

## Influence de Cd sur la formation des zones Guinier-Preston dans les alliages Cu-Be-Cd et Cu-Cd

A. Naimi, N. Bouzroua et M. Kadi-Hanifi

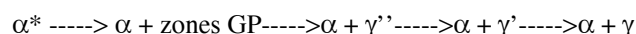
*Laboratoire "Solutions solides", Faculté de Physique, USTHB, BP. 32, El-Alia, Babezzouar, Alger, Algérie*

**Abstract.** We show the influence of Cd in weak concentration on the Guinier-Preston zone formation in Cu-2% (m)Be-0.3%Cd and Cu-0.3% ( m )Cd alloys . For this , a method based on the microhardness measurements is used . The  $\tau$  lifetimes of the zones determined on the hardness isotherms show that Cd decrease the lifetime and the CuBeCd ternary can be considered as a binary alloy with Cd in supersaturation .

**Résumé.** On montre l'influence de Cd en faible teneur, sur la formation des zones Guinier-Preston dans les alliages Cu-2%(m)Be-0,3%(m)Cd et Cu-0,3%(m)Cd, par une méthode basée sur des mesures de microdureté. Les temps de vie  $\tau$  de ces zones évalués sur les isothermes de dureté montrent que Cd réduit le temps de vie des zones et que le ternaire CuBeCd peut être considéré comme un binaire avec Cd en sursaturation.

### 1 INTRODUCTION

On sait qu'une solution solide Cu-Be sursaturée, homogénéisée puis trempée à l'ambiante, se décompose suivant la séquence de précipitation suivante [1] :



où  $\alpha^*$  est la solution solide sursaturée et GP, les zones Guinier-Preston qui constituent la phase de pré-précipitation ;  $\alpha$  est la solution solide appauvrie en atomes de soluté,  $\gamma''$  et  $\gamma'$  sont les phases métastables précédant la phase d'équilibre  $\gamma$ . Cette précipitation se produit, soit à température ambiante durant un temps assez long (maturation), soit après un traitement thermique adéquat (vieillessement artificiel).

On se propose, dans ce travail, d'étudier l'influence du cadmium sur la phase de pré-précipitation (zones GP) dans Cu-2%(m)Be-0,3%(m)Cd et Cu-0,3%(m)Cd en utilisant une méthode basée sur des mesures de microdureté, la solution solide Cu-2%(m)Be servant de référence. Les isothermes et isochrones de dureté établies pour ces échantillons ont permis de déterminer, sur l'isochrone de Cu-Be, la température  $T_{GP}$  à laquelle il y a formation maximale de zones GP et de montrer, à partir des isothermes, que dans le ternaire Cu-Be-Cd les zones GP sont formées d'atomes Cd, contrairement

au binaire Cu-Be où elles sont constituées d'atomes Be. L'isotherme à  $T_{GP}$  de Cu-Cd montre l'existence d'une phase métastable précédant le précipité d'équilibre, confirmant ainsi ce résultat.

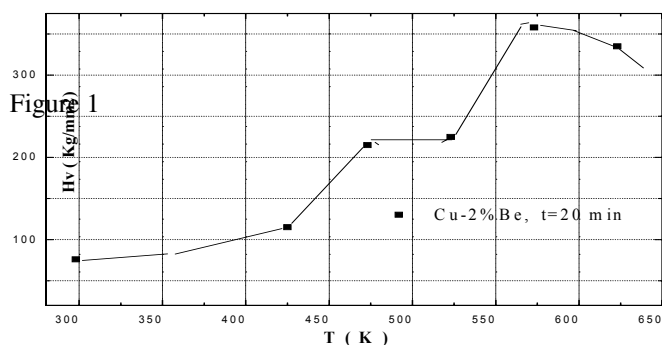
## 2 MÉTHODE EXPÉRIMENTALE

Les solutions solides ont été préparées par fusion d'éléments purs (taux de pureté de 99,99%) sous un vide moyen ( $10^{-4}$  Torr). Les échantillons ont été homogénéisés à  $800^{\circ}\text{C}$ , puis trempés à l'eau ( $20^{\circ}\text{C}$ ). Après leur analyse chimique par spectrophotométrie d'absorption atomique (Tableau 1), ils sont soumis à un traitement thermique de vieillissement. Les microduretés Vickers  $H_V$  de Cu-Be sont déterminées pour des températures de traitement allant de 20 à  $350^{\circ}\text{C}$ , avec un temps de maintien de 20 mn. (isochrone de dureté) et les isothermes de microdureté de Cu-Be, Cu-Be-Cd et Cu-Cd sont établies à  $T_{GP} = 200^{\circ}\text{C}$ . Chaque valeur de microdureté Vickers est la moyenne de 10 indentations sous une charge de 100 g.

