Cinétiques de précipitation de θ' et γ dans Al-Cu et Al-Ag

N. Tighiouart, H. Yousfi, M. Kadi-Hanifi

► To cite this version:

N. Tighiouart, H. Yousfi, M. Kadi-Hanifi. Cinétiques de précipitation de θ' et γ dans Al-Cu et Al-Ag. Journal de Physique IV Proceedings, 1993, 03 (C7), pp.C7-231-C7-234. 10.1051/jp4:1993735 . jpa-00251998

HAL Id: jpa-00251998

<https://hal.science/jpa-00251998>

Submitted on 1 Jan 1993

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Cinétiques de précipitation de θ' et γ' dans Al-Cu et Al-Ag

N. TIGHIOUART, H. YOUSFI and M. KADI-HANIFI

Laboratoire "Solutions Solides", Institut de Physique, USTHB Bab ezzouar, BP. 9, Dar-El-Beida, Alger, Algérie

Abstract:

The influence of the cadmium on the kinetics of precipitation of the θ' and γ' phases have been studied for the solid solutions Al-Cu4%-Cd0,2% (wt) and Al-Ag20%-Cd0,2% (wt). The volume occupied by the θ' and γ' precipitates is determined by a method based on the microhardness, for the annealing temperatures varying from 200°C to 280°C. The presence of Cd results in an decrease of the incubation time of the first nucleation for the Al-Cu system, and in an increase of this time for the Al-Ag system.

Parmi les alliages à durcissement structural, les systèmes Al-Cu et Al-Ag sont connus, le premier, comme modèle (Al-Cu4%) pour les alliages industriels, et le second, comme système idéal pour des études théoriques à cause de sa faible distorsion de réseau et de son durcissement s'effectuant en deux étapes (durcissement "à froid" et durcissement "à chaud"). Les solutions solides sursaturées de ces systèmes, trempées, conduisent chacune, à un précipité d'équilibre, suivant les séquences suivantes:

où α_1^* et α_2^* sat, respectivement, les solutions solides sursaturées Al-Cu4% et Al-Ag20%; θ' , θ et γ' sont les phases métastables semi-cohérentes avec le réseau de leur matrice et, θ et γ sont les précipités d'équilibre Al_2Cu et Ag_2Al incohérents avec le réseau.

Peu d'études ont été consacrées aux déterminations quantitatives de ces précipitations dans de telles solutions solides contenant des éléments d'addition. On se propose d'étudier l'effet de Cd sur la cinétique de précipitation de θ' et γ' dans les solutions solides Al-Cu4%-Cd0,2%(pds) et Al-Ag20%-Cd0,2%(pds).

Procédure expérimentale:

Les solutions solides Al-Cu4%(pds), Al-Cu4%-Cd0,2%(pds), Al-Ag20%(pds) et Al-Ag20%-Cd0,2%(pds) ont été élaborées par fusion sous vide (10^{-4} torr) à partir d'éléments purs (99,99%). Maintenues en fusion durant six heures, ces solutions ont été, après refroidissement lent à l'ambiante (23°C), homogénéisées à 540°C sous flux d'argon, puis trempées à l'eau (23°C). Ces échantillons mis sous forme de pastilles de 10mm de diamètre ont été caractérisés par diffraction des rayons X, au moyen d'un diffractomètre utilisant un rayonnement strictement monochromatique ($K_{\alpha 1}$ de Cu). Les volumes relatifs Y des précipitations θ' et γ' ont été déterminés par mesures de microduretés (Merle et al., 1981) à partir des équations:

$H_{va} = Y \cdot H_{v\delta} + (1-Y) H_{vss}$ et $H_{vb} = Y \cdot H_{v\delta} + (1-Y) H_{vGP}$
 δ étant, soit θ' , soit γ' selon la solution solide considérée. H_{va} est la microdureté Vickers de la solution solide traitée thermiquement de façon à faire apparaître la phase métastable δ ; et H_{vb} , celle mesurée sur l'échantillon ayant subi un traitement thermique faisant apparaître les zones GP dans la solution solide résiduelle (ss) ($T=100^\circ C$ pour Al-Cu et $T=150^\circ C$ pour Al-Ag); le volume relatif est défini tel que $Y = V_\delta / (V_{ss} + V_\delta)$ où V_{ss} et V_δ sont les volumes occupés par la solution solide non transformée (ss) et par la phase métastable δ .

Résultats et discussion:

Les temps de maintien à 100°C (Al-Cu) et à 150°C (Al-Ag) nécessaires à l'apparition totale des zones GP sont déterminés sur les courbes $H_v(t)$ (Figures 1 et 2): $t=100$ heures et $t=15$ heures.

Les figures 1 et 2 montrent l'effet de Cd sur la formation des zones GP: Pour Al-Cu-Cd, la formation est retardée et le domaine d'existence de ces zones est réduit, comparativement au cas Al-Cu; alors que pour Al-Ag-Cd, la formation des zones GP est accélérée (accroissement rapide de H_V pour un même temps de maintien) et leur domaine réduit, comparativement au cas Al-Ag. La réduction des domaines d'existence des zones GP pourrait se faire au profit des domaines de Θ' et γ' , conséquence d'une modification des interfaces α/Θ' et α/γ' donnant une meilleure cohérence de ces précipités avec le réseau de la matrice: ainsi la taille critique et la barrière d'énergie pour leur germination sont réduites (R.Sankaran et C. Laird, 1974).

- Figure 1 -

- Figure 2 -

Les variations du volume relatif de Θ' avec les temps de vieillissement (Figure 3) montrent que pour le système Al-Cu, il y a diminution du temps d'incubation des premiers germes de Θ' , comparativement à la solution solide ne contenant pas de Cd; alors que pour le système Al-Ag, le cadmium provoque une augmentation du temps d'incubation des premiers germes de Υ' .

L'énergie de liaison Cd-lacune (0,39 eV) est supérieure aux énergies de liaison Cu-lacune et Ag-lacune (F.Cattaneo et al., 1961, G.Thomas, 1960). Ainsi, la formation d'amas Cd/lacune/Cu et Cd/lacune/Ag contribuant aux premiers germes de Θ' et Υ' , est très probable; en effet, lorsque la température de revenu augmente, les variations des temps d'incubation diminuent (Figures 3 et 4) car les amas tendent à se disperser et la précipitation s'effectue par diffusion d'atomes Cu (pour Θ') et d'atomes Ag (pour Υ'). Par ailleurs, la diminution des temps d'incubation dans la formation de Θ' implique que pour Al-Cu-Cd, les amas sont très mobiles, alors que pour Al-Ag-Cd, la diffusion de ces amas est plus lente.

- Figure 3 -

- Figure 4 -

Références:

- MERLE P., FOUQUET F. and MERLIN J., Scripta Met.15,(1981),373
CATTANEO F. and GERMAGNOLI E., Phys.Rev.124,(1961),414
SANKARAN R. and LAIRD C., Mater.Sci. and Eng.(1974)
THOMAS G., Phil.Mag.5,(1960),1213