

EFFET DE LA TEMPERATURE SUR LES MECANISMES DE LA DISSOLUTION DISCONTINUE DANS LE CAS DE L'ALLIAGE Cu-4,6At.-%In

THE EFFECT OF THE TEMPERATURE ON THE MECANISMS OF THE DISCONTINUOUS DISSOLUTION IN THE CASE OF ALLOY Cu-4,6At.-%In

S. Bensaada, Z. Boumerzoug

Laboratoire des matériaux semi-conducteurs et métalliques (LMSM)
 Université Mohamed Khider BP 145 - 07000 BISKRA (ALGERIE)
 e-mail: Bensaada52@yahoo.fr
 Tel/Fax: 213(33)743125

RESUME

Le but de ce travail est la mise en évidence de l'effet de la température sur les mécanismes de la dissolution discontinue dans l'alliage Cu-4,6at.%In et en particulier son effet sur le comportement du mouvement du front de réaction, ses caractéristiques et sa capacité de diffusion. Les résultats obtenus par les différentes techniques d'analyse utilisées à cet égard sont cohérent entre eux et confirment plusieurs travaux réalisés dans ce domaine.

MOTS CLES : dissolution; front de réaction; mouvement inverse; vitesse; diffusion

ABSTRACT

The aim of this work is to appear the effect of the temperature on the mechanisms of the discontinuous dissolution in the alloy Cu-4,6at. %In and in particular its effect on the behavior of the reaction front its characteristics and capacity of diffusion. The obtain results by the different methods of analysis in this respect are coherent between them and confirm various works archived in this field.

KEY WORDS: Dissolution; reaction front ; opposite mouvement; speed; diffusion

1 INTRODUCTION

La dissolution de la structure lamellaire $\beta + \alpha$ (structure biphasée) formée après recuit de vieillissement s'effectue selon la réaction $\beta + \alpha \longrightarrow \alpha_0$ et peut s'opérer en principe à toute température supérieure de 20 à 50 °C à la température du solvus (température critique de solubilité) correspondant à la composition de l'alliage. La dissolution est pour un même métal de base, d'autant plus facile et d'autant plus rapide que cette température critique est plus élevée, puis qu'elle est subordonnée à la diffusion de l'élément d'addition dans la matrice. La solution solide qui en résulte après disparition du précipité, n'a cependant une composition uniforme que si le traitement thermique de dissolution a été suffisamment prolongé (de l'ordre de l'heure) à une température supérieure à la température du solvus, pour assurer par diffusion une parfaite homogénéisation (une dissolution complète).

Le processus de dissolution peut-être expliquée par les figures 1a et 1b représentant d'une part le diagramme de la précipitation discontinue sur le joint de grain avec la phase mère α_0 (structure monophasée), le précipité β sous forme

de lamelles et la nouvelle phase α et d'autre part la dissolution du précipité avec le déplacement du joint de grain (GB) suivant un front de réaction inverse (RF) [1].

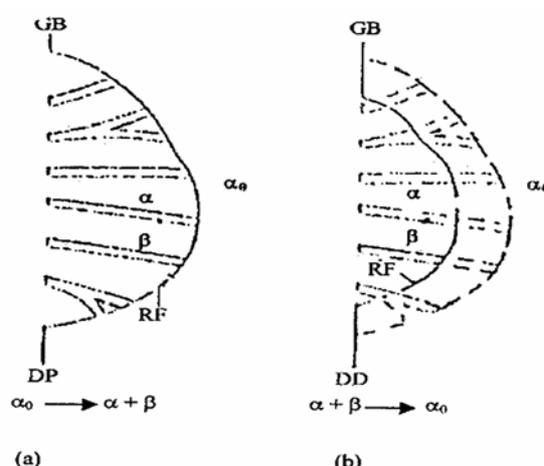


Figure 1 : Schéma de la précipitation discontinue (a) et de la dissolution discontinue (b) [1]

Selon une étude faite sur plusieurs systèmes d'alliages et parmi lesquels l'alliage Al-38 At.-%Ag et en se basant sur la mesure de la microdureté, la phase dissoute conduit au durcissement de l'alliage, elle augmente la tension du réseau due au précipité riche en soluté par l'introduction de ce dernier dans la solution solide. De même, la fragmentation des lamelles de la phase β cause le même effet. Les propriétés mécaniques de l'alliage durant le traitement de dissolution discontinue dépendent étroitement des propriétés de l'alliage avant la dissolution.