## 3 RÉSULTATS ET DISCUSSION

### 3.1 Isochrone de dureté, $H_V(T)$ , de Cu-2%(m)Be

Cette isochrone de dureté (figure 1) présente quatre périodes : au cours de la première, la dureté  $H_V$  augmente jusqu'à ce que la température de formation maximale des zones ( $T_{GP}$ ) soit atteinte, puis elle devient constante et maintiendra cette valeur jusqu'à la formation des premiers germes de la phase  $\gamma'$  (à  $T=250^{\circ}\text{C}$ ) qui se traduit par une nouvelle croissance de la dureté, jusqu'à un maximum atteint à  $T=300^{\circ}\text{C}$ . Ensuite, le précipité d'équilibre  $\gamma$  commence à se former et  $H_V$  diminue.



**Figure 1.** Isochrone de dureté de Cu-2%(m)Be.

**Tableau 1.** Composition chimique des solutions solides.

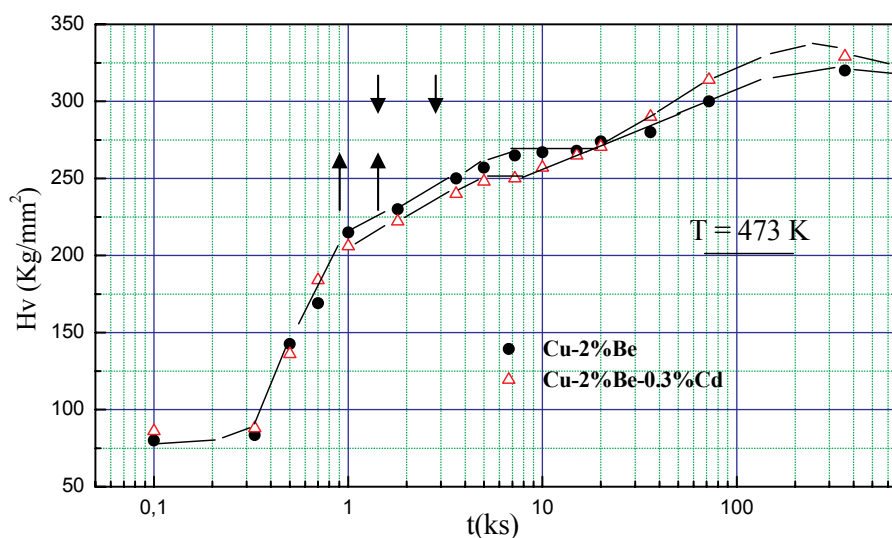
Alliages	Be (%m)	Al (%m)	Fe (%m)	Cd (%m)	Cu (%m)
Cu-Be	2,01	0,02	0,06	0	reste
Cu-Cd	0	0,02	0,06	0,29	reste
Cu-Be-Cd	2,02	0,02	0,06	0,29	reste

### 3.2 Isothermes de dureté, $H_V(t)$ , à $T=200^\circ\text{C}$ de $\text{Cu-2\%(m)Be}$ , $\text{Cu-2\%(m)Be-0,3\%(m)Cd}$ et $\text{Cu-0,3\%(m)Cd}$

Les isothermes (figure 2) de Cu-Be et Cu-Be-Cd montrent l'effet de Cd sur la durée de vie  $\tau$  des zones GP,  $\tau$  étant défini comme le temps au cours duquel  $H_V$  est constant ('palier' de  $H_V(t)$ ):  $\tau_{\text{GP}}=11$  ks pour Cu-Be, alors que pour Cu-Be-Cd,  $\tau_{\text{GP}}=3$  ks. Cette réduction de  $\tau$  semble indiquer une instabilité de la zone GP, comparativement au cas de Cu-Be où la zone serait plus stable, conséquence de la présence de Cd; Cela serait dû à la forte énergie de liaison lacune-atome Cd ( $E_{\text{l-Cd}}$ ), supérieure à celle entre atome Be et lacune ( $E_{\text{l-Be}}$ ). En effet, l'expression de l'énergie de liaison entre lacune et atome de soluté, donnée par Hasiguti [2]

