

## CONTRIBUTION A L'ETUDE DU SYSTEME TERNAIRE ALUMINIUM–ZINC–ETAİN

D. VINCENT et A. SEBAOUN

*Laboratoire de Physico-Chimie minérale II, associé au CNRS n° 116, Université Claude Bernard-Lyon I, 43, Boulevard du Onze Novembre 1918, 69622 Villeurbanne Cédex, France*

(Reçu le 17 Juillet 1980)

This work is a study of the  $L \rightleftharpoons S$  and  $S \rightleftharpoons S'$  equilibria in the ternary system Al–Zn–Sn. The diagram has been established by an isopleth cutting method using coupled direct and differential thermal analysis and an electron probe microanalyser. This study has permitted:

- confirmation of the existence of invariant ternary reactions suggested in the literature;
- demonstration of the existence, shape and limits of the  $SS\alpha'$  solid solution presenting tin retrograde solubility;
- determination of the critical point temperature of the monovariant liquid curve conjugated to  $SS\alpha$  and  $SS\alpha'$  solids (446°) rich in aluminium,

Ce travail fait suite à des études sur les systèmes aluminium–zinc–silicium [1] et aluminium–zinc–germanium [2, 3].

Un grand nombre d'études du diagramme binaire aluminium–zinc a été effectué (figure 1) [4]. Leurs résultats ne concordent pas, notamment en ce qui concerne l'existence d'une solution solide intermédiaire  $\beta$ , d'une péritexie à 443° (faisant intervenir la décomposition de cette phase) et d'une réaction monotectoïde à 340° (figure 1C<sub>3</sub>).

A l'issue de ces nombreuses études, deux types de diagrammes Al–Zn s'étaient révélés possibles (figure 1C<sub>2</sub> et 1C<sub>3</sub>) [5–8].

Des travaux ont alors été entrepris pour déterminer la forme la plus probable du binaire Al–Zn et ceci par addition d'un troisième métal: le silicium et le germanium [1–3].

A la suite de ces travaux, l'existence du composé non stoechiométrique  $\beta$  et les transformations péritectique à 443° et monotectoïde à 340° n'ont pas été retrouvées. La forme du diagramme la plus vraisemblable semble celle proposée par Schmid et Wassermann, Fink et Willey et Raynor [5].

Par ailleurs, les données bibliographiques concernant le diagramme Al–Zn–Sn indiquent uniquement l'existence de deux réactions invariantes ternaires [6, 9, 10–14]:

- une transformation transitoire:  
 $liq_1 + ZnAl \rightleftharpoons Al + Zn$  à 278°

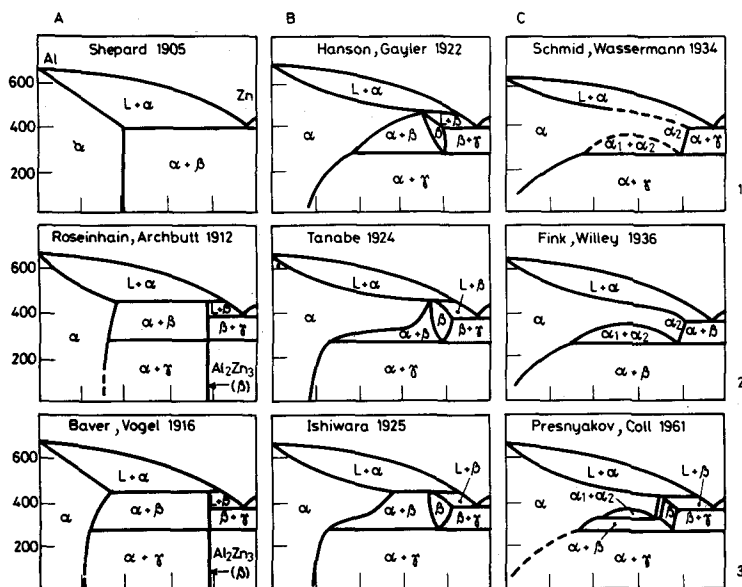


Fig. 1. Etapes bibliographiques du diagramme binaire Al-Zn

(le liquide invariant isobare  $L_1$  aurait pour composition pondérale 77% Sn; 21.7% Zn);

– un eutectique:



(le liquide invariant isobare  $L_2$  aurait pour composition pondérale 91.1% Sn; 7.7% Zn); AlZn serait un composé 1-1 non stoechiométrique [4].

Ceci laisse supposer l'existence de plus de trois lignes monovariantes sur la nappe de liquidus: trois prenant naissance sur les eutectiques binaires et une supposée provenir d'un point péritectique binaire du diagramme Al-Zn. Ce dernier point semble être en contradiction avec les résultats des études récentes des ternaires Al-Zn-Si [1] et Al-Zn-Ge [2, 3]. De plus, à notre connaissance, aucune représentation d'ensemble des équilibres liquide-solide et solide-solide du système Al-Zn-Sn n'est donnée.