S.P.Gupta [2] remarqua que la dissolution des précipités lamellaires dans le même alliage se fait d'une façon discontinue. I.G.Solorzano et W.Gust [3] ont montré qu'un traitement thermique adéquat permet de développer deux mécanismes différents de dissolution, l'un à 480°C conduisant à une dissolution discontinue dont la diffusion des atomes s'effectue à travers le front de réaction et l'autre à 580°C aboutissant après 60 secondes à une dissolution continue ou la diffusion des atomes s'effectue en volume, cette dernière est accompagnée d'une recristallisation due à la présence des dislocations dans les lamelles précipitées, ce qui favorise la formation de nouveaux grains. L'augmentation du taux de dislocations est due au cycle thermique subit par l'alliage. Schapiro et Kirkaldy [2] ont pu observer l'existence de macles à l'intérieur des lamelles précipitées ce qui favorise le processus de recristallisation. S.P.Gupta et B.Prasard [2] trouvèrent que la technique des cycles thermiques appliqués sur un alliage de Cu-In provoque un affinement du grain.

2 METHODES EXPERIMENTALES

La partie importante du diagramme d'équilibre du système Cu-In est représentée par la figure 2, est celle qui correspond au faible pourcentage d'indium. La solubilité maximale de la phase cubique centrée α est de 18,1 At.-%In à 574°C, la phase δ (Cu_9In_4), phase précipitée à partir de la phase sursaturée a une composition de l'ordre 29 à 30,6 at.-%In à toutes les températures au dessous de 613°C [6].

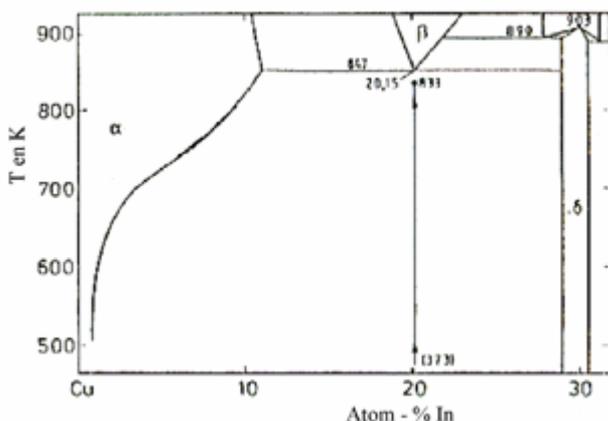


Figure 2 : Partie du diagramme d'équilibre du système d'alliage Cu-In [6]

L'alliage en question est l'alliage Cu-4,6At.-%In, préparé par fusion sous atmosphère inerte (argon) à partir du cuivre (5N5Cu) et de l'indium (5N5In) très purs. Les échantillons destinés à l'expérimentation sont homogénéisés pendant 27 jours à $T=600^\circ\text{C}$, trempé dans l'eau, ensuite vieilli à $T=400^\circ\text{C}$ pendant 97 heures (échantillon 1 non déformé) (fig 3a), pendant 67 heures (échantillon 2 déformé $\epsilon=20\%$) (fig 4a) et pendant 53 heures (échantillon 3 $\epsilon=70\%$) (fig 5a). On a choisit 3 différentes températures de dissolution voir tableau 1.

