'industrie électronique, a suscité un intérêt très marqué pour divers systèmes binaires, ternaires et qua-

ternaires comportant de l'étain et du zinc. Le premier d'entre eux fut l'alliage ternaire In–Sn–Zn, l'addition de l'indium, métal relativement cher, ayant pour conséquences, non seulement, d'abaisser la température de fusion du mélange eutectique Sn–Zn, mais aussi, d'en augmenter la mouillabilité, deux facteurs nécessaires mais pas suffisants intervenant dans les critères de choix d'un alliage pour soudures.

Comme pour beaucoup de matériaux réservés à des usages très spécifiques nous constatons que, pour ces alliages, le nombre de constituants va sans cesse en

* Corresponding author. Fax: +33-491-106969.
E-mail address: brosjp@iusti.univ-mrs.fr (J.P. Bros).

augmentant: ceci, très logiquement, entraîne un nombre toujours croissant de déterminations expérimentales pour suivre et interpréter les modifications des propriétés physiques et chimiques. Par exemple, si pour un alliage binaire, un nombre relativement restreint d'expériences peut nous indiquer rapidement l'évolution d'une propriété (température de fusion, densité, tension de vapeur, ...) en fonction de la composition, il n'en est plus de même pour un système à trois, quatre, ... n constituants; le nombre de déterminations expérimentales et, par conséquent, le coût de la recherche deviennent alors rapidement prohibitifs. Dans le domaine de la recherche d'un diagramme d'équilibre, le nombre d'expériences peut être considérablement réduit, avec succès, par un calcul a priori des domaines d'existence des phases en équilibre; un tel calcul nécessite la connaissance des fonctions thermodynamiques d'excès (*enthalpie libre G , enthalpie H , entropie S*) et une minimisation des potentiels chimiques. Dans ce but, pour le système In–Sn–Zn, nous avons, d'une part, déterminé les variations de l'enthalpie molaire de formation de la phase liquide sur un large domaine de composition [1], d'autre part, recherché expérimentalement quelques informations complémentaires concernant son diagramme d'équilibre; ces derniers résultats font l'objet de cette présentation.

2. Analyse bibliographique

Les principales informations bibliographiques disponibles relatives aux trois systèmes binaires limitrophes et au système ternaire sont rapidement rappelées dans ce qui suit (les températures sont indiquées en °C et les compositions en fraction molaire). Pour des facilités de reproduction, les schémas des trois diagrammes d'équilibre des phases proviennent du logiciel Tapp [2].

2.1. Le système In–Sn

Les travaux relatifs à ce système sont très nombreux et plusieurs compilations ont été publiées [3–5]. Le diagramme de phases (Fig. 1) montre un point eutectique et le domaine solide est le plus complexe de ces trois systèmes limitrophes. Les coordonnées du point eutectique, proposées par divers auteurs, se situent sur les domaines $116 < T_{\text{eut}} (\text{°C}) < 120$ et $0,472 < x_{\text{Sn}} < 0,485$; les valeurs $T_{\text{eut}} = 120\text{°C}$ et $x_{\text{Sn}} = 0,483$ [6] sont les plus couramment admises. Les phases β et γ se décomposent avant de fondre à 143 et à 224°C, respectivement.

L'enthalpie de formation de ce système a été déterminée par calorimétrie par plusieurs chercheurs

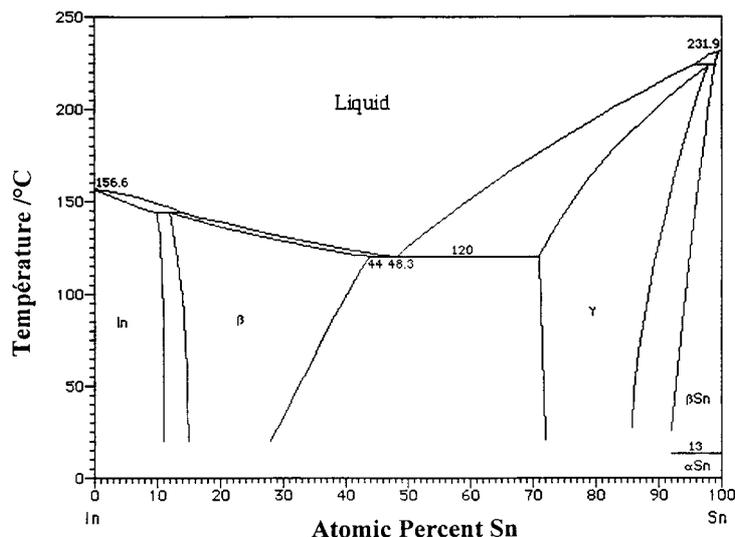


Fig. 1. Le diagramme d'équilibre des phases du système In–Sn [2].