Comme dans les paires binaires des diagrammes précédemment étudiés (Al-Si, Zn-Si, Al-Ge, Zn-Ge), les binaires Al-Sn et Zn-Sn présentent chacun une eutexie. Cependant, la température de fusion de l'étain est plus basse que celle de l'aluminium et du zinc contrairement au silicium et au germanium. Dans le ternaire, les nappes des équilibres liquide-solide et solide-solide auront donc tendance à se rapprocher et à interférer, ce qui n'était pas le cas dans les systèmes Al-Zn-Si et Al-Zn-Ge où l'on n'observe, pour chacun, qu'un invariant eutectique ternaire.

De plus, nous avons été conduits à cette étude par le fait que l'addition de faibles quantités d'étain diminue de façon considérable les caractéristiques mécaniques des alliages Al—Zn.

Ceci correspond, en effet, à des phénomènes bien connus par leurs effets mais dont le mécanisme n'a pas été encore élucidé.

### *Méthode d'étude*

La représentation polythermique du système ternaire isobare adoptée est un prisme droit dont la base est un triangle équilatéral.

Le diagramme d'équilibre des phases du système ternaire a été établi par la méthode des coupes isopléthiques (sections perpendiculaires à la base du prisme, définies par un rapport de composition constant [15]).

L'étude bibliographique a orienté le choix de ces coupes, définies par les rapports pondéraux :

$$\frac{M_{Al}}{M_{Sn}} = \frac{1}{9} \quad (\text{coupe 1}); \quad \frac{M_{Al} + M_{Zn}}{M_{Sn}} = 9 \quad (\text{coupe 2})$$

$$\frac{M_{Al}}{M_{Zn}} = 0.39 \quad (\text{coupe 3}).$$

### **Technique expérimentale**

Nous avons utilisé l'analyse thermique directe et différentielle couplées.

Dans un premier temps, chaque échantillon d'analyse thermique est l'objet d'un chauffage rapide pour déterminer les températures approximatives des accidents, puis, après fusion totale, un refroidissement très lent est effectué pour que l'alliage cristallise dans des conditions d'équilibre les plus satisfaisantes possibles. Après retour à la température ambiante, l'échantillon est de nouveau chauffé à une vitesse choisie de manière à permettre de se rapprocher le plus possible de l'équilibre thermodynamique ( $150^\circ \cdot h^{-1}$ ).

Nous avons, pour l'établissement des coupes, étudié des mélanges de 10% en 10% puis, dans certaines régions, nous avons précisé les domaines d'existence de phases en multipliant les mesures. Pour établir la nature des phases nous avons complété ces mesures par examen métallographique.

Certains alliages ont été traités par trempe étagée. Les échantillons sont alors fondus à la température  $\Theta_1$  dans une nacelle en alumine-sécar.

La première trempe (de  $\Theta_1$  à  $\Theta_2$ ) doit être brutale. Nous avons donc utilisé un montage constitué de deux nacelles symétriques et à forte inertie thermique. La nacelle 2 (à température  $\Theta_2$ ) est posée sur la nacelle 1 (à température  $\Theta_1$ ); l'ensemble est retourné rapidement, les échantillons passent de la nacelle 1 à la nacelle 2 que l'on recuit au four.

Chaque nacelle est compartimentée pour permettre un traitement simultané de tous les échantillons à une même température  $\Theta_2$ .

Après un maintien à  $\Theta_2$  pendant au moins 24 heures, les mélanges sont trempés à l'eau salée (pour éviter le phénomène de caléfaction).

Les échantillons ayant subi ces traitements sont examinés au microscope optique ou électronique et analysés à la microsonde.

L'étude des coupes isopléthiques a nécessité la préparation d'alliages ternaires eux-mêmes préparés à partir d'alliages-mères binaires. Ces mélanges sont préparés par pesée. Le métal le moins fusible est fondu le premier dans un creuset en graphite à l'aide d'un chalumeau oxyacétylénique sous flamme réductrice (tout risque d'oxydation est ainsi limité par la formation de CO). Le métal le plus fusible est ajouté ensuite.

L'homogénéisation est obtenue par agitation à l'aide d'une baguette de graphite. L'alliage est ensuite coulé en lingotin dans un moule en alumine-sécar. Nous avons opté pour ce mode opératoire afin d'éviter une ségrégation par gravité pour les alliages Al-Sn, les cristaux primaires (aluminium presque pur) flottant à la surface du liquide eutectique (Sn à 99.5%) [16].

Nous avons vérifié par pesée que les pertes sous forme d'oxyde (réfractaire ou volatile) étaient négligeables.

L'homogénéité a été contrôlée par métallographie.

Les produits utilisés pour la préparation de nos alliages binaires sont, sous forme de grenaille, l'étain "Prolabo R. P." Normapur, le zinc, 99.9% minimum "Merck" pour analyse et l'aluminium, 99.9% minimum "Merck" pour synthèse.

