

# **DURCISSEMENT STRUCTURAL DE L'ALLIAGE AL-6.2%ZN-2.5%MG-1.7% CU SOUS L'EFFET DES TRAITEMENTS THERMOMECHANQUES**

## **HARDENING STRUCTURAL OF ALLOY Al-6.2%Zn-2.5%Mg-1.7% Cu UNDER THE INFLUENCE OF PROCESSING THERMOMECHANQUES**

**BENSAADA SAID, BOUZIANE MOHAMED TEWFIK, LAKHDAR DEHIMI, MOHAMMEDI FERHAT**

Laboratoire LARHYSS  
Université de Biskra BP 145 - 07000 BISKRA (ALGERIE)  
bensaada52@yahoo.fr

### **RESUME**

Le but de ce travail est la mise en évidence de l'effet des traitements thermomécaniques sur les propriétés de l'alliage Al-6.2%Zn-2.5%Mg-1.7% Cu par les techniques d'analyses thermique et de calorimétrie (DSC), qui sont des méthodes d'essai largement utilisées pour des finalités de recherche et de contrôle de qualité. Les effets des traitements thermomécaniques sur les deux grandeurs à savoir le coefficient de dilatation thermique et la capacité calorifique, peuvent nous donner des informations complémentaires pour une meilleure compréhension des phénomènes responsables du comportement thermodynamique de l'alliage. Les résultats obtenus ont montré d'une part, qu'il existe une grande similitude entre le coefficient linéaire de dilatation thermique et la capacité calorifique et d'autre part l'effet de la déformation plastique notable est mis en évidence par les changements de l'allure des courbes par rapport à l'état brut. De même la cinétique de la précipitation de la phases  $\eta'$  est accélérée dans le cas des échantillons homogénéisé et homogénéisé + déformé et accompagnée par un décalage du domaine des températures vers des températures plus basses que celles enregistrées dans le cas du matériau à l'état brut.

**MOTS CLES:** alliages d'aluminium; traitements thermomécaniques; coefficient linéaire de dilatation thermique; capacité calorifique; précipitation.

### **ABSTRACT**

The aim of this work is the demonstration of the effect of thermomechanical treatments on the properties of the alloy Al-6.2%Zn-2.5%Mg-1.7% Cu by thermal analysis techniques and calorimetry, which are methods of test widely used for research purposes and quality control. The effects of thermomechanical treatments on the two variables namely the coefficient of thermal expansion and heat capacity, we can provide further information for better understanding of the phenomena responsible for the thermodynamic behavior of the alloy. The results showed the one hand, there is great similarity between the linear coefficient of thermal expansion and heat capacity, and secondly the effect of plastic deformation is evidenced by changes in the shape of the curves from the rough. Similarly the kinetics of precipitation of  $\eta$  phase is accelerated in the case of samples homogenized and homogenized + distorted and accompanied by a shift in the temperature range to lower temperatures than those recorded in the case of the material state Gross.

**KEY WORDS:** aluminum alloys; thermomechanical treatments, linear coefficient of thermal dilation, heat capacity; precipitation.

## 1 INTRODUCTION

Malgré l'importance des travaux réalisés dans ce domaine, les alliages d'aluminium continuent à être le centre d'intérêts de plusieurs travaux de recherche en sciences des matériaux. Leur utilisation dans l'industrie automobile et aéronautique dépend largement de leurs caractéristiques mécaniques et thermiques.

En utilisant différents types de traitements thermiques et thermomécaniques, on peut obtenir un large spectre de propriétés mécaniques. Pour des conditions d'emploi données, les traitements thermomécaniques des alliages nécessitent une connaissance parfaite des variations des propriétés thermodynamiques qu'il entraîne.

L'évolution continue des techniques modernes, la complication et l'extension des prescriptions que doivent satisfaire les alliages métalliques, quant à leurs propriétés et qualités, font que de nos jours encore l'étude des traitements thermomécaniques connaît un essor croissant. De nouveaux modes de traitements thermiques, thermomécaniques et thermochimiques des alliages doivent être conçus pour répondre aux exigences de l'industrie moderne.

Dans ce travail, on propose d'étudier le comportement dilatométrique et calorimétrique (DSC) de l'alliage Al-6.2%Zn-2.5%Mg-1.7% Cu dans différents états thermomécaniques.

## 2 METHODES EXPERIMENTALES

L'alliage Al-6.2%Zn-2.5%Mg-1.7% Cu a été élaboré par la méthode conventionnelle de coulée en lingots par fusion dans un four à induction du type Leybold. La fusion est réalisée dans des creusets réfractaires ( $Al_2O_3$ ). Sa composition chimique est indiquée dans le tableau 1.

**Tableau 1 : Composition chimique de l'alliage Al-6.2%Zn-2.5%Mg-1.7% Cu**

Éléments	Al	Zn	Mg	Cu	Zr	Fe	Si
% en poids	89.28	6.2	2.5	1.7	0.14	0.11	0.07

Les températures et les durées des traitements thermiques sont indiquées dans le tableau 2.

Les techniques d'analyse utilisées à cet égard sont la dilatométrie et la DCS (calorimétrie).

Il y a lieu de remarquer que tous les traitements thermiques ont été effectués dans un four du type Adamel ou le gradient de température est de l'ordre de  $\pm 2^\circ C$ .

- Le premier échantillon est à l'état brut de coulé [B] (figure 1A).
- Le deuxième a subi un recuit d'homogénéisation [H] à  $T= 465^\circ C$  et maintenu pendant 20

- heures, puis trempé dans l'eau ( $20^\circ C$ ), (figure 1B).
- Le troisième échantillon, en plus du traitement d'homogénéisation, l'alliage a été laminé à froid
- ( $\epsilon=20\%$ ) [H +D], (figure 1C).

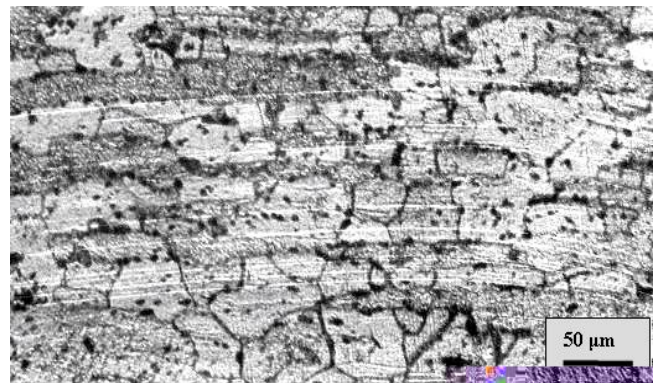
**Tableau 2: Température et durées des traitements thermiques**

Alliage	Type des traitements	Température ( $^\circ C$ )	Temps de maintien (h)
Al-6.2%Zn-2.5%Mg-1.7%Cu	Homogénéisation	465	20
	Trempe	20	Variable
	Revenu	[25-4250C]	

Les techniques d'analyse utilisées à cet égard sont la dilatométrie et la DCS (calorimétrie).

Il y a lieu de remarquer que tous les traitements thermiques ont été effectués dans un four du type Adamel ou le gradient de température est de l'ordre de  $\pm 2^\circ C$ .

- Le premier échantillon est à l'état brut de coulé [B] (figure 1A).
- Le deuxième a subi un recuit d'homogénéisation [H] à  $T= 465^\circ C$  et maintenu pendant 20 heures, puis trempé dans l'eau ( $20^\circ C$ ), (figure 1B).
- Le troisième échantillon, en plus du traitement d'homogénéisation, l'alliage a été laminé à froid
- ( $\epsilon=20\%$ ) [H +D], (figure 1C).



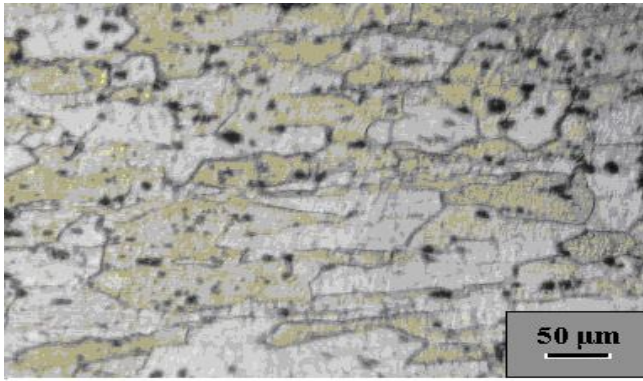


Figure 1: Microstructure des échantillons de l'alliage Al-6.2%Zn-2.5%Mg-1.7% Cu, A: Etat brut B : Etat Homogénéisé (H) et C : Etat Homogénéisé+Déformé (H+D)

### 3 RESULTATS ET DISCUSSION

#### 3.1 Étude dilatométrique de l'échantillon à l'état brut

La figure 2 montre la variation du coefficient linéaire de dilatation thermique  $\alpha$  de l'alliage

Al-6.2%Zn-2.5%Mg-1.7%Cu à l'état brut en fonction de la température dans l'intervalle [50°C– 400°C].

On constate qu'il se produit quatre (04) transformations correspondantes aux différents domaines de températures et caractérisées par les pics.

Transformation	Domaine de température °C
Expansion	100 - 140
Contraction	175 - 225
Expansion	270 - 300
Expansion	350 - 400

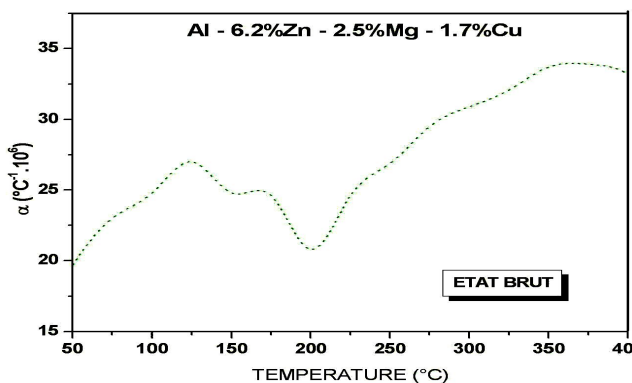


Figure 2.: Variation de  $\alpha$  en fonction de la T°C de l'alliage Al-6.2%Zn-2.5%Mg-1.7% Cu à l'état brut

#### 3.2 Étude calorimétrique de l'échantillon à l'état brut

La figure 3 montre la variation de la courbe de la DSC de l'alliage Al-6.2%Zn-2.5%Mg-1.7% Cu à l'état brut en fonction de la température et dans l'intervalle [50°C – 400°C].

On constate qu'il se produit trois (03) transformations correspondantes à des pics:

Pics	Domaine de température °C
Endothermique	120 -150
Exothermique	200 -240
Exothermique	260-280

