

INFLUENCE DU RECUIT SUR LA RECRISTALLISATION DE L'ALLIAGE ALUMINIUM-LITHIUM 8090.

S. BOURAHLA et R. AMICHI

Laboratoire de microstructure et Défauts des matériaux
Département de Physique, Faculté des Sciences Exacte, Université Mentouri Constantine,
Algérie.

Reçu le 14/12/2011 – Accepté le 17/11/2012

Résumé

L'alliage d'Aluminium-Lithium est connu comme étant un matériau superplastique. Ce comportement est lié à une structure à grains fins. Le développement de cette structure peut être obtenue par recristallisation statique suite à traitement thermomécanique approprié.

Le but de cette étude est de suivre l'évolution de la microstructure en fonction du temps et de la température du recuit de recristallisation.

Les résultats montrent que c'est plutôt la température qui influe sur le processus de la recristallisation de l'alliage étudié.

Mots clés : Alliage, Aluminium-Lithium, recristallisation statique, recuit.

Abstract

The Aluminium-Lithium alloy is known as a superplastic material. This behavior is related to a fine grain structure. The development of this structure can be obtained by recrystallization static after appropriate thermomechanical treatment.

The purpose of this study was to follow the evolution of the microstructure as a function of time and the recrystallization annealing temperature.

The results show that it is rather the temperature that affects the process of recrystallization of the alloy studied.

Keywords: Alloy, Aluminum-Lithium, static recrystallization, annealing

ملخص

من المعروف أن سبائك الألومنيوم بطارية ليثيوم كمادة الفائقة اللدونة. ويرتبط هذا السلوك إلى هيكل الحبوب غرامة. تطوير هذه البنية يمكن الحصول عليها عن طريق ثابت التبلور بعد العلاج الميكانيكية الحرارية المناسبة. وكان الغرض من هذه الدراسة لمتابعة تطور المجهرية بوصفها وظيفة من الوقت ودرجة الحرارة التبلور الصلب. وأظهرت النتائج أن بل هي درجة الحرارة التي تؤثر على عملية التبلور من سبيكة دراستها.

الكلمات المفتاحية: سبائك الألومنيوم، ليثيوم، التبلور ثابتة، الصلب

Introduction :

L'alliage Aluminium-Lithium est à l'origine d'une nouvelle génération d'alliages légers. En effet, l'addition du lithium est responsable d'une diminution de la densité ainsi qu'un accroissement du module de Young et la limite élastique [1]. Depuis plusieurs alliages ont été développés. Le développement des alliages d'aluminium - lithium mené sur plusieurs alliages commerciaux a nécessité l'addition d'éléments tels que le cuivre, le magnésium et le zirconium. Ces éléments sont essentiels à l'obtention des propriétés mécaniques désirées [2]. Gregson et ces collaborateurs décrivent les changements qui peuvent survenir à cause de la variation de la concentration de ces éléments sur les propriétés mécaniques [3, 4, 5]. Le rapport en teneur de ces éléments mène à la formation de différentes précipités tels que S (Al_2CuMg), T1 (Al_2CuLi), δ' (Al_3Li), δ ($AlLi$) et la phase β' (Al_3Zr) [6]. La séquence de précipitation dans le système quaternaire (AL-Li-Cu-Mg) est compliquée car les phases d'équilibre dépendent de la concentration relative des éléments d'addition [3, 7]. Ces alliages présentent un comportement superplastique [8, 9]. Un des prés requis des matériaux superplastiques est lié à une structure à grains fins. Suite à un traitement thermomécanique approprié, cette structure peut être obtenue par recristallisation statique avant la déformation superplastique.

2. Etude Expérimentale

Le matériau étudié est un produit fini fourni par Alcan sous forme de tôle d'épaisseur 2mm. La composition chimique en pourcentage massique (% en poids) : Al-2.5Li-1.2Cu-0.6Mg-0.1Zr. Le matériau fourni est supposé recristalliser, mais l'observation métallographique montre l'inverse.

Les traitements thermiques de tous les échantillons ont été effectués dans un four du type (NABERTHERM), pour un intervalle de température entre 300°C et 500°C pendant 30 et 60 minutes respectivement. L'étude de la microstructure et la dureté nécessite des surfaces bien polies. Pour cela, les échantillons ont subi un polissage mécanique sur papiers abrasifs de granulométrie croissante de 400 à 1200 suivi d'un polissage de finition à la pâte diamantée de granulométrie 6, 3 et 1/4 μ m. Pour l'observation métallographique les échantillons sont attaqués par le réactif de Keller de composition chimique : 30% HF, 1.5% HNO₃, 1% HCL, 67.5% Eau distillée.