Pour les différents types de coupes isopléthiques, chaque alliage est préparé, soit à partir d'un mélange binaire auquel on ajoute le troisième constituant, soit à partir de deux mélanges binaires.

Les mélanges binaires choisis ont été:

- pour la 1ère coupe: EA 10 (90 g % Sn 10 g % Al)
- pour la 2ème coupe: AE 10 (90 g % Al 10 g % Sn)  
ZE 10 (90 g % Zn 10 g % Sn)
- pour la 3ème coupe: ZA 28 (72 g % Zn 28 g % Al).

L'homogénéisation se fait aussi en creuset de graphite. Le mélange après fusion est coulé dans le creuset d'analyse thermique préchauffé.

Les creusets sont en acier inoxydable (18/10). Leur face interne est protégée par une couche de poteyage blanc, protection utilisée en fonderie en moule métallique. Ceci permet d'atténuer les chocs thermiques lors de la coulée dans les moules et surtout d'éviter toute diffusion du métal en fusion dans celui du moule ou des instruments de coulée. Le poteyage blanc est un mélange d'alumine et de silicate de sodium. Le silicate de sodium a un rôle de liant. L'application se fait par soufflage ou badigeon au pinceau d'une solution aqueuse de ce mélange à l'intérieur du creuset à poteyer. Celui-ci doit être porté, lors de l'application, à une température voisine de 100° pour permettre l'évaporation du liant aqueux.

La couche doit être suffisamment fine pour ne pas altérer la mesure des accidents thermiques (2/10 mm environ).

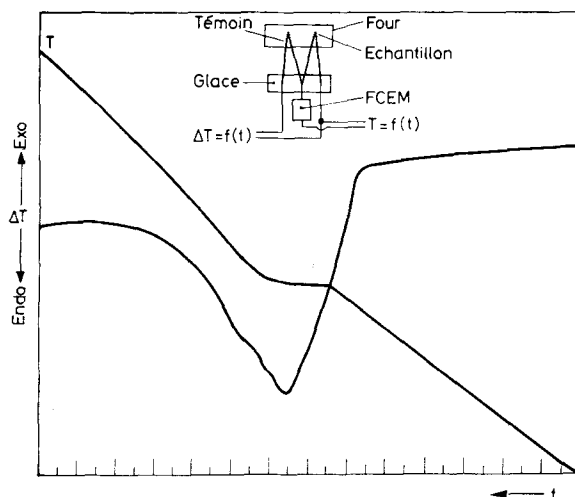


Fig. 2. Détail d'accidents thermiques. Mélange de composition: Al 24.75 g%; Zn 65.26 g%; Sn 10 g%. On observe successivement au chauffage: a invariant transitoire ternaire; b fusion de  $SS\alpha$ ; c cristallization de  $SS\alpha'$

Les creusets peuvent donc être réutilisés pour toute une série de mesures ce qui garantit la reproductibilité des conditions opératoires. Leur masse et leur conductibilité thermique sont favorables aux mesures.

Leur géométrie (position du thermocouple liée à l'immersion du doigt de gant dans l'échantillon, épaisseur du doigt de gant, masse et capacité du creuset) a été étudiée de façon systématique. Ceci a permis d'améliorer la qualité de perception du signal, surtout en analyse thermique différentielle.

Nous avons obtenu des conditions satisfaisantes d'analyse pour un creuset de capacité  $2 \text{ cm}^3$  environ et de masse approximative 5 g. Pour l'analyse thermique différentielle les caractéristiques du creuset de l'échantillon et du témoin sont identiques.

Le montage d'analyse thermique directe et différentielle est couplé sur le même échantillon [17]. La mesure directe se fait sur le circuit différentiel (figure 2).

### Résultats expérimentaux [18, 19]

$$\text{Coupe } \frac{M_{\text{Al}}}{M_{\text{Sn}}} = \frac{1}{9}$$

Les résultats concernant l'étude de cette coupe figurent dans le tableau 1 et sur la figure 3.