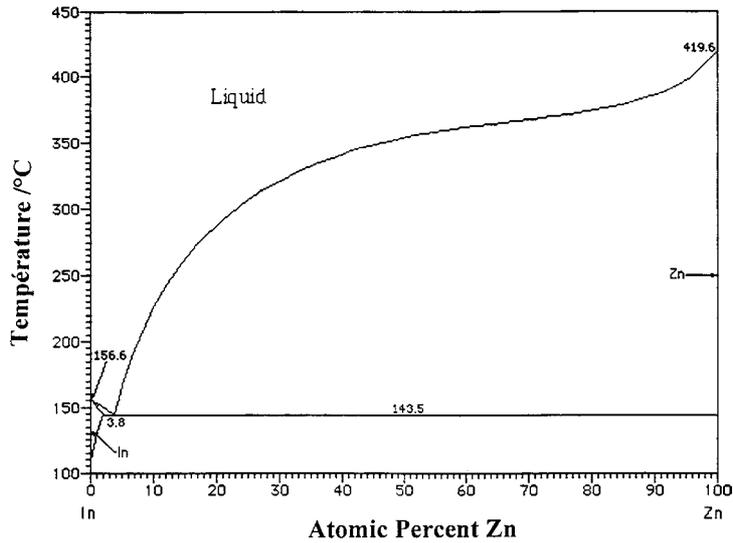


Fig. 2. Le diagramme d'équilibre des phases du système In–Zn [2].

et les résultats s'accordent [1]. Utilisant les fonctions thermodynamiques, le diagramme d'équilibre des phases a été recalculé par Lee et collaborateurs [7]: températures expérimentales et estimées sont en bon accord. Nous n'avons mentionné ici que les températures d'équilibre retenues par les plus récentes compilations [3,7–9].

2.2. Le système In–Zn

Le diagramme d'équilibre des phases [2] de ce système (Fig. 2) montre un point eutectique situé sur les domaines $141,5 < T_{\text{eut}} (^{\circ}\text{C}) < 144,0$ et $0,31 < x_{\text{Zn}} < 0,48$ [10,11]. Les coordonnées les plus souvent retenues sont $146,5^{\circ}\text{C}$ et $x_{\text{Zn}} = 0,48$ [10]. Les deux solutions solides extrémales sont relativement importantes; les solubilités à l'état solide à cette température eutectique sont respectivement égales à $x_{\text{Zn}} = 0,0206$ et $x_{\text{In}} = 0,0012$.

Hultgren et al. [4], puis Dutkiewicz et Zabulski. [10,11] ont compilé et analysé les données thermodynamiques de ce système. En 1987, Hajra [12] a proposé une analyse critique des grandeurs thermodynamiques et du diagramme d'équilibre des phases. Les températures du liquidus ainsi recalculées sont en bon accord avec les données expérimentales; nous les avons retenues pour cette étude.

2.3. Le système Sn–Zn

Le diagramme d'équilibre des phases de ce système [2] est relativement simple (Fig. 3). Il présente un point eutectique dont les coordonnées sont situées sur les domaines $198 < T_{\text{eut}} (^{\circ}\text{C}) < 199$ et $0,146 < x_{\text{Zn}} < 0,152$ [13–16] et deux solutions solides extrémales étroites (à la température eutectique, les solubilités à l'état solide de l'étain et du zinc sont respectivement égales à $x_{\text{Sn}} = 0,00039$ et $x_{\text{Zn}} = 0,006$ [17,18]).

Moser et al. [17,18] ont déterminé par le calcul la ligne liquidus: leurs résultats sont en accord avec la compilation de Hultgren et al. [4,5]. Plusieurs groupes de chercheurs ont étudié la cohérence entre les données thermodynamiques disponibles et le diagramme d'équilibre. Hajra et Sinha [12], puis Srivastava et Sharma [16], en utilisant différents modèles de solutions pour représenter les fonctions thermodynamiques d'excès de ce système, ont montré qu'il y a une cohérence entre les données calculées et expérimentales.

2.4. Le système In–Sn–Zn

Malgré tout l'intérêt suscité par le système ternaire In–Sn–Zn pour trouver un nouvel alliage pour soudeuse, il faut noter que, jusqu'à une date très récente, les

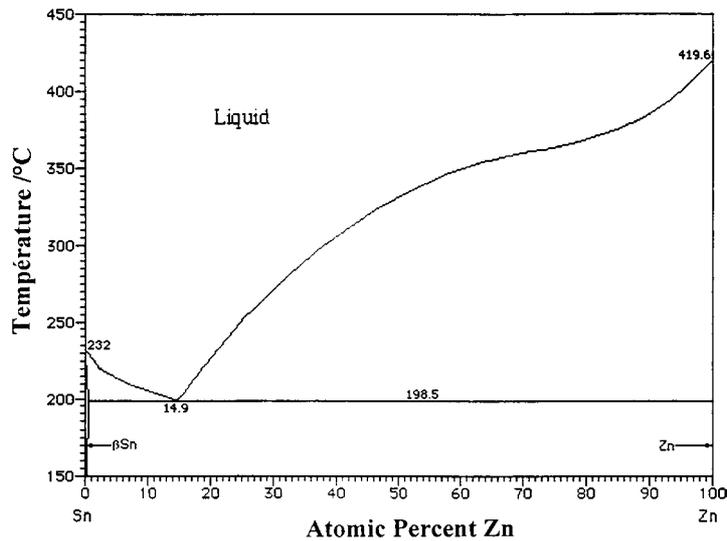


Fig. 3. Le diagramme d'équilibre des phases du système Sn–Zn [2].