$$E_{\text{X-Y}}=E_0 + (w_x-w_y)E_z + (d_x-d_y)E_d/d_Y$$

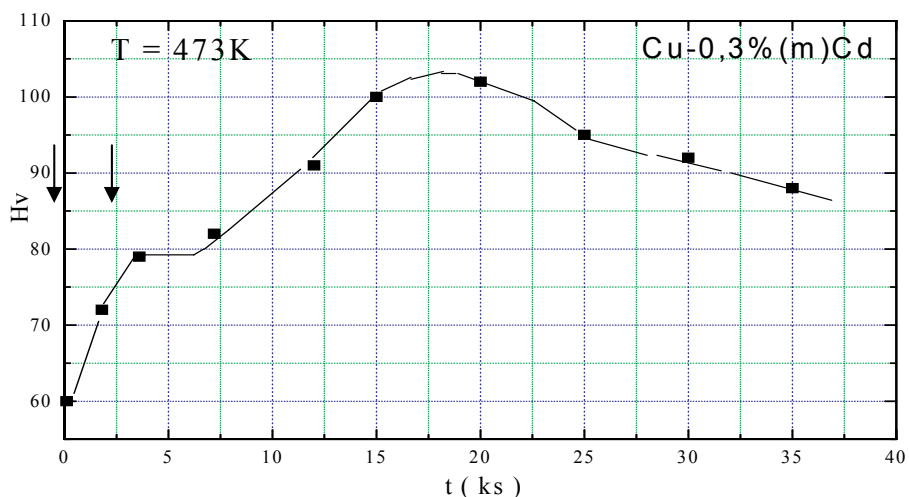
(où  $w_X$  et  $w_Y$  sont les valences des atomes de soluté X et de solvant Y,  $d_X$  et  $d_Y$  étant leurs diamètres.  $E_0$ ,  $E_z$  et  $E_d$  sont des constantes qui valent, respectivement, 0,2, 0,02 et 0,54 eV) permet de calculer  $E_{\text{l-Cd}}$  et  $E_{\text{l-Be}}$ :  $E_{\text{l-Cd}}=0,31$  eV,  $E_{\text{l-Be}}=0,14$  eV. Par ailleurs, on sait que la formation des zones GP est due à la diffusion des atomes de soluté où les lacunes en sursaturation interviennent en donnant un coefficient de diffusion, environ  $10^7$  fois plus élevé que celui évalué par la loi de Fick [3]. Ainsi, lors de la décomposition de Cu-Be-Cd, les atomes Cd libérés diffusent plus rapidement que les atomes Be et se rassemblent pour former les zones GP. Les limites de solubilité de Be et Cd étant respectivement de 2,7%(m) à  $860^\circ\text{C}$  et 3,72%(m) à  $549^\circ\text{C}$ , le ternaire Cu-2%(m)Be-0,3%(m)Cd peut donc être considéré, pour une concentration de Be inférieure à la limite de solubilité de Be dans Cu, comme un pseudo-binaire (Cu2%Be)-0,3%Cd dans lequel Cd est en sursaturation dans la matrice (CuBe).



**Figure 2.** Isothermes de dureté de Cu-2%(m)Be et Cu-2%(m)Be-0,3%(m)Cd.

En effet, l'isotherme à  $T=200^\circ\text{C}$  de la solution solide sursaturée Cu-0,3%(m)Cd (figure 3) montre l'existence d'une phase de pré-précipitation dont la durée de vie (domaine où  $H_V$  est constant) est de 4 ks environ, du même ordre de grandeur que celle des zones GP dans Cu-2%(m)Be-0,3%Cd. Cette phase est probablement formée de zones GP constituées d'amas d'atomes de Cd; ce qui pourrait impliquer le rôle de Cd dans cette instabilité de la zone GP.

Les isothermes de dureté montrent une diminution de  $H_V$  pour Cu-Be-Cd, comparativement à Cu-Be ; cette diminution signifie que le mouvement des dislocations nécessite une contrainte plus faible que celle intervenant dans Cu-Be. Cette amélioration de la cohérence est probablement due à une modification de la structure des zones.



**Figure 3.** Isotherme de dureté de Cu-0,3%(m)Cd.

#### 4 CONCLUSION

L'influence de Cd sur l'alliage Cu-Be-Cd se traduit par une diminution de la durée de vie des zones GP qui pourraient être constituées d'atomes Cd seulement, alors que dans Cu-Be, elles sont formées d'atomes Be. Par ailleurs, Cd semble améliorer la cohérence des zones GP avec le réseau de la matrice.

#### Références

- [1] R.J.Rioja et D.E.Laughlin, *Act.Met.*, **28** (1980) 1301
- [2] R.R.Hasiguti, *J.Phys.Japan*, **20** (1965) 625
- [3] T.Frederighi, *Act.Met.*, **5** (1958) 379