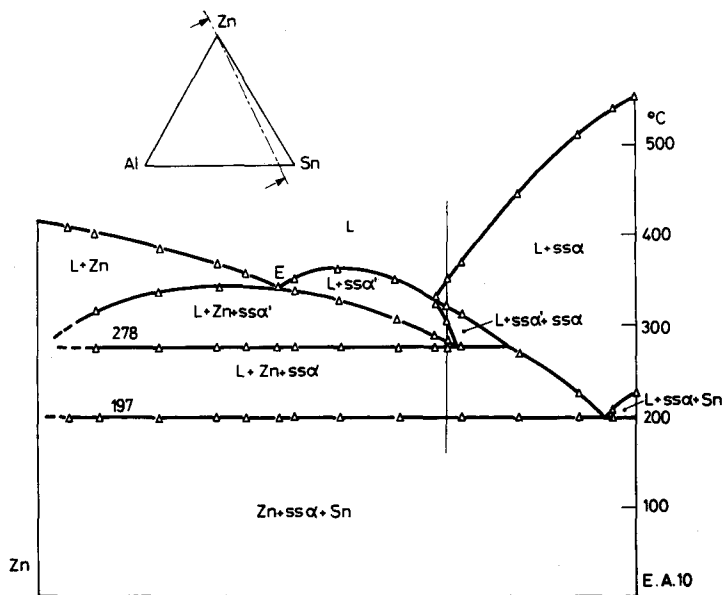


Fig. 3. Isoplethe  $\frac{M_{Al}}{M_{Sn}} = \frac{1}{9}$

Tableau 1

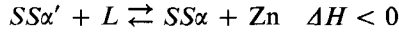
Coupe isopléthique

Composition g% Zn	0	4,5	10	15	17	20	22	25	30
Eutexie $L \rightleftharpoons Sn + Zn + SS\alpha$		202	197	212	202	200	201	206	197
	228*	216	220	254	261	270			
Transformation transitoire $L + SS\alpha' \rightleftharpoons Zn + SS\alpha$							280	285 292	278 310
Fin de fusion	560	554	533	520		499	497	458	405

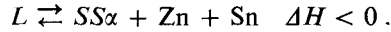
Températures d'accidents thermiques (°C) en

\* eutectique binaire

Cette coupe a permis de confirmer l'existence de la transformation invariante transitoire ternaire à 278°:



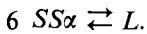
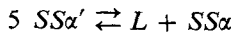
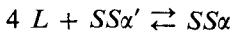
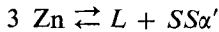
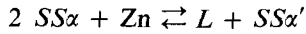
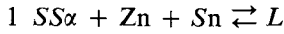
et du palier eutectique ternaire à 197°:



Pour les mélanges compris entre 22% et 36% de zinc, apparaît un domaine triphasé  $L - SS\alpha' - SS\alpha$  dont la forme correspond pour certains alliages à une cristallisation de solution solide d'aluminium au chauffage.

Nous donnons, à titre d'exemple, la chronologie au chauffage des accidents hermiques du mélange à 33 g % de zinc:

f



Coupe  $\frac{M_{Al} + M_{Zn}}{M_{Sn}} = 9$  (tableau 2, figure 4)

I:  $\frac{M_{Al}}{M_{Sn}} = \frac{1}{9}$

33	35	40	50	56	60	65	70	80	90	95	100
204	197	197	197	197	197	198	200	198	198	197	
282	272	278	278	280	280	280	278	278	278		
290	298										
302											
312	317	304	328	338			346	342	320		
	324	342	372	360	340	345	354	372	392	406	419

fonction de la composition des mélanges

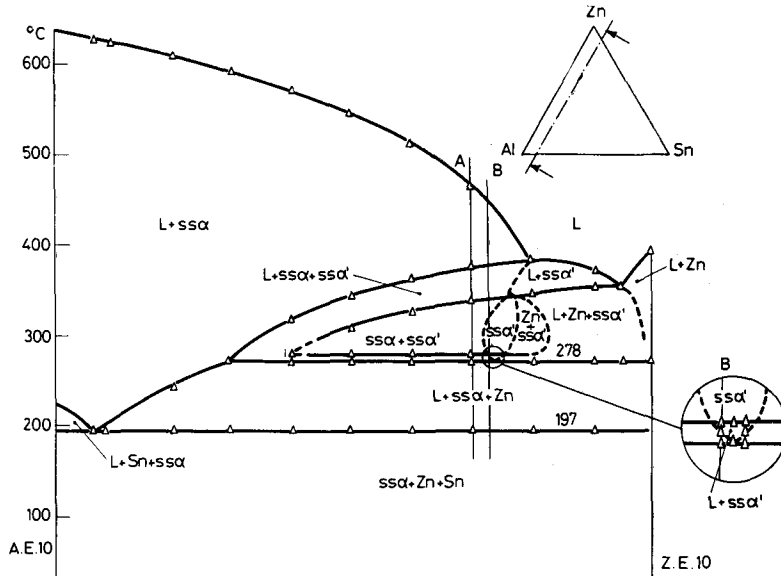


Fig. 4. Isoplethe  $\frac{M_{Al} + M_{Zn}}{M_{Sn}} = 9$

Tableau 2

Coupe isopléthique

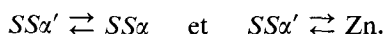
Composition g% ZE10	0	7	10	20	30	40	45	47.5	50
Eutexie $L \rightleftharpoons Sn + Zn + SS\alpha'$		194	200	200	200	197	197	198	194
		228*		268					
Transformation transitoire $L + SS\alpha' \rightleftharpoons Zn + SS\alpha$					282	278	278	278	274
						286	286	286	281
								315	316
Fin de fusion	648	644	640	620	570	570	564	562	550