données physico-chimiques étaient relativement rares et incomplètes. Spengler [19] en 1954, Yoon et al. [20] en 1997, Xie et al. [21] en 1998, ont contribué à la connaissance du diagramme d'équilibre des phases alors que Moser [22] en 1995 et Anrès et al. [1] ont publié respectivement des données relatives aux enthalpies libres et enthalpies de formation. En dehors de ces travaux, quelques informations fragmentaires relatives au diagramme d'équilibre de ce système sont aussi disponibles dans des articles plus généraux relatifs aux propriétés physiques des soudures pour les alliages $\text{Sn}_{0,752}\text{-Zn}_{0,096}\text{-In}_{0,152}$ [23], $\text{Sn}_{0,815}\text{-Zn}_{0,048}\text{-In}_{0,136}$ [24] et $\text{Sn}_{0,800}\text{-Zn}_{0,048}\text{-In}_{0,152}$ [25,26].

3. Expérimentation

3.1. Synthèse des échantillons

Les alliages sont obtenus par synthèse directe dans des cellules en Pyrex ou en quartz, scellées sous vide. Les masses des différents métaux sont pesées avec une précision de l'ordre de 0,5/1000. Les compositions des alliages ternaires ainsi synthétisés dont les masses totales sont comprises entre 200 et 500 mg, sont donc connues avec une précision de l'ordre de 2/1000.

Chaque morceau de métal est nettoyé à l'acétone, séché puis pesé. Les alliages sont fondus, agités et refroidis plusieurs fois avant d'être étudiés.

Les trois métaux utilisés de haute pureté (99,9999 at.%) ont été fournis, sous forme de lingots, par la société Koch-Light.

3.2. Analyse thermique différentielle

Le calorimètre utilisé pour cette étude (DSC 111 de la société Setaram, Lyon, France) est construit sur le même principe que le microcalorimètre Calvet. Les deux cellules, expérimentale et témoin, de forme cylindrique, ont pour dimensions: diamètre externe 6 mm, longueur 20 mm. Cet appareil ainsi que ses conditions d'emploi en thermodynamique métallurgique ont déjà fait l'objet d'une description [27].

4. Résultats expérimentaux

4.1. Conditions expérimentales

La surface cylindrique des cellules en Pyrex ou en quartz a été rodée afin d'être en bon contact thermique avec le capteur. Toutes les expériences ont été réalisées sous flux d'argon et les vitesses de chauffe et de

Table 1
 Résultats expérimentaux exprimés en °C^a

In–Sn–Zn		Sol. ph.	Sol. ph.	Eut.	Eut.	Eut.	Eut.	Eut.	Eut.	Liq.	Liq.	Liq.
		[nous]	[21]	plan T_c	plan T_r	plan [21]	val T_c	val T_r	val [21]	T_c	T_r	[21]
x_{In}/x_{Sn}	x_{Zn}											
5/95	0,00									224*		
	0,05						184	186		210	208	
	0,10						184	187		197	195	
	0,13*						185**			187**		
	0,15						184	190		199	198	
	0,20						186	189		239	230	
	0,30						185	190		280	270	
	0,40						186	190		311	302	
	0,32		152							202		283
	0,49		90							202		324
	0,66		77							191		351
	1,00										420(")	420(")
	15/85	0,00									207	
0,05				108	104		166	168		197	189	
0,10				108	104		171	177		177	177	
0,15				108	104		172	177		215	204	
0,20				108	104		171	177		243	232	
0,30				108	104		172	178		282	274	
0,40				108	105		172	179		314	306	
0,55				107	104		172	180		345	339	
0,29										187/160		268
0,33										185/175		285
0,46										188/163		321
0,63										184/156		353
1,00												420(")
1/2	0,00									167		
	0,05			108	105		151	142		159	151	
	0,10			108	105		157	149		192	177	
	0,15			108	106		157	149		224	214	
	0,20			108	106		156	149		250	241	
	0,30	34		108	105		156	149		295	284	
	0,35	60		108	105		157	149		312	300	
	0,40	53		107	105		156	149		321	312	
	0,25					110				156		282
	0,40					110				155		317
	0,58					107				156		352
	0,70					110				154		369
	1,00										420(")	420(")
52/48	0,00									120*		
	0,02									108		
	0,05	70		108	105					183	177	
	0,10	70		108	105					210	187	
	0,15	70		108	106					246	225	
	0,20			108	106					263	254	
	0,30			108	105					301	293	
	0,35			108	106					318	308	
	0,40			107	106					331	321	
	0,19					110						272
	0,32					108						313
	0,49					109						345

Table 1 (Continued)

