

Mécanisme de précipitation dans l'alliage Al-Mg-Si

Hamdi Ines
Dept. chimie industrielle
Université Mohamed Khider
Biskra, Algérie

email inahamdi@yahoo.fr

Boumerzoug Zakaria
dept. Mécanique
Université Mohamed Khider
Biskra, Algérie

email zboumerzoug@yahoo.fr

Résumé—L'étude de mécanisme de la précipitation dans l'alliage Al-Mg-Si, à l'état de trempe, a été effectuée en utilisant l'analyse par la calorimétrie différentielle à balayage (CDB) comme une méthode expérimentale. L'exposant d'Avrami n est l'un des paramètres cinétiques le plus important; il reflète la nature d'une transformation. L'analyse par le CDB montre l'existence de différentes phases. Les zones Guinier-Preston (GP) et la phase métastable β' ont des valeurs de n autour de 2, et les phases β'' et β ont des valeurs de n autour de 3.

Keywords- Al-Mg-Si, l'exposant d'Avrami n ,
précipitation, mécanisme, CDB

I. INTRODUCTION

Les alliages à base d'aluminium (Al Mg Si) sont de plus en plus utilisés dans l'industrie à cause de leurs bonnes propriétés ; la légèreté, la résistance de la corrosion la conductivité thermique et électrique [1,2 et 3]. Ce sont des alliages à durcissement structural dont les propriétés mécaniques sont liées à leurs constituants et surtout aux phases plus ou moins durcissantes qui précipitent lors de traitements thermiques appropriés. La séquence de précipitation des phases généralement admise dans les alliages de la série 6000 est la suivante : [4], [5] et [6].

Solution solide sursaturée (SSS) $\rightarrow$ zones GP $\rightarrow$ β'' $\rightarrow$ β' $\rightarrow$ β (Mg₂Si).

Pour mieux comprendre le mécanisme de la précipitation dans l'alliage Al- Mg-Si il est nécessaire d'évaluer les paramètres cinétiques. Il existe plusieurs méthodes pour calculer ces paramètres. L'exposant d'Avrami n est l'un des paramètres cinétiques le plus important, il dépend de la géométrie de croissance des entités et du type de nucléation [7]. L'objectif de ce travail est de calculer l'exposant d'Avrami n pour chaque phase formée dans l'alliage Al-Mg-Si à l'état de trempe et déterminer le type de réaction des précipités.

II. MATÉRIAU EET MÉTHODE EXPÉRIMENTALE

Pour réaliser cette étude nous avons opté pour l'alliage Al-Mg-Si (AGS) sous forme de fil machine utilisé dans l'industrie de câble électrique. La composition chimique de cet alliage est donnée dans le tableau 1.

TABEAU 1 COMPOSITION CHIMIQUE DE L'ALLIAGE Al-Mg-Si[8].

Éléments	Al	Mg	Si	Cu	Fe
at. %	98.45	0.653	0.595	0.014	0.215

Les mesures de calorimétrie ont été effectuées sur un appareil de type Q 20 TA, qui permet de mesurer le flux de chaleur. Le cycle thermique appliqué consiste en un chauffage de l'ambiante à 550 °C avec différentes vitesses de chauffage variant entre 20°C/min et 40 °C/min.

III. DETERMINATION DE L'EXPOSANT n DE REACTION PAR LA METHODE MATUSIDA

Pour calculer l'exposant n , il faut tout d'abord calculer la fraction transformée.

A. Fraction transformée

La fraction transformée à n 'importe qu'elle température T est donnée par la relation suivante :

$$\alpha = S_T / S \quad (1)$$

où :

S : est la surface totale des pics exothermiques (ou endothermiques) entre la température du début T_i et de la fin T_f du pic.

S_T : est la surface partielle des pics exothermiques (ou endothermiques) entre la température

T_i et T .

b. Détermination de l'exposant n de la réaction de précipitation :