Températures d'accidents thermiques (°C) en

\* eutectiques binaires

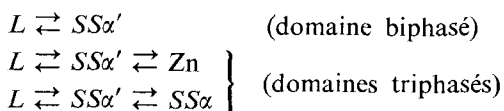


Cette isoplèthe coupe un domaine de solution solide  $SS\alpha'$  qui avance vers les fortes concentrations d'étain et présente vis-à-vis de cet élément une miscibilité rétrograde. De part et d'autre de cette solution solide, dans un intervalle de composition compris entre 35 et 70 g % de zinc environ et pour des températures supérieures à 286°, deux domaines biphasés solide-solide correspondent aux équilibres:



Ces domaines ont été mis en évidence par analyse thermique différentielle. Leur existence a été confirmée par examen micrographique et analyse à la microsonde d'échantillons traités par trempe étagée. On y observe des trous microscopiques au sein des grains et l'analyse à la microsonde sur des parties saines de grains fait apparaître un détitrage pratiquement total en étain.

Pour les mêmes compositions, et entre 286 et 278°, on note l'existence de domaines où apparaît une phase liquide riche en étain. Ces domaines correspondent aux équilibres:



Nous donnons, à titre d'exemple, la chronologie des accidents effectivement observés (à l'exception de 5B qui correspond à une transformation solide-solide entre phases très voisines\*) au chauffage.

$$\text{II: } \frac{M_{Al} + M_{Zn}}{M_{Sn}} = 9$$

52.5	55	60	70	72.5	74	75	78	80	85	90	95	100
197	199	199	197	197	196	196	195	197	196	197	192	198*
278	278	277	278	278	278	278	278	278	276	272		
286	286	286	287	283	286	286						
	330	340	346	345	344	346	346	355	356	360		
380	384	398	410	414	410	412	418					
548	548	534	498	496	492	488	460	426	422	387	355	395

fonction de la composition des mélanges

A	B
1 $SS\alpha + Zn + Sn \rightleftharpoons L$	$\{SS\alpha + Zn + Sn \rightleftharpoons L$
2 $SS\alpha + Zn \rightleftharpoons L + SS\alpha'$	$\{SS\alpha + Zn \rightleftharpoons L + SS\alpha'$
3	$SS\alpha \rightleftharpoons L + SS\alpha'$
4 $L \rightleftharpoons SS\alpha + SS\alpha'$	$L \rightleftharpoons SS\alpha'$
5	$SS\alpha' \rightleftharpoons SS\alpha^*$
6 $SS\alpha + SS\alpha' \rightleftharpoons L$	$SS\alpha + SS\alpha' \rightleftharpoons L$
7 $SS\alpha' \rightleftharpoons L + SS\alpha$	$SS\alpha' \rightleftharpoons L + SS\alpha$
8 $SS\alpha \rightleftharpoons L$	$SS\alpha \rightleftharpoons L$

Coupe  $\frac{M_{Al}}{M_{Zn}} = 0.39$  (tableau 3, figure 5).

Cette coupe confirme l'existence d'un domaine solide biphasé  $SS\alpha + SS\alpha'$  qui, du fait de la solubilité rétrograde de l'étain dans  $SS\alpha'$ , avance en forme d'éperon jusqu'à des concentrations en étain de l'ordre de 50% dans un domaine triphasé  $L + SS\alpha + SS\alpha'$ .

La solubilisation de l'étain à l'état solide dans  $SS\alpha$  se fait à des températures supérieures (plus de 286°) à celle de l'invariant transitoire (278°). Entre 278 et 286°, le domaine  $L + SS\alpha + SS\alpha'$  rejoint presque la paroi binaire Al-Zn.