In–Sn–Zn		Sol. ph.	Sol. ph.	Eut.	Eut.	Eut.	Eut.	Eut.	Eut.	Liq.	Liq.	Liq.
		[nous]	[21]	plan T_c	plan T_r	plan [21]	val T_c	val T_r	val [21]	T_c	T_r	[21]
x_{In}/x_{Sn}	x_{Zn}											
	0,81					108						378
	1,00									420(")		420(")
2/1	0,00	52								128		
	0,03	53								111		
	0,05	56					111	105		161	144	
	0,10	58					111	105		211	198	
	0,15						111	106		248	237	
	0,20						111	106		273	264	
	0,30						111	105		312	302	
	0,14		49(e)						114			252
	0,25		49(e)						113			303
	0,40		51(e)						114			337
	0,85								115			380
	1,00									420(")		420(")
85/15	0,00									143*		
	0,03									128		
	0,05						127	127		165	155	
	0,10						125	127		223	215	
	0,20						125	128		288	278	
	0,30						125	128		317	310	
	0,40						125	128		337	331	
	0,07								127			197
	0,13								127			249
	0,23								125			300
	0,88								123			384
	1,00									420(")		420(")

^a En tête de colonnes sont mentionnés les sigles utilisés sur les figures correspondantes. Les deux premières colonnes indiquent la composition des alliages étudiés (x_{In}/x_{Sn} et x_{Zn}). Les colonnes 3 et 4 rassemblent nos résultats (nous) et ceux de Xie et al. [21] obtenus pour la phase solide (Sol. Ph). Les colonnes 5, 6 et 7 donnent les températures du plan eutectique (T_c et T_r sont les températures relevées au chauffage et au refroidissement). Les colonnes 8, 9 et 10 indiquent les températures de la vallée eutectique et les colonnes 11, 12 et 13 celles de la surface liquidus; (*) indique la température relevée sur le binaire limitrophe [4,5], (**) correspond à une donnée interpolée et (") à la température de fusion du corps pur. Dans la colonne 10, pour $x_{In}/x_{Sn} = 15/85$, les deux valeurs expérimentales données par [21] sont indiquées. Les températures 49(e), 49(e) et 5(e) ont été obtenues à partir des lignes extrapolées données par [21].

refroidissement sont comprises entre 0,25 et 5°C/min sur le domaine de température 30–450°C. L'étalonnage en température de cet appareil a été obtenu en étudiant la fusion de métaux de haute pureté (indium, étain, zinc). La précision avec laquelle est repérée la température dépend de la forme du thermogramme enregistré et de la vitesse de chauffe choisie; elle se situe entre $\pm 0,2$ et ± 3 °C. Les compositions des 37 alliages synthétisés et étudiés sont reportées dans les deux premières colonnes (Table 1). Ces alliages appartiennent aux isoplèthes $x_{In}/x_{Sn} = 5/95$, 15/85, 1/2, 52/48, 2/1 et 85/15.

4.2. Résultats

Toutes les températures d'équilibre relevées sur les thermogrammes ont été rassemblées (Table 1). Les températures obtenues, soit au chauffage, soit au refroidissement, sont indiquées respectivement par T_c et T_r . Sur les Figs. 4–9 sont reportées nos valeurs expérimentales ainsi que celles extraites de la publication de Xie et al. [21].

Expérimentalement le plan eutectique ternaire est observé pour tous les échantillons dont le rapport x_{In}/x_{Sn} est compris entre les sections $x_{In}/x_{Sn} = 15/85$ et

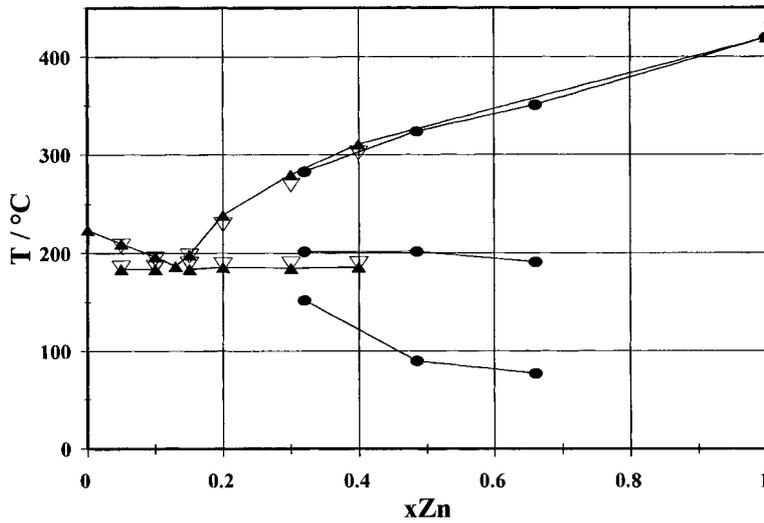


Fig. 4. Coupe isoplète $x_{In}/x_{Sn} = 5/95$. Températures d'équilibre obtenues au chauffage (\blacktriangle) et au refroidissement (∇) pour la surface liquidus et la vallée eutectique. Températures d'équilibre proposées par (\bullet) [21].

52/48 (voir Table 1). De nombreuses déterminations ont été effectuées pour prendre en compte l'influence de la vitesse d'évolution en température du calorimètre sur la détermination de la température eutectique (voir Table 2).