2.1 Techniques expérimentales utilisées

2.1.1 Diffraction des rayons X

La connaissance des positions et la variation de l'intensité des pics permettent l'identification des textures cristallographiques et les phases présentes. Pour ce travail, un diffractomètre de type Siemens D8 Advance a

été utilisé. Les spectres de diffraction des rayons X ont été enregistrés en utilisant une anticathode en cuivre, la longueur d'onde considérées et 1.54060A°.

2.1.2 Microscope optique

L'observation ainsi que l'étude de l'évolution structurale des échantillons, a été effectué à l'aide d'un microscope optique à grand champ 1000 du type (ZEISS) équipé d'une caméra photographique.

2.1.3 Microscope électronique à balayage (M.E.B)

Le MEB (TESCAN) est utilisé principalement pour analyser la topographie de la surface d'un matériau étudié. Par rapport au microscope optique, le MEB est caractérisé surtout par sa résolution élevée et sa profondeur de champ importante.

3. Résultats et discussion

L'obtention d'une microstructure ainsi que son évolution ont été étudiées par rayons X. Les diagrammes des rayons X obtenus sont représentés sur la Figure 1 et 2. Il y a un changement de texture entre l'état brut sans traitement thermique et l'état recuit à température élevée (500°C) ou l'orientation α (311) reste plus importante pour les deux temps de recuit. L'état brut présente une texture relativement homogène, il a été remarqué une densité similaire des orientations (200), (220) et (311). Ces orientations sont retrouvées à 400°C avec des intensités relativement identiques. Ce qui n'est pas le cas pour le traitement de 300°C ou la texture est complètement différente du point de vue d'orientations privilégiées et leurs intensités relatives. Ce qui nous mène à dire qu'il y a un stade de restauration est observé à 400°C. En effet des observations au microscope électronique à transmission (M.E.T) [9] ont montré la présence d'une forte densité de dislocation dans l'alliage (état brut). Il est évident que l'alliage présente une résistance à la recristallisation statique. Des études antécédentes [9], montre un comportement similaire de ces alliages. Le phénomène de restauration est observé à 400°C, suivi d'un début de recristallisation à partir de 500°C. Ceci peut être relié à la présence des certaines phases intermétalliques présentes dans l'alliage. Le processus de précipitation contrôle la recristallisation. La phase stable S (Al_2CuMg) a été identifiée par diffraction des rayons X dans tous les échantillons. C'est une phase qui germe de façon hétérogène dans les sous joints de grains et les grains de faible désorientation [10]. Elle joue un rôle important dans la retention des joints de grains. En effet, la présence de l'élément zirconium (Zr) forme des particules β (Al_3Zr) [11, 12, 13], distribués d'une façon homogène. Ces particules retardent la migration des joints de grains pendant le recuit [14, 15, 16]. Tous les échantillons recuits à différent temps et températures sont attaqués chimiquement en vue de révéler et suivre l'évolution de la microstructure. La Figure 3 et 4 montres

la structure observée uniquement pour les échantillons recuit à 500°C pour les deux temps choisie. Il est clair que la recristallisation est apparente mais partielle ce qui est observé dans la Figure 5 prise au microscope électronique à balayage (M.E.B). Elle peut être reliée à une texture non homogène dans l'échantillon.