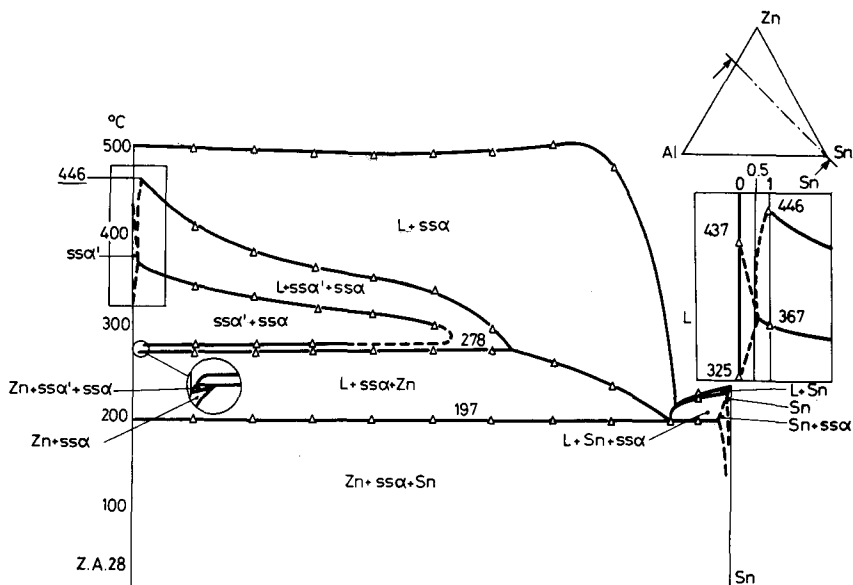


Fig. 5. Isoplethe  $\frac{M_{Al}}{M_{Zn}} = 0.39$

Pour les équilibres liquide-solide comme dans les systèmes Al-Zn-Si et Al-Zn-Ge, l'invariant péritectique binaire Al-Zn à 443° ne se manifeste pas dans la coupe ternaire (dont le rapport Al/Zn a été choisi pour correspondre à la stoechiométrie du composé Al-Zn signalé dans la bibliographie). Très près de la paroi binaire, on observe un point critique du domaine triphasé  $L + SS\alpha + SS\alpha'$  à 446°. Cet extrémum correspond au dernier triangle triphasé  $L + SS\alpha + SS\alpha'$ : c'est un scgment qui joint le maximum de démixtion ternaire des solutions solides monovariantes  $SS\alpha$ ,  $SS\alpha'$  et le liquide conjugué qui correspond au point d'évanouissement de la ligne monovariante du liquidus, très près de la paroi binaire Al-Zn.

### Analyse des résultats et conclusion

L'étude de ces trois coupes a permis:

– de confirmer l'existence des réactions invariantes et leurs températures (figure 6):



– de mettre en évidence l'existence, la forme et les limites d'un domaine de solution solide, à solubilité rétrograde,  $SS\alpha'$  qui, partant de la paroi Al-Zn, pénètre profondément dans le système sous forme d'un éperon pour des compositions pouvant atteindre jusqu'à 50% (en poids) d'étain. Cette zone est flanquée de deux domaines biphasés:  $SS\alpha' + SS\alpha$  et  $SS\alpha' + Zn$ . Au refroidissement, cette solution solide  $\alpha'$  rejette dans un intervalle de température très étroit (286–278°)

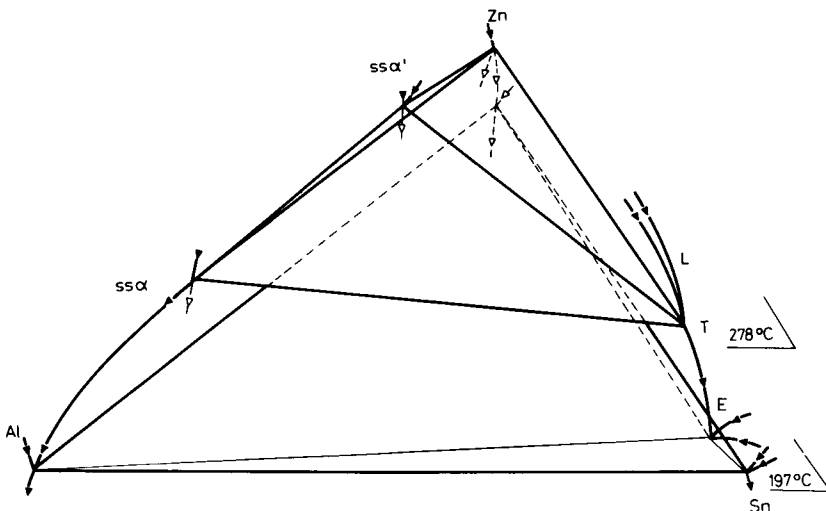


Fig. 6. Paliers invariants ternaires

Tableau 3

Coupe isopléthique

Composition g% Sn	0	0.5	1	3	5	9	20	30
Eutexie $L \rightleftharpoons Sn + Zn + SS\alpha$			195	194	193	195	195	196
	275*							
Transformation transitoire $L + SS\alpha' \rightleftharpoons Zn + SS\alpha$		278	277	275	273	275	278	278
				284	283	284	283	286
	325		367	356	348	342	334	324
	437		446	436	416	408	380	364
Fin de fusion	502	502	501	490	491	494	484	478

Températures d'accidents thermiques (°C) en

\* monotectoïde binaire

pratiquement tout l'étain qu'elle contient sous forme de liquide, avant de se décomposer de façon péritectique.