Cependant, bien que correspondant à un effet thermique très faible, cet eutectique ternaire est nettement

visible sur la section $x_{In}/x_{Sn} = 15/85$. Ceci est peut-être dû à une difficulté de formation de la phase γ dans l'alliage In–Sn. Okamoto [3] a d'ailleurs remarqué une tendance à la métastabilité des phases β et γ du système In–Sn et préconise un refroidissement très rapide du liquide pour en favoriser la solidification. Par contre l'effet eutectique ternaire n'est plus visible

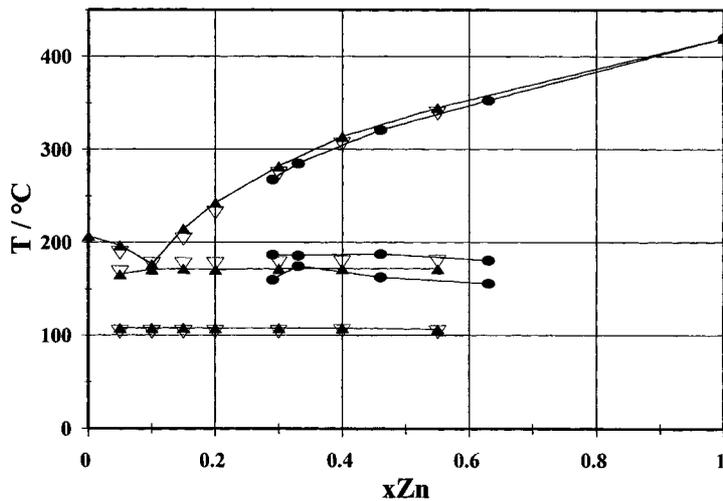


Fig. 5. Coupe isoplète $x_{In}/x_{Sn} = 15/85$. Températures d'équilibre obtenues au chauffage (\blacktriangle) et au refroidissement (∇) pour la surface liquidus, pour la vallée eutectique et pour le plan eutectique ternaire. Températures d'équilibre proposées par [21] (\bullet).

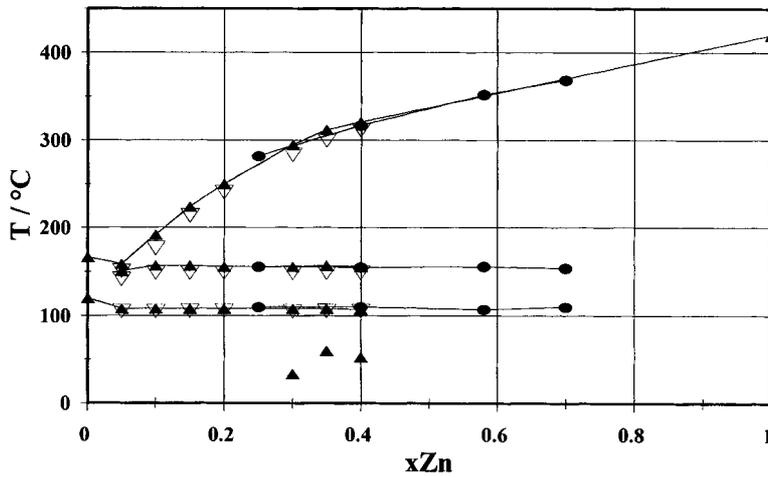


Fig. 6. Coupe isoplèthe $x_{\text{In}}/x_{\text{Sn}} = 1/2$. Températures d'équilibre obtenues au chauffage (\blacktriangle) et au refroidissement (∇) pour la surface liquidus, pour la vallée eutectique et pour le plan eutectique ternaire. Les trois points à des températures inférieures à 100°C n'ont pas encore été expliqués. Températures d'équilibre proposées par (\bullet) [21].

pour les alliages appartenant aux sections $x_{\text{In}}/x_{\text{Sn}} = 5/95$, $2/1$ et $85/15$. Enfin la valeur proposée pour la température eutectique ternaire par Mikula et al. [21] est très peu différente de la nôtre ($109 \pm 1^\circ\text{C}$, Table 1). Remarquons que Yoon et collaborateurs [20] ont

déterminé et calculé quelques températures d'équilibre d'alliages ternaires (voir Table 3(a) et (b)). Ils ont aussi proposé pour les coordonnées du point eutectique ternaire les valeurs calculées [20] ($x_{\text{Sn}} = 0,443$ et $x_{\text{In}} = 0,522$ avec $T_{\text{eut}} = 105^\circ\text{C}$) et expérimentales