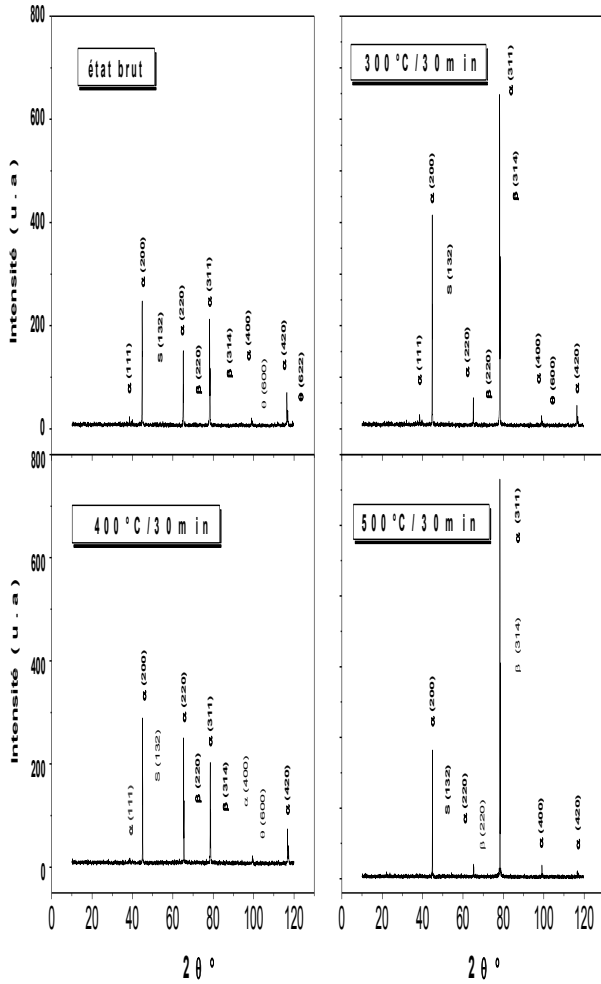


Figure 1 : Spectres de diffraction des rayons X des échantillons recuit à différentes températures pendant 30 minutes

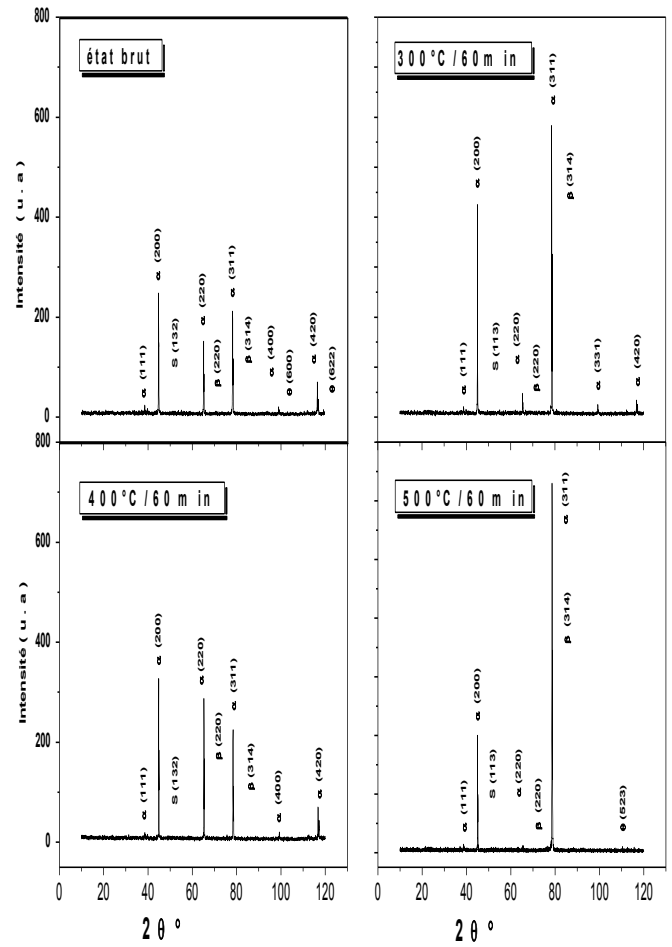


Figure 2 : Spectres de diffraction des rayons X des échantillons recuits à différentes températures pendant 60 minutes

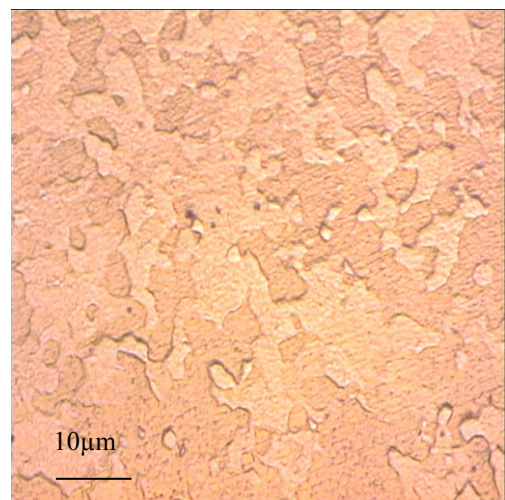


Figure 3: Observation métallographique d'échantillon 500°C / 30min attaqué chimiquement

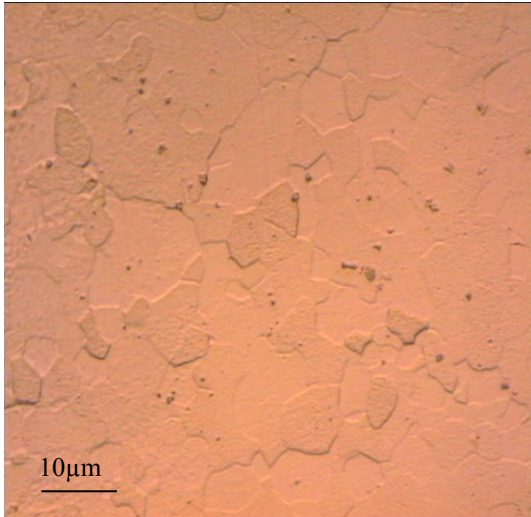


Figure 4 : Observation métallographique d'échantillon 500°C / 60min attaqué chimiquement