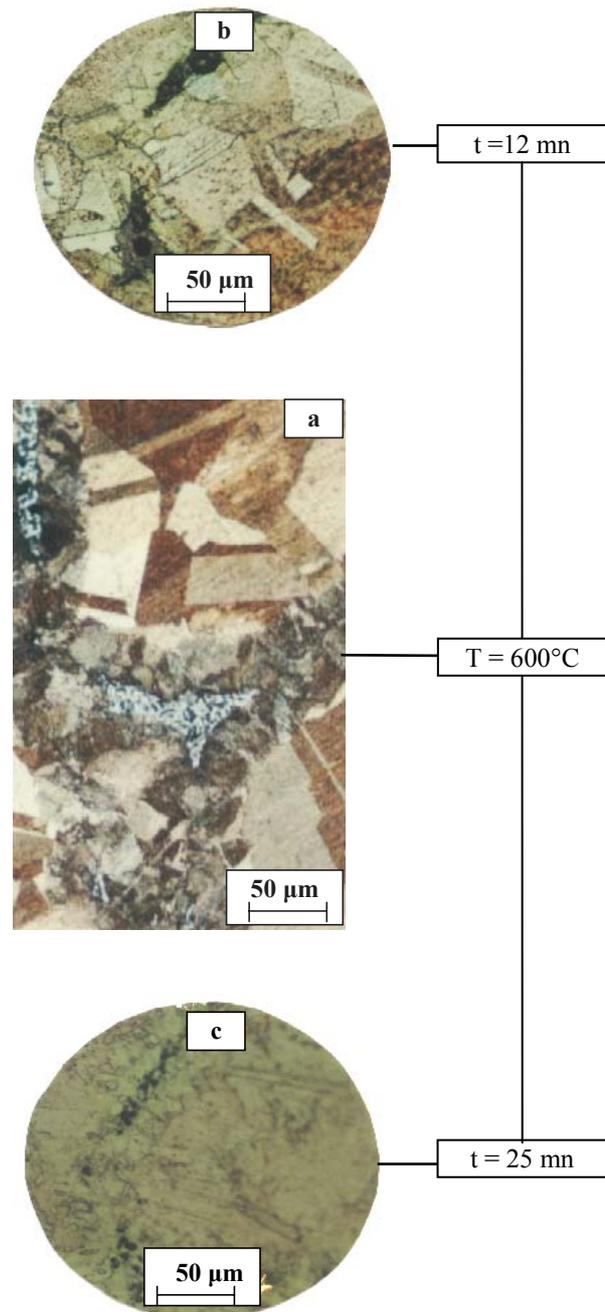


Figure 3 : Evolution structurale de l'alliage Cu-4.6At.-%In, homogénéisé pendant 27 jours à $T=600^\circ\text{C}$, trempé dans l'eau, ensuite vieilli à $T=400^\circ\text{C}$ pendant 97 heures (a), suivi d'une dissolution à $T=600^\circ\text{C}$ pendant 12 minutes (b) et pendant 25 minutes (c) de l'échantillon 1 non déformé.

Tableau 1 : Etat des échantillons

Echantillons	h _{v0,1}	vieilli à t=400°C	Hv _{0,1} , après vieillissement	T°C de dissolution
1. Non déformé	42	Pendant 97 heures	72	600°C
2. Déformé ε=20%	48	Pendant 67 heures	92	500°C
3. Déformé ε=70%	67	Pendant 53 heures	104	460°C