Par la dérivation de l'équation classique de Johnson-Mell-Avrami-Kolmogorov (JMAK), Matusida et al [9], on aura la relation entre la fraction transformée (α) à une température constante et la vitesse de chauffage par l'équation suivante :

$$\ln(1-\alpha)^{-1} = (c/v^n)[n E_a/RT] \quad (2)$$

La valeur de α est indépendante de la vitesse de chauffage V . a une température T_c l'équation devient alors:

$$\ln[\ln(1-\alpha)^{-1}] = -n \ln V + c \quad (3)$$

La fonction 3 est donc linéaire avec une pente de $(-n)$

IV. RÉSULTATS ET DISCUSSION

La figure 1 représente les courbes de CDB de l'alliage Al-0.693 % at. Mg- 0.595 % at. Si homogénéisé 6 h à 550°C puis trempé à l'eau et ensuite chauffé à différentes vitesses 20, 25 et 40°C/ min respectivement. Cette figure montre l'existence de quatre pics exothermiques (1, 3, 5 et 7) et quatre pics endothermiques (2, 4, 6 et 8). Les pics exothermiques sont attribués à la formation de zones G.P, la phase β'' , la phase durcissant β' et la phase stable β . Les pics endothermiques (B, E, G) sont attribués respectivement à la dissolution de ces phases, ces résultats sont en accord avec la littérature [10], [11], [12] et [13]. Par conséquent, nous pouvons conclure que la séquence de précipitation est la suivante :

sss $\rightarrow$ zones GP $\rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta$

Les figures (2 et 3) représentent la variation de la fraction transformée en fonction de la température et l'évolution de $\ln[\ln(1-\alpha)^{-1}]$ en fonction de $\ln V$.

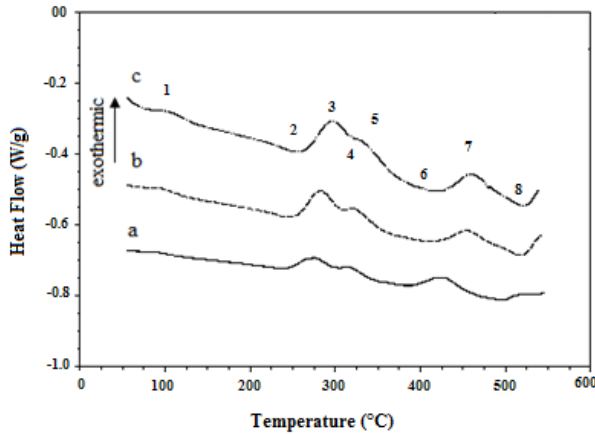
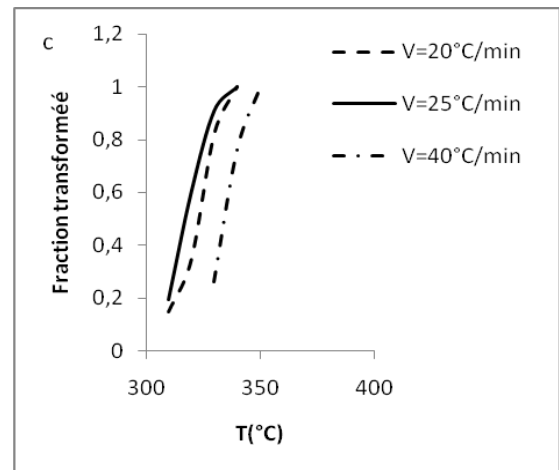
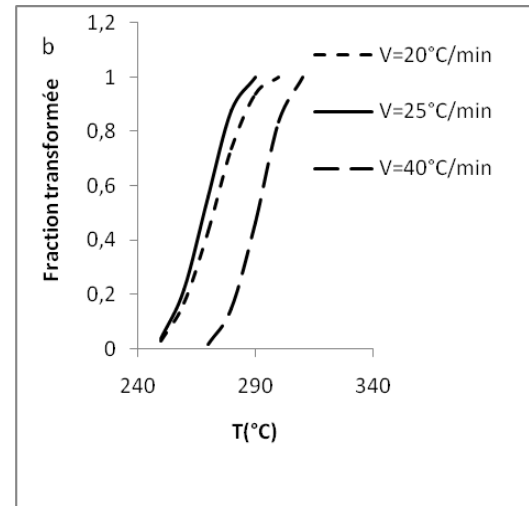
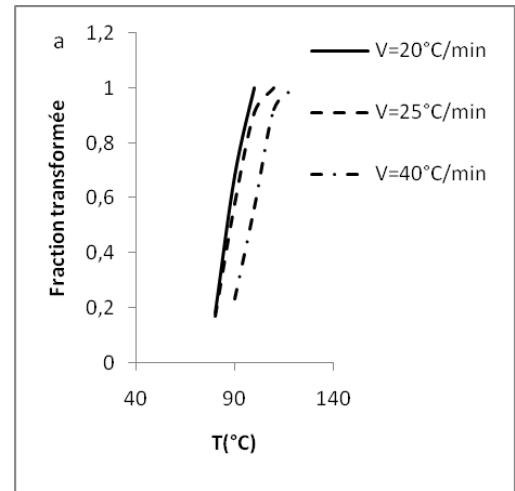


Fig.1 Courbes de CDB de l'alliage Al- 0.693 % at. Mg- 0.595 % at. Si homogénéisés à 550 °C pendant 6 h, puis trempé à l'eau, puis chauffés à différentes vitesses de chauffage 20, 25 et 40°C/min.