— de préciser, sur le liquidus, la forme de la ligne monovariante, lieu des liquides conjugués des solides  $SS\alpha$  et  $SS\alpha'$ . Cette ligne présente, très près de la paroi Al-Zn,

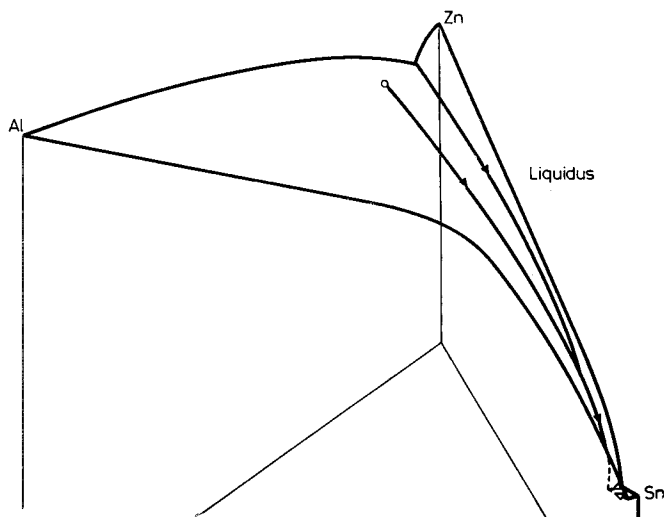


Fig. 7.

$$\text{III: } \frac{M_{\text{Al}}}{M_{\text{Zn}}} = 0.39$$

40	50	55	60	70	80	90	95	100
197	195	196	197	197 270	197 244	197	197 215	
278	278	278	278					
320	305							
356	342	315	305					
483	488	493	492	504	458		220	232

fonction de la composition des mélanges

un point d'évanouissement conjugué à  $446^\circ$  d'un point critique de démixtion ternaire  $SS\alpha - SS\alpha'$  (la démixtion binaire  $SS\alpha - SS\alpha'$  a un point critique à  $351,5^\circ$ ) (figures 7 et 8).

Ce travail constitue une étude d'ensemble des équilibres  $L \rightleftharpoons S$  et  $S \rightleftharpoons S$  du système ternaire Al-Zn-Sn (figure 9).

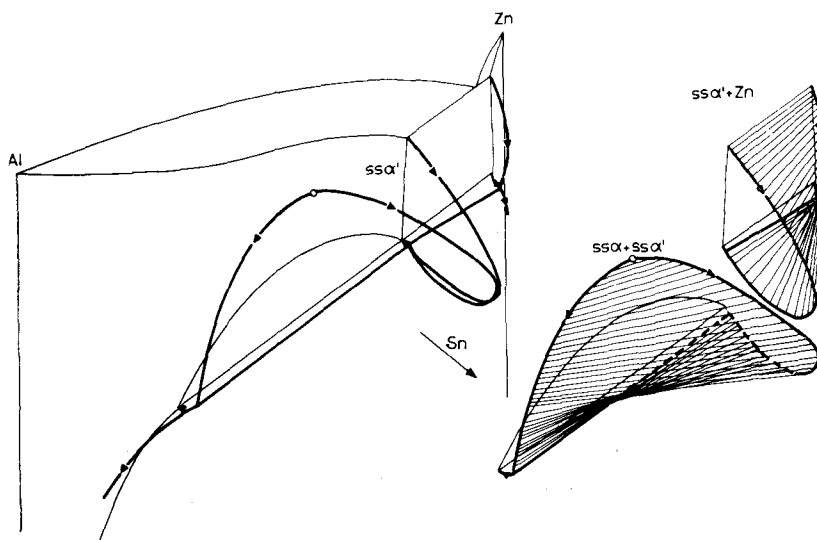


Fig. 8. Représentation perspective du domaine  $SS\alpha$ . Volumes figurants les domaines biphasés