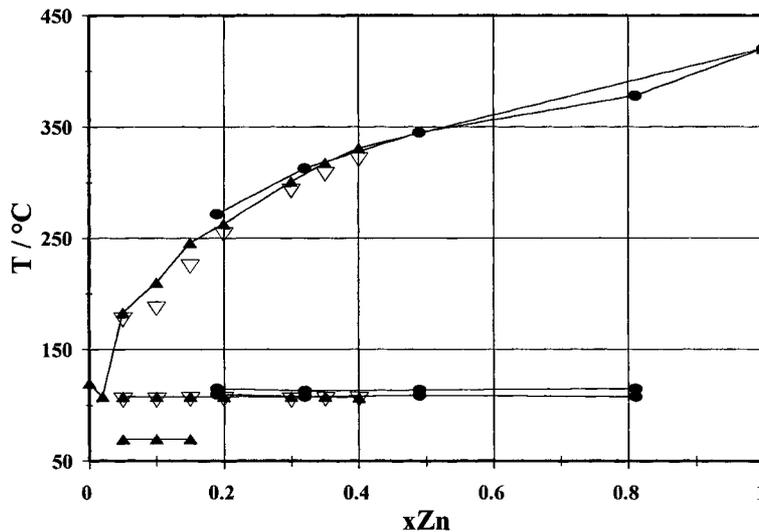


Fig. 7. Coupe isoplèthe $x_{\text{In}}/x_{\text{Sn}} = 52/48$. Températures d'équilibre obtenues au chauffage (\blacktriangle) et au refroidissement (∇) pour la surface liquidus et pour le plan eutectique ternaire. Les trois points à des températures inférieures à 100°C n'ont pas encore été expliqués. Températures d'équilibre proposées par (\bullet) [21].

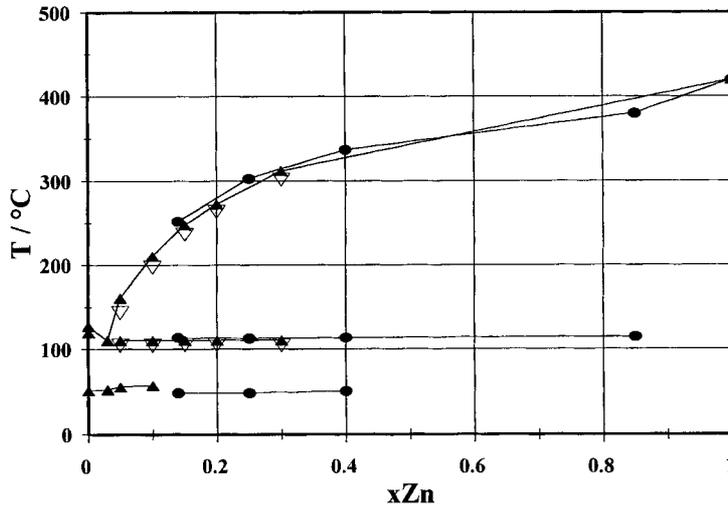


Fig. 8. Coupe isoplèthe $x_{\text{In}}/x_{\text{Sn}} = 2/1$. Températures d'équilibre obtenues au chauffage (▲) et au refroidissement (▽) pour la surface liquidus, pour la vallée eutectique et pour le plan eutectique ternaire. Températures d'équilibre proposées par [21]. Les trois points (●) situés à la température de 50°C proviennent des lignes d'équilibre extrapolées indiquées dans la référence [21].

[23] ($x_{\text{Sn}} = 0,445$ et $x_{\text{In}} = 0,520$ avec $T_{\text{eut}} = 108^\circ\text{C}$); celles-ci sont en bon accord.

Par contre, la vallée eutectique a été observée pour toutes les sections autres que celle correspondant au rapport 52/48:

1. Dans la zone riche en indium, pour $x_{\text{In}}/x_{\text{Sn}} = 2/1$ et 85/15, les températures sont égales à 111 et 125°C,
2. Dans la zone riche en étain, pour $x_{\text{In}}/x_{\text{Sn}} = 5/95$ et 15/85, nous avons obtenu 185 et 172°C.

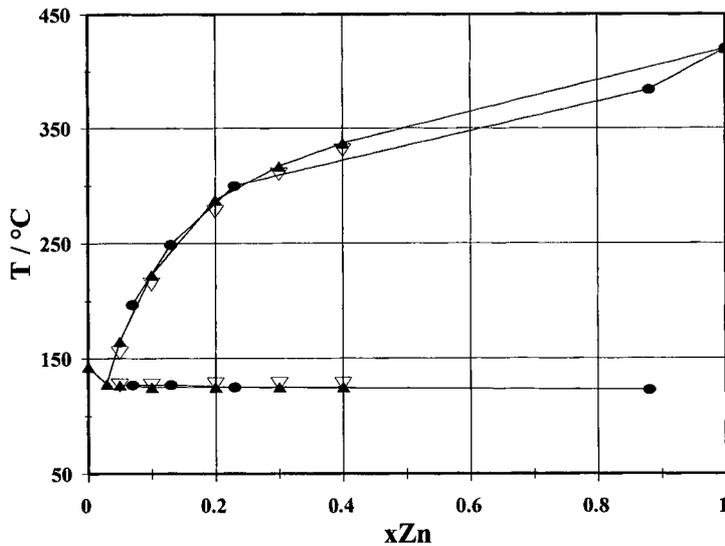


Fig. 9. Coupe isoplèthe $x_{\text{In}}/x_{\text{Sn}} = 85/15$. Températures d'équilibre obtenues au chauffage (▲) et au refroidissement (▽) pour la surface liquidus et pour la vallée eutectique. Températures d'équilibre proposées par (●) [21].