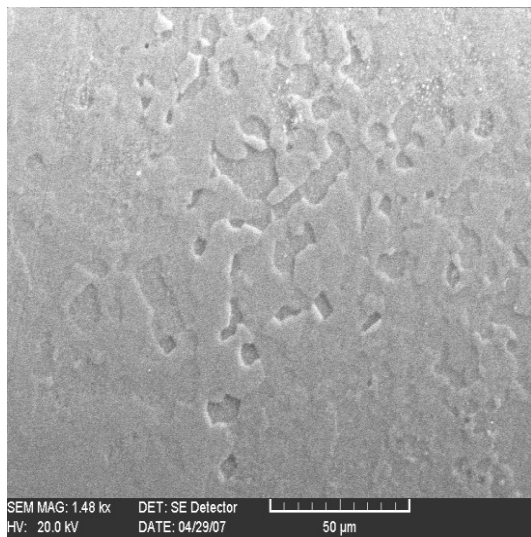


Figure 5 : Observation électronique d'échantillon 500°C/30min attaqué chimiquement

4. CONCLUSION

Dans ce travail les effets des différents paramètres de recuit ont été étudiés sur le processus de recristallisation de l'alliage. Il ressort clairement que c'est la température influe le plus sur la recristallisation. Il est possible d'énoncer que cette dernière est retardée par les phases présentes dans l'alliage quelque soit le traitement thermique effectué. Un phénomène de restauration est observé à 400°C qui reste identique quelque soit le temps de recuit, suivi d'un début de recristallisation à partir de 500°C. Le temps de recuit n'influe pratiquement pas sur le changement de la texture. Il faut remarquer que cette

recristallisation n'est que partielle, car elle peut être reliée à une texture non homogène dans l'échantillon.

REFERENCES

- [1]: B. Noble, S. J. Harris, K. Dinsdale, J. Mat. Sci., 17 (1982) 461.
- [2]: P. Warrendale, T. H. Sanders Jr. And E. A. Starke Jr. Vol 2. (1989).1.
- [3]: P. J. Gregson and H. M. Flower, Acta Meta II. 33 (1985). 527.
- [4]: H. K. Hardy and J. M. Sicoock, J. I. M., 84 (1955). 423.
- [5]: J. M. Silcock, J. Int. Met. 88 (1960). 357.
- [6]: T. Sanders Jr., E. Starke Jr., in: T. Khan, G. Effenberg (Eds.), Advanced Aluminium and Magnesium Alloys, ASM, Amsterdam, (1990) 13.
- [7]: P. Sainfort and B. Dubost, Aluminum-Lithium N, edited by G. Champier, B. Dubost, D. Miannay, and L. Sabetay, France: Les Editions De Physique (1987) 407.
- [8]: R. Grimes, W. S. Miller and R. G. Bulter, Proc 4 th Int. Al-Li conf., Paris, France, June (1987). CNRS, Paris, ed., G. Ghampier, B. Dubost, D. Miannay and L. Sabetay, C3 – 239 – 250.
- [9]: R. Amichi., N. Ridley, Proc Int conf, on Advanced Aluminum and Magnesium Alloys, Amsterdam, (ed T. Khan and G Effeberg) ASM international, (1990) 209.
- [10]: R. N. Wilson and P. G. Partridge, Acta Mett. 13 (1965). 1321.
- [11] : J. Min Kim, W. Jar Jung. Journal of Alloys and Compounds 434 - 435. (2007). 324.
- [12]: L. Augusto, H. Terrones. Materials Characterization. (2006). 3.
- [13] : J.I. Pérez-Landazabal. G. Madariaga.V. Recarte and J. San Juan. Acta mater, vol 48. (2000). 1283.
- [14]: Palmer, I. G. Miller, W. S. Lloyd, D. J. and Bull, M. J. Alurninum-Lithium Alloys II, edited by Sanders Jr, T. H. and Starke Jr, E. A. (Warrendafe, Metallurgy Society of AIME), (1984). 137.
- [15]: M. Gonçaves. C. M. Sellars. Journal de physique colloque C3. Tome 48 (1987).171.
- [16]: A. Amol Gokhale. V. Singh. Journal of Materials processing technology. Vol159. (2005).369.