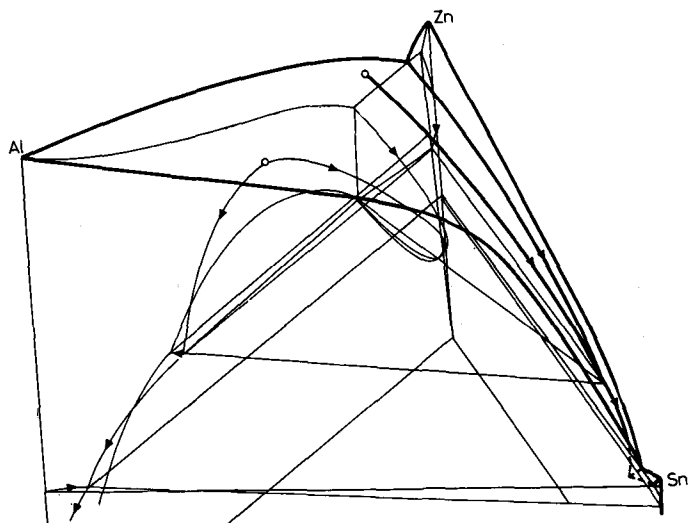


Fig. 9. Schéma du diagramme polythermique

### Bibliographie

1. C. PLANCHAMP, Thèse n° 33, Lyon, 1974.
2. E. TADJBAKHICHE, Thèse, Lyon, 1977.
3. E. TADJBAKHICHE, J. SAID, A. SEBAOUN et R. COHEN-ADAD, C. R. Acad. Sci., Paris, 283 (1976) 67.
4. "Application of phases diagrams in metallurgy and ceramics", National Bureau of Standard, Special publication, 496 (1978) 1393
5. M. HANSEN, Constitution of binary alloys, Mc Graw Hill Book Co, 1958, pp. 135, 148, 1218.
6. L. F. MONDOLFO, Aluminium Alloys, structure and properties, Butterworths, 1976, pp. 377, 398, 619.
7. R. P. ELLIOT, Constitution of binary alloys, Mc Graw Hill Book Co, 1965, pp. 56, 65, 382 (1st supplement).
8. F. A. SHUNK, Constitution of binary alloys, Mc Graw Hill Book Co, 1969, pp. 43, 48, 693 (2nd supplement).
9. L. LOSANA et E. CAROZZI, Gaz. Chim. Ital., 53 (1923) 546; Résumé Journal of the Institute of Metal, 30, 473.
10. H. NISHIMURA et O. SUZUKI, Suiyô Kwaishi, 4 (1925) 10, 1441; Japanese J. Eng. Abs., 5 (1925), 50; Résumé Journal of the Institute of Metal, 38, 412.
11. V. JARES, Amer. Inst. Min. Met. Eng. (advance copy), (oct. 1926), 1-15; Résumé Journal of the Institute of Metal, 36, 437.
12. S. PROVANS et M. BOGATYREVITCH, Zavod Lab., 35 (1969), 1, 62 (in russian); Met. A., 2, 21 0474 (résumé en anglais).
13. A. A. THIKHOMIROV, B. M. LEPINSKI, I. T. SRYVALIN et V. G. KORPACHEV, Zh. Fiz. Khim., 42 (1968) 723, (in russian; Met. A., 1, 15 0739)
14. E. CREPAZ, Giornale di Chimica industriale e applicata, 5 (1923) 285; Résumé Journal of the Institute of Metal, 30, 473.
15. R. COHEN-ADAD, Cours I. N. S. A., C. A. S. T. 1979, Méthodes d'études et exploitation des diagrammes d'équilibre liquide-solide.

16. Communication au C. N. R. S., III Symposium des Sciences des Matériaux de l'espace, Grenoble, 1979.
17. A. P. ROLLET et R. BOUAZIZ, *L'Analyse Thermique*, Gauthier-Villars Ed., 1 (1977) 168.
18. A. SEBAOUN et D. VINCENT, Communication à la 6ème Journée d'Etudes d'Equilibres entre Phases, Nancy, 1980.
19. D. VINCENT, D. E. S. n° 84, Lyon, 1980.

RÉSUMÉ — Ce travail constitue une étude des équilibres  $L \rightleftharpoons S$  et  $S \rightleftharpoons S$  du système ternaire Al—Zn—Sn. Ce diagramme a été établi par la méthode des coupes isoplethiques en utilisant les analyses thermiques directe et différentielle couplées, la micrographie, les analyses à la microsonde de castaing. L'étude a permis: — de confirmer l'existence des réactions invariantes ternaires signalées dans la bibliographie, — de mettre en évidence l'existence, la forme et les limites du domaine de solution solide  $SS\alpha'$  à solubilité rétrograde en étain, — de déterminer la température d'évanouissement de la ligne monovariante des liquides conjugués des solides  $SS\alpha$  et  $SS\alpha'$  (446 °C) riche en aluminium.

ZUSAMMENFASSUNG — Dieser Beitrag ist eine Untersuchung der  $L \rightleftharpoons S$  und  $S \rightleftharpoons S$  Gleichgewichte im ternären System Al—Zn—Sn. Das Diagramm wurde durch die Methode Isopleth-Schnitt unter Anwendung der gekoppelten direkten und der Differentialthermoanalyse, sowie des Elektronen-Proben-Mikroanalysers ermittelt. Diese Untersuchungen ermöglichten: — die in der Literatur angegebene Existenz invarianter Ternärreaktionen zu bestätigen, — die Existenz der Form und Grenzen der  $SS\alpha'$  Festlösung anhand der retrograden Löslichkeit von Zinn zu beweisen, — die Temperatur des kritischen Punktes der zu  $SS\alpha'$  Festkörpern (446 °C) (die reich in Aluminium sind) konjugierten monovarianten Flüssigkeitskurve zu bestimmen.

Резюме — Работа касается изучения тройной системы Al—Zn—Sn и равновесий типа жидкость-твердое тело и твердое тело-твердое тело. Диаграмма состояния была установлена по методу изоплетных отрезков, используя прямой дифференциальный термический анализ и комбинированный с анализатором электронной пробы. Изучение подтвердило наличие инвариантных тройных реакций, упомянутых в литературе. Показано наличие вида и границ твердого раствора твердое тело-твердое тело  $\alpha'$ , представляющего обратную растворимость олова. Определена критическая точка температуры одновариантной кривой жидкости, связанной с твердыми телами  $\alpha$  и  $\alpha'$  (446°).