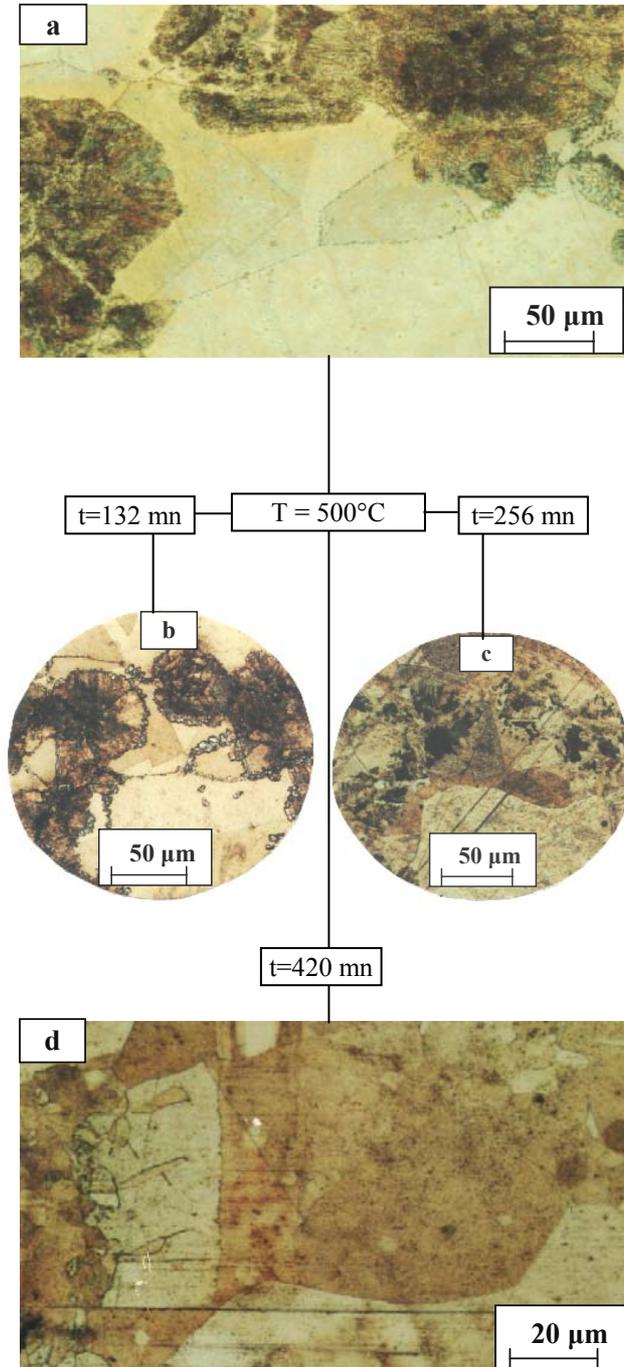


Figure 4 : Evolution structurale de l'alliage Cu-4.6At.-%In, homogénéisé pendant 27 jours à T= 600°C, trempé dans l'eau, ensuite vieilli à T= 400°C pendant 67 heures (a), suivi d'une dissolution à T= 500°C pendant 132 minutes (b), 256 minutes (c) et 420 minutes (d) de l'échantillon 2 déformé (ε=20%).

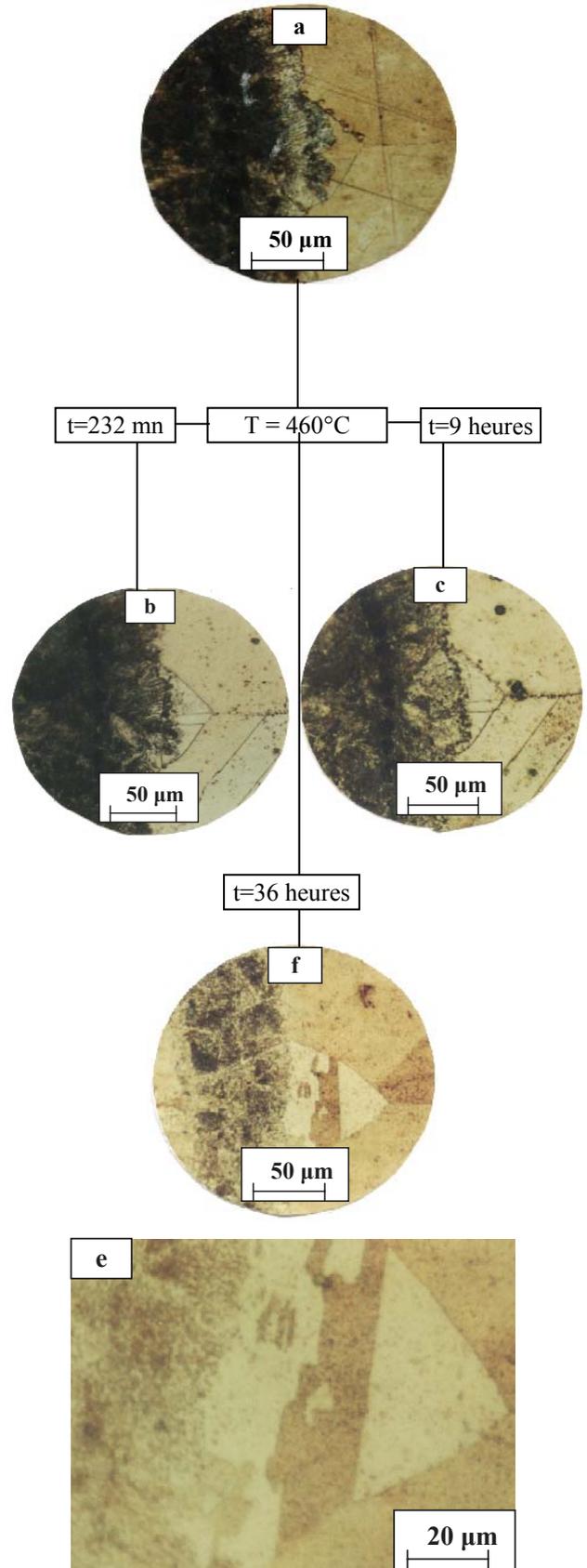


Figure 5 : Evolution structurale de l'alliage Cu-4.6At.-%In , homogénéisé pendant 27 jours à T= 600°C, trempé dans l'eau, ensuite vieilli à T= 400°C pendant 53 heures (a), suivi d'une dissolution à T= 460°C pendant 232 minutes (b), 9 heures (c) et 36 heures(d) de l'échantillon 3 déformé(ε=70%).