Table 2

Influence de la vitesse de chauffage et de refroidissement du calorimètre sur la détermination de la température eutectique ternaire (T_c et T_r sont exprimées en °C)^a

x_{Zn} with	T_c (°C)	T_r (°C)
$x_{In}/x_{Sn} = 0,52/0,48$, $v = 0,25^\circ\text{C}/\text{min}$ 0,15	106,8	106,2
$x_{In}/x_{Sn} = 0,52/0,48$, $v = 0,5^\circ\text{C}/\text{min}$ 0,10	106,9	106,0
0,15	106,8	106,0
0,15	106,8	106,0
0,20	106,7	106,2
$x_{In}/x_{Sn} = 0,52/0,48$, $v = 1^\circ\text{C}/\text{min}$ 0,05	105,5	
0,10	107,2	106,0
0,10	107,5	
0,15	107,5	
0,20	107,3	
0,20	107,3	
0,20	107,3	
0,30	107,3	106,2
0,35	107,2	105,8
0,35	107,3	
0,40	107,3	105,8
0,40	107,1	105,8
$x_{In}/x_{Sn} = 1/2$, $v = 1^\circ\text{C}/\text{min}$ 0,10	107,2	105,7
0,10	107,3	
0,10	107,3	105,6
0,15	107,1	105,7
$x_{In}/x_{Sn} = 0,52/0,48$, $v = 2^\circ\text{C}/\text{min}$ 0,10	107,9	

^a Les valeurs moyennes de la température eutectique détectées au chauffage et au refroidissement sont respectivement de 107,3 et 106°C.

Tenant compte de ces résultats et de ceux déjà publiés, nous avons indiqué la trace de la vallée eutectique (Fig. 10) ainsi que quelques coupes isothermes de la surface liquidus.

4.2.1. Remarque sur la détermination des températures de la surface liquidus

Avec les thermogrammes obtenus par analyse enthalpique différentielle à température décroissante, la détection de la température ne pose pas de problème; l'effet thermique dû à la solidification est relativement important et la température est facile à relever sauf en cas de surfusion. Par contre, lors d'une

Table 3

Températures d'équilibre expérimentales et calculées pour six alliages [20]; ces valeurs ont été obtenues par relevé graphique^a

	T_{exp} (°C) [20]	T_{calc} (°C) [20]	T_{exp} (°C) [nous]
(a) $x_{Sn}/x_{Zn} = 0,848/0,152$ $x_{In} = 0,019$ (2% en masse)	195 200 226	195 205 213	
$x_{In} = 0,048$ (5% en masse)	186 195 227	187 198 215	184 (T_c) 190 (T_c) 198 (T_c)
$x_{In} = 0,097$ (10% en masse)	170 191 232	176 187 222	
(b) $x_{Sn}/x_{Zn} = 0,896/0,104$ $x_{In} = 0,02$ (2% en masse)	190 198 210	187 195 201	
$x_{In} = 0,049$ (5% en masse)	184 193 203	181 189 195	184 (T_c) 187 (T_c) 195 (T_c)
$x_{In} = 0,099$ (10% en masse)	175 184 190	172 181 184	

^a Nos résultats sont reportés colonne 4.

montée en température, l'effet thermique correspondant au passage de tout l'alliage à l'état liquide est faible et étalé dans le temps. Ceci rend l'obtention de la température assez délicate: pour ce faire nous avons été conduits à déconvoluer certains thermogrammes [28] afin d'obtenir la température la plus proche de la réalité.

5. Conclusion

Les résultats obtenus, par calorimétrie à balayage, pour 37 alliages ternaires In–Sn–Zn nous permettent de proposer la surface liquidus de ce système, les positions respectives du plan eutectique ternaire et de la vallée eutectique. Ajoutés aux données déjà disponibles dans la littérature, ils permettent d'avoir une vue plus générale de ce diagramme d'équilibre. De plus, avec les informations relatives aux enthalpies $\Delta_{mix}H_m^0$ et aux enthalpies libres $\Delta_{mix}G_m^0$, de formation

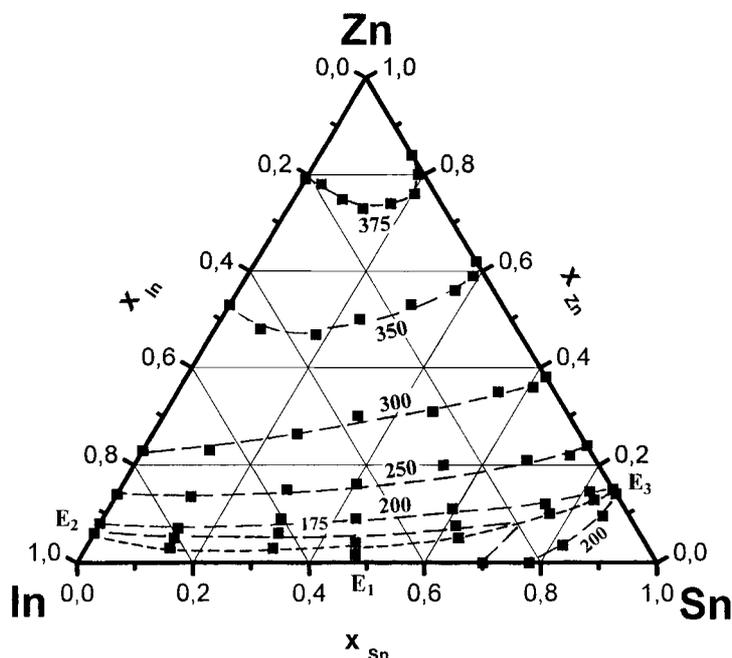


Fig. 10. Différentes coupes isothermes 375, ..., 175°C (---) et trace de la vallée eutectique (- - -) du système In-Sn-Zn. E₁, E₂ et E₃ sont respectivement les points eutectiques des systèmes binaires In-Sn, In-Zn et Sn-Zn. Les points péritectiques ternaires n'ont pas été reportés.

