Contribution à l'étude de l'effet de Zn et Sn sur la formation de la phase γ' dans l'alliage Al-20%Ag

H. Yousfi, N. Mesrati¹, M. Kadi-Hanifi et D. Treheux²

Facultés des Sciences, Institut de Physique, Laboratoire de Solutions Solides, USTHB, BP. El-Alia, Alger, Algeria

¹ Département de Métallurgie, École Nationale Polytechnique, Alger, Algeria

² École Centrale de Lyon, IFOS, UMR 5621, Lyon, France

RESUME .La vitesse des transformations dans l'état solide est généralement soumise à l'influence de facteurs spécifiques (température, temps, défaut,) dont l'intervention contrarie souvent l'évolution du système. Dans ce travail la détermination du volume occupé par la phase γ' est effectuée par une méthode de microdureté, pour différents temps de vieillissements.

On se propose d'étudier le système Al-Ag connu par son durcissement structural qui s'effectue en deux étapes distinctes (durcissement à chaud et durcissement à froid) et l'effet de Zn et Sn sur la cinétique de formation de la phase γ' est mis en évidence par les solutions solides Al20%Ag , Al20%Ag0.2%Cd et Al20%Ag0.2%Sn.

ABSTRACT . The speed of transformations in the solid state is submitted to the specific factor influence (temperature, time, defect,.....) which often antagonizes the evolution of the system. In this work the determination of the occupied volume of phase γ' is based on the method of hardness and carried out for different times of ageing.

One intends to study the Al-Ag system known for its structural hardening which takes place in two distinct stages (warm hardening and cold hardening); and the effect of Zn and Sn on the kinetics of formation of the γ' phase is showed for the solutions Al20%Ag, Al20%Ag0.2%Cd and Al20%Ag0.2%Sn.

1. INTRODUCTION

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 en raison de sa faible distorsion de réseau et de son durcissement s'effectuant en deux étapes (à froid et à chaud) [1][2]. L'étude théorique des changements de phase permet de prévoir les vitesses de transformations à température fixe; inversement la détermination expérimentale de la vitesse à laquelle s'effectue une transformation, constitue l'un des moyens pour comprendre ce type de mécanismes. On distingue habituellement les lois de croissance et les cinétiques de transformations: les premières correspondent aux vitesses de développement des domaines de phases produits individuellement en fonction du temps, les secondes définissent l'évolution globale de la transformation au cours du temps, ainsi que le taux d'avancement d'une réaction. Les propriétés des solutions solides dépendent des transformations de tous ordres qu'elles subissent; elles sont accompagnées de modifications du nombre de phases présentes. Ces transformations de phases peuvent être rapides ou lentes, c'est à dire exigeant des délais plus au moins longs pour se produire. En effet, tout changement de phase obéit à des lois de

croissance et à des cinétiques de transformations qui définissent son évolution globale et son taux d'avancement $Y(t)$ (fraction du volume transformé). Des lois approximatives ont été proposées, elles aboutissent toutes à une expression de la forme [3]:

$$Y(t) = 1 - \exp(-kt^n)$$

k : constante de vitesse qui dépend que de la température.

n : détermine le mode de croissance suivant une, deux ou trois dimensions et cela pour une vitesse de germination croissante.

2. TECHNIQUES EXPERIMENTALE S

Les échantillons Al-Ag , utilisés sous forme de plaquettes pour les tests de microdureté, ont été élaborés à partir d'aluminium 99.999% fourni par la société Fischer Scientist (France) et d'Ag 99.99% par la société AGENOR (Algérie). L'alliage est fondu dans un creuset dont les parois étaient recouvertes de graphite, après un maintien de deux heures à la température de fusion puis refroidi à la température ambiante. Les échantillons obtenus ont été homogénéisés à 540°C pendant 48 heures; ces derniers ont été coupés en plusieurs morceaux et réhomogénéisés pendant 24 heures. L'analyse par la méthode à torche à plasma nous a révélé une concentration d'Ag de 19.5% en poids.

Les échantillons limés sont mis sous forme de pastilles de 10mm de diamètre , puis analysés aux rayons X au moyen d'un diffractomètre (montage en réflexion) utilisant un rayonnement strictement monochromatique ($\lambda_{K\alpha 1}$ de Cu =1.5405 Å) obtenu après réflexion sur un monochromateur de quartz [4]. Les réflexions de Bragg sont enregistrées avec une vitesse de rotation du compteur de 0.02°(2 θ) par seconde.

3. RESULTATS ET INTERPRETATION

Analyse aux rayons X: cinq raies de diffraction (111), (200), (220), (311) et (222) ont été obtenues; leurs intensités intégrées corrigées, rapportées à la plus intense (111), donnent des valeurs proches de celles de la matrice Al. Le paramètre de réseau obtenu à partir des cinq raies, par la méthode de Nelson-Riley reste très proche de celui de Al, ce qui est en accord avec le fait que les diamètres atomiques de Al et Ag (respectivement 2.85 Å° et 2.88 Å°) sont proches.

Par ailleurs, la valeur a_{ss} du paramètre de réseau de la solution solide a été calculée en utilisant la loi de Vegard, $a_{ss} = (a_2 - a_1) \cdot c + a_1$ où a_{ss} , a_1 et a_2 sont respectivement les paramètres de réseau, de la solution solide, du solvant (matrice), du soluté, et c , la concentration atomique du soluté. La valeur obtenue est a_{ss} Al-Ag = 4.06 Å. Cette valeur est proche de celle donnée par la théorie qui vaut a_{ss} Al-Ag = 4.05 Å. Ceci nous permet de dire que la valeur expérimentale du paramètre de réseau de la solution solide Al-Ag ainsi que celle des intensités relatives confirment la conservation du réseau de Al et l'état désordonné de ces solutions solides[5].

Le temps de maintien à $T = 150^\circ\text{C}$ nécessaire à l'apparition totale des zones Guinier Preston (GP) est déterminé sur la courbes $H_v(t)$ (figure 1) est $t = 15$ heures. La figure 1 montre l'effet du Zn et Sn sur la formation des zones GP; le domaine d'existence de ces zones est réduit, comparativement au cas Al-Ag; il varie de 20 heures (Al-Ag) à 11 heures (Al-Ag-Sn) et à 09 heures pour (Al-Ag-Zn). La réduction des domaines d'existence de ces zones pourrait se faire au profit des domaines de la phase γ' , conséquence d'une modification des interfaces α / γ' donnant une meilleure cohérence de ces précipités avec le réseau de la matrice [6]. Ainsi, la taille critique et la barrière d'énergie pour leur germination sont réduites.

La dissolution des zones GP se produit après un traitement de 26 heures dans l'alliage Al-Ag, alors que pour les alliages Al-Ag-Zn et Al-Ag-Sn, dans les mêmes conditions, elle est atteinte respectivement après 22 et 20 heures.

L'augmentation de dureté dans Al-Ag est liée à la présence de lacunes en excès; ces lacunes, lors de la trempe facilitent la diffusion des atomes dissous d'Ag qui forment des amas (zones GP). Les imperfections du réseau en grand nombre, constituent de nombreuses amorce de germination autour desquelles les atomes d'argent viennent se grouper et former des zones de Guinier-Preston. Par contre, la présence du Zn et Sn dans l'alliage augmente la dureté en perturbant la périodicité du réseau; d'où les lacunes formées durant la trempe contribuent au transfert d'atomes d'argent vers les zones GP [7][8]. Or, les énergies de liaison Zn-lacune (0.1 eV) et Sn-lacunes (0.22 eV) sont supérieures à l'énergie de liaison Ag-lacune (0.08 eV) [9][10][11], ce qui conduit les atomes du Zn et Sn à agir comme des pièges de lacunes réduisant le transfert d'argent vers les zones GP et provoquant un retard dans la formation et la croissance de ces zones. Ainsi, Zn et Sn attirent fortement les lacunes et laissent peu d'entre elles disponibles à la diffusion de Ag, ce qui se traduit par une diminution du temps d'incubation des zones GP [12](Figure 2).

La variation du volume relatif γ' de la phase métastable γ' avec les temps de vieillissement révèle un accroissement du temps d'incubation des germes de γ' lorsque l'élément d'addition (Zn ou Sn) est présent dans la solution solide [13]. Cet accroissement étant $(t_3-t_4) = 2$ min pour la solution à 0.2%Zn et de $(t_7-t_8) = 4$ min pour la solution à 0.2%Sn à $T = 250^\circ\text{C}$ et de $(t_2-t_1) = 57$ min et $(t_5-t_6) = 90$ min à la $T = 280^\circ\text{C}$ (respectivement (Figure 3) et (Figure 4)). Cette augmentation du temps d'incubation est probablement due à la formation d'amas Zn/ lacune / Ag et Sn / lacune/ Ag. Ces amas qui contribuent à la formation des premiers germes γ' nécessitent une énergie de diffusion plus importante que celle permettant la diffusion de Ag seul [14].

Figure 1. Courbe isotherme

Figure 2. Cinétique de précipitation des zones GP

BIBLIOGRAPHIE

[1] A.Malik, B.Shonfeld, G.Koetors, W.Buhrer et J.Pederson, Z.für Met 88 , 8, 1997, 625.
[2] N.Tighiourt, H.Yousfi et M.Kadi-Hanifi, J.PhysiqueIV, 3, 1993, 231.
[3] P.Merle, F.Fouquet et J.Merle. Scripta Met, 1981, 373.
[4] A.Guinier, Théorie et Technique de la radiocristallographie, 1964, Ed.Dunod.
[5] S.Abbas,A.Raho et M.Kadi-Hanifi, J.Physique,10, 2000, Pr10-49
[6] R.Sankaran et C.Laird, Mater.Sci. and Eng, 1974.
[7] F.Cattaneo, et E.Germagnoli, Phy.Rev, 124, 1961, 414.
[8] P.WILKENS, Acta Met, 16, 1968, 153.
[9] Y.Murakani, H.Yoshida et S.Yamamoto, Trans.Jim, 9, 1968, 11.
[10] G.Thomas, Phil.Mag, 5, 1960, 1213.
[11] S.Ozbilen et H.M.Flower, Acta Met, 37, 1989, 2993.
[12] M.Kadi-hanifi etH.Yousfi, ICAA-6 , 1998, 2118.
[13] R.Roberge etH.Herman , Journal of Materials Science, 8, 1973, 1482.
[14] H.Yousfi, N.Mesrati et M.Kadi-Hanifi, JEEP , 2000, 228.