Afin que les échantillons ne subissent pas d'oxydation lors des traitements de dissolution, un ensemble sous vide a été conçu à cet égard. Les mécanismes et les cinétiques de la dissolution ont été suivis par différentes techniques tel que la microscopie optique et la microdureté Vickers.

3 RESULTATS ET DISCUSSION

La dissolution du précipité dans le cas de l'échantillon 1 ($T=600^\circ$) est extrêmement rapide et accompagnée d'une recristallisation due vraisemblablement à la formation de nouveaux macles (fig 3b et fig 3c), donc il s'agit d'une compétition entre la dissolution et la recristallisation. On peut constater que les germes de recristallisation se forment uniquement dans le domaine des lamelles précipitées, on ne peut pas prédire avec certitude si ce phénomène est lié avec la dissolution ou déjà avec la recristallisation. Le mécanisme de cette dissolution est continu avec diffusion en volume, favorisée par la haute température de dissolution (600°C), cependant la dissolution du précipité a conduit à un adoucissement structural de l'alliage dont la chute de la microdureté est remarquable, diminution de 72 à 46 HV (fig 6a).

Dans le cas de l'échantillon 2 ($T = 500^\circ\text{C}$), la nature de la dissolution est discontinue, avec migration inverse du front de réaction, les cellules du précipité se dissolvent à l'intérieur du joint de grain (vers son centre), ce qui confirme la discontinuité de la réaction. Les figures 4b, 4c et 4d montrent clairement la discontinuité de cette réaction. La vitesse de dissolution est relativement faible en comparaison avec l'échantillon 1, ce qui confirme l'effet de la température sur la vitesse de dissolution.

Il existe tout de même une compétition moins importante entre la dissolution et la recristallisation, mais sans qu'il y ait observation de nouvelles macles. La figure 4d montre clairement le mouvement inverse du front de réaction avec rétrécissement du joint de grain. La dissolution du précipité a conduit aussi à un adoucissement structural de l'alliage, caractérisée par une chute de la microdureté de 92 à 53 HV (fig 6b). Enfin le cas de l'échantillon 3 ($T = 460^\circ\text{C}$) le mécanisme de la dissolution est caractérisé par un mouvement inverse du front de réaction, ce qui confirme aussi la discontinuité de la dissolution. Cependant l'effet de la température sur la vitesse de dissolution est très remarquable en comparaison avec les 2 premiers échantillons, le processus de dissolution dans ce cas est très lent fig 5b, fig 5c et fig 5d, il est vraisemblablement freiné par le processus de globalisation du précipité lamellaire fig 5e agrandissement de la figure 5d. Outre cela on a pu observer la formation de macles après 232 minutes (fig 5b) ensuite leur disparition après 36 heures. Aucun processus de recristallisation n'a été observé au cours des traitements de dissolution, la dissolution a conduit aussi à la chute de la microdureté de 104 à 73 HV fig 6c.