obtenues respectivement par calorimétrie et potentiométrie, il est maintenant possible d'envisager l'étude de la cohérence entre le diagramme d'équilibre et les fonctions thermodynamiques de ce système. Il est aussi évident que de nouvelles déterminations structurales devront être réalisées afin de mieux connaître les limites de stabilité des phases solides ainsi que l'étendue du plan eutectique ternaire.

References

- [1] P. Anrès, M. Alaoui-Elbelghiti, M. Gambino, J.P. Bros, *Thermochim. Acta* 346 (2000) 49–56.
- [2] Tapp 2.2, E.S. Microwave, Inc., S. McCormick, 2234 Wade Court, Hamilton, OH 45013, USA.
- [3] H. Okamoto, *In-Sn Phase Diagrams of In Alloys and their Engineering Applications*, ASM International, Metals Park, OH, 1992, pp. 235–257.
- [4] R. Hultgren, P.D. Desai, D.T. Hawkins, M. Gleiser, K.K. Kelley, *Selected Values of Thermodynamic Properties of Binary Alloys*, American Society for Metals, Metals Park, OH, 1973.
- [5] R. Hultgren, P.D. Desai, D.T. Hawkins, M. Gleiser, K.K. Kelley, D.D. Wagman, *Selected Values of Thermodynamic Properties of the Elements*, American Society for Metals, Metals Park, OH, 1973.
- [6] J. Heumann, O. Alpaut, *J. Less-Common Met.* 6 (1964) 108–117.
- [7] B.J. Lee, C.S. Oh, J.H. Shim, *JEM* 25 (6) (1996) 983–991.
- [8] H. Okamoto, T.B. Massalski, *J. Phase Equilib.* 12 (2) (1991) 148–168.
- [9] K.L. Zeisler, T.A. Lagrosso, *J. Phase Equilib.* 16 (6) (1995) 516–519.
- [10] J. Dutkiewicz, W. Zabulski, *In-Sn Phase Diagrams of Indium and their Engineering Applications*, ASM International, Materials Park, OH 1992, pp. 307–311.
- [11] J. Dutkiewicz, W. Zabulski, *Bull. Alloy Phase Diagrams* 5 (3) (1984) 284–288.
- [12] J.P. Hajra, A.K. Sinha, *Calphad* 11 (2) (1987) 247–252.
- [13] W. Oeljen, *Z. Metallkde* 48 (1957) 1–8.
- [14] H.J. Bray, *J. Inst. Met.* 87 (1958/1959) 49–54.
- [15] E. Schuermann, H. Traeger, *Arch. Eisenhüttenwes* 32 (1961) 397–408.
- [16] M. Srivastava, R.C. Sharma, *J. Phase Equilib.* 14 (6) (1993) 700–709.
- [17] Z. Moser, J. Dutkiewicz, W. Gasor, J. Salawa, *Bull. Alloy Phase Diagram* 6 (4) (1985) 330–334.
- [18] Z. Moser, J. Dutkiewicz, W. Gasor, J. Salawa, in: T.B. Massalski (Ed.), *Binary Alloy Phase Diagrams*, Vol. 3, 1990, p. 3416.
- [19] H. Spengler, *Z. Metallkde* 8 (1954) 936.

- [20] S.W. Yoon, J.R. Soh, B.J. Lee, H.M. Lee, *Design and Reliability of Solders and Solders Interconnections*, TMS, Warrendale, PA, USA, 1997, pp. 121–128.
- [21] Y. Xie, H. Schickedantz, A. Mikula, *Ber. Bunsenges. Phys. Chem.* 102 (9) (1998) 1334–1338.
- [22] Z. Moser, *Z. Metallkde* 65 (1995) 106.
- [23] M. McCormack, S. Jin, H.S. Chen, D.A. Machusak, *JEM* 23 (7) (1994) 687–690.
- [24] M. McCormack, S. Jin, *JEM* 23 (8) (1994) 715–720.
- [25] M. McCormack, S. Jin, *JEM* 23 (7) (1994) 635–640.
- [26] E.P. Wood, K.L. Nimmo, *JEM* 23 (8) (1994) 709–713.
- [27] G. Borzone, R.L. Ferro, M. Gambino, J.P. Bros, *J. Alloys Comp.* 201 (1993) 17–22.
- [28] J.P. Dubès, M. Barès, E. Boitard, H. Tachoire, *Thermochim. Acta* 39 (1980) 63–72.