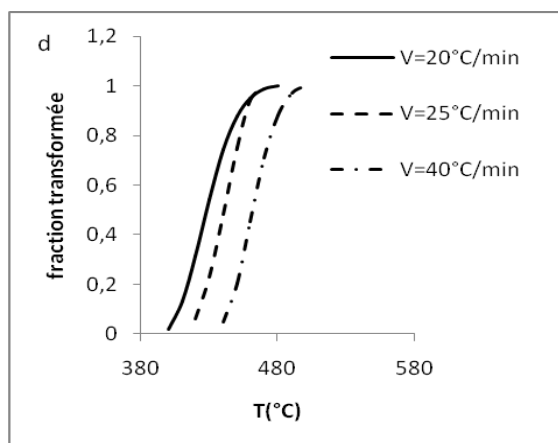


Fig. 2 Courbes des fractions transformées de a) zone GP, b) β'' , c) β' et d) β pour l'alliage Al-Mg-Si à l'état de trempe.

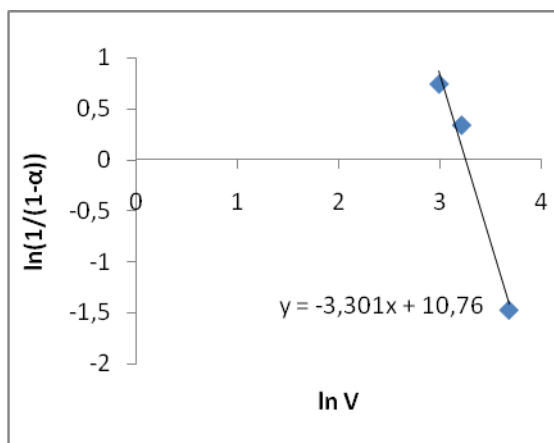
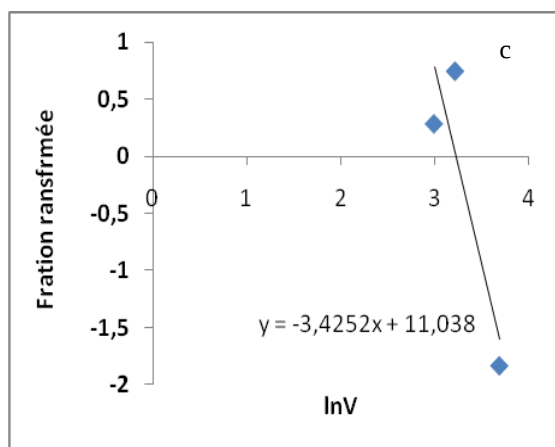
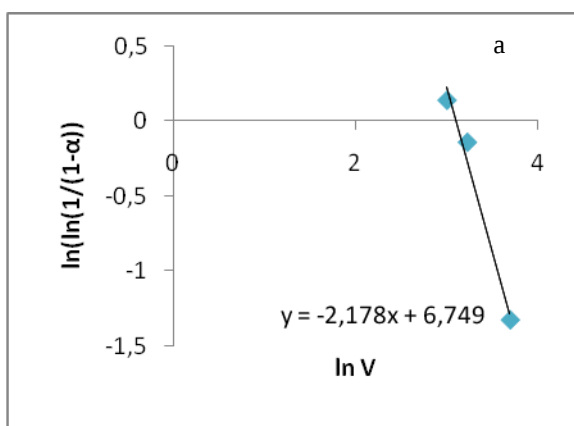


Fig. 3 Détermination de l'exposant de réaction pour la précipitation de a) zones GP, b) β'' , c) β' et d) la phase β stable à l'état de trempe.

Pour la formation des zones GP et la phase β' , nous avons trouvé que l'ordre de réaction est de 2.17, 2.80 respectivement. Ces valeurs indiquent que le magnésium et le silicium diffusent partout à travers l'alliage, c.-à-d. les précipités croissent dans toutes les directions à travers toute la matrice donc dans les trois dimensions [14].

Et pour la formation de la phase β'' et β stable, l'ordre de réaction est de 3.42 et 3.30 respectivement, c.-à-d. les atomes de Mg et Si diffusent et migrent dans les trois dimensions de la matrice et l'interaction entre les précipités est faible parce qu'une interaction faible est généralement caractérisée par un coefficient n situé autour de 3 [14].