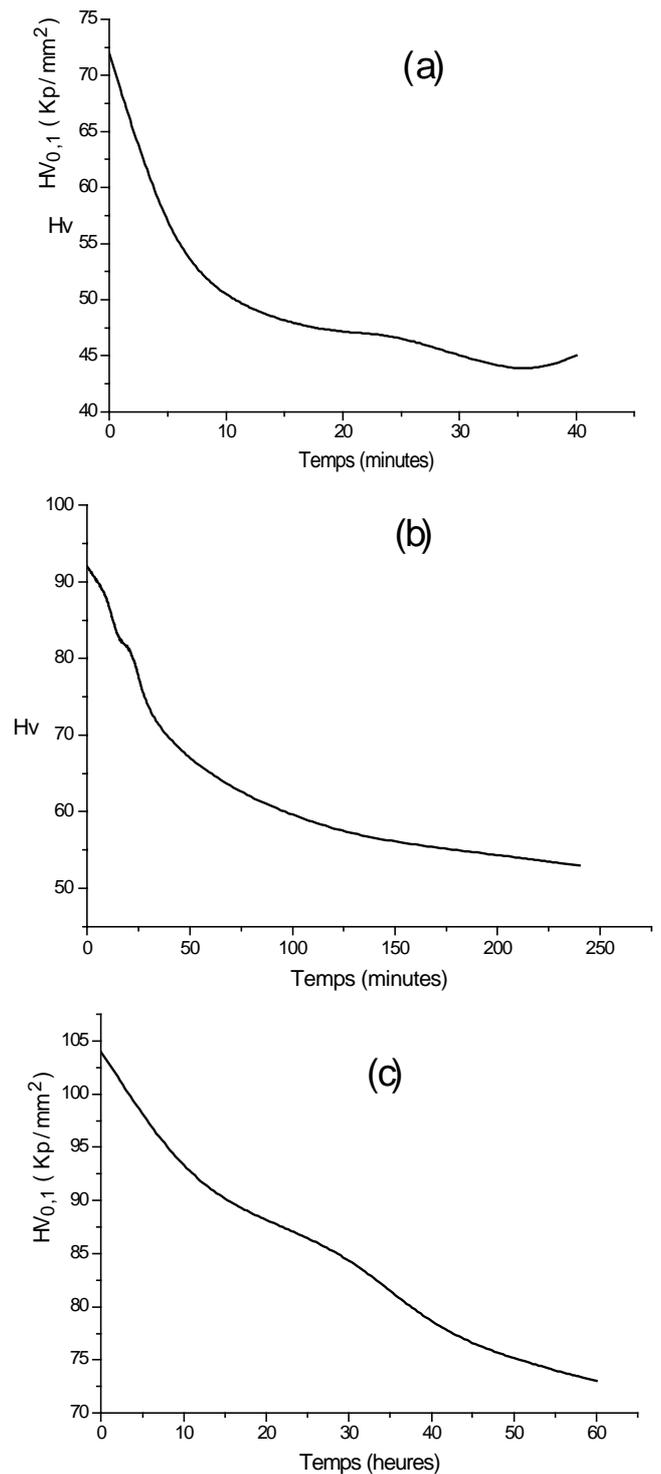


Figure 6 : Evolution de la microdureté $HV_{0,1}$ en fonction de la durée de dissolution de l'alliage Cu-4.6At.-%In, homogénéisé pendant 27 jours à $T= 600^\circ\text{C}$, trempé dans l'eau, ensuite recuit à $T= 400^\circ\text{C}$, (a) échantillon 1 non déformé, (b) échantillon 2 déformé ($\epsilon=20\%$) et (c) échantillon 3 déformé ($\epsilon=70\%$).

4 CONCLUSION

La mise en évidence de l'effet de la température sur le comportement de la dissolution discontinue dans l'alliage Cu-4,6At.-%In a donné les résultats suivants:

- La dissolution des précipités lamellaires s'effectue suivant deux mécanismes différents, l'un continu et l'autre discontinu.
- L'effet de la température est remarquable en particulier sur la vitesse de dissolution et le type de diffusion des atomes.
- la dissolution à $T=600^{\circ}\text{C}$ est rapide et du type continue, dont la diffusion des atomes s'effectue en volume, elle est accompagnée d'une recristallisation du apparemment à la présence des dislocations dans les lamelles.
- la dissolution à $T=500^{\circ}\text{C}$ et $T=460^{\circ}\text{C}$ est plutôt lente, freinée vraisemblablement par la sphéroidisation du précipité lamellaire et elle est du type discontinue avec une diffusion à travers les joints de grains.
- L'analyse des courbes de microdureté vickers a montré, que la dissolution n'est pas complète, à cause des fluctuations de composition dans l'alliage.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] T.H.Chuang, W.Gust and R.A.Fournelle, Review of discontinuous Precipitation and dissolution, Anais 7^o cbecimat, UFSC, Florianopolis, p7, (1986)
- [2] S.P.Gupta, Mater.Sci.Eng., 84, p225, (1986)
- [3] I.G.Solarzano and W.Gust, Materials science forum, vols.94-96, p659-664, (1992)
- [4] J.M.Schapiro and J.S.Kirkaldy, Acta.Met, vols.16, p1239-1252, (1968)
- [5] S.P.Gupta and B.Prassard, Z.Metallk., Band 78, p9, (1987)
- [6] M.Hansen and K.Anderko, constitution of binary alloys, Mc Graw-Hill, New York, (1958)