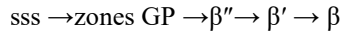
TABEAU 2 VALEURS DE L'EXPOSANT n POUR LES DIFFERENTES PHASES A L'ETET DE TREMPÉ

Processus	L'exposant n
Formation de la zone GP	2.17
Formation de la phase β''	3.42
Formation de la phase β'	2.80
Formation de la phase β	3.30

V. CONCLUSION

D'après l'étude de l'alliage Al-Mg-Si par la technique de CDB en utilisant la méthode de Matusida, pour calculer l'exposant d'Avrami n pour toutes les phases de la séquence de précipitation, on peut conclure que:

- La séquence de précipitation de l'alliage Al-Mg-Si est :



- Les valeurs de l'exposant Avrami n de zones GP et de la phase métastable β' sont inférieures aux valeurs de l'exposant Avrami n de la phase β'' et la phase β .
- Les zones GP et la phase β' ont une valeur de n autour de 2 donc sont des réactions contrôlées par la diffusion.
- La phase métastable β'' et la phase stable β ont une valeur de l'exposant d'Avrami autour de 3 donc une interaction faible entre précipités.

REFERENCES

- [1] W. J. Kim, J. Y. Wang, S. O. Choi, H. J. Choi, and H. T. Sohn, Synthesis of ultra high strength Al-Mg-Si alloy sheets by differential speed rolling, *Mater. Sci. and Eng. A*, vol. 520, no. 1-2, pp. 23-28, 2009.
- [2] M. Murayama, K. Hono, M. Saga, M. Kikuchi, Atom probe studies on the early stages of precipitation in Al-Mg-Si alloys, *Mater. Sci. Eng., A* vol. 250, pp 127-132, 1998.
- [3] J. Banhart, C.S.T. Chang, Z. Liang, N. Wanderka, M.D.H. Lay, A.J. Hill, Natural Aging in Al-Mg-Si Alloys—A Process of Unexpected Complexity, *Adv. Eng. Mater.* vol.12, pp. 559-571, 2010.
- [4] W.F. Miao et D.E. Laughlin, Precipitation hardening in aluminium alloy 6022, *Scripta Mater.*, vol. 40 pp. 873-878, 1999.
- [5] G. A. Edwards, K. Stiller, G. L. Dunlop, and M. J. Couper, "The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys, *Acta Materialia*, vol. 46, no. 11, pp. 3893-3904, 1998.
- [6] Matsuda, K., Ishida, Y., Müllerová, I., Frank, L., & Ikeno, S., Cube-phase in excess Mg type Al-Mg-Si alloy studied by EFTEM. *Mater. Sci.*, no 41, pp. 2605- 2610, 2006.
- [7] P. Papon, J. Leblond and P. H. E. Meijer, "Physique des Transitions de Phases," Dunod, Paris, pp. 212-313, 1999.
- [8] fiche technique, ENICAB, Biskra.
- [9] K. Matsuda, H. Gamada, K. Fuji, Y. Uteni, T. Sato, A. Kamis and S. Ikeno, High-resolution electron microscopy on the structure of Guinier-Preston zones in an Al-1.6 mass Pct Mg₂Si alloy *Metalurgical And Mater Transactions*, vol. 29A, pp.1161-1167, 1998.
- [10] D. J. Chakrabarti, D. E. Laughlin, Phase relations and precipitation in Al-Mg-Si alloys with Cu additions *Mater. Sci*, vol. 49, pp. 389-410, 2004.
- [11] M. A. Gaffar, A. Gaber, The effect of Cu addition on the thermoelectric power and electrical resistivity of Al-Mg-Si balanced alloy: A correlation study *Mater.Sci.Eng, A* vol. 45, p.249, 2007.
- [12] A. Hayoune, Thermal analysis of the impact of RT storage time on the strengthening of an Al-Mg-Si alloy, *Mater. Sci. Appl.* vol. 3, pp. 460-466, 2012.
- [13] M. Murayama, K. Hono, W.F. Miao, D.E. Laughlin, The effect of Cu additions on the precipitation kinetics in an Al-Mg-Si alloy with excess Si, *Metall. Mater. Trans. A* vol.32, pp.239-246, 2001..
- [14] MASSARDIER et T. EPICIER : Study of the influence of a low copper addition and of an excess silicon on the precipitation kinetics and on the precipitation sequence of *Al₁Mg₂Si* alloys. *Mater. Sci. Forum*, vol.396-402, pp.851-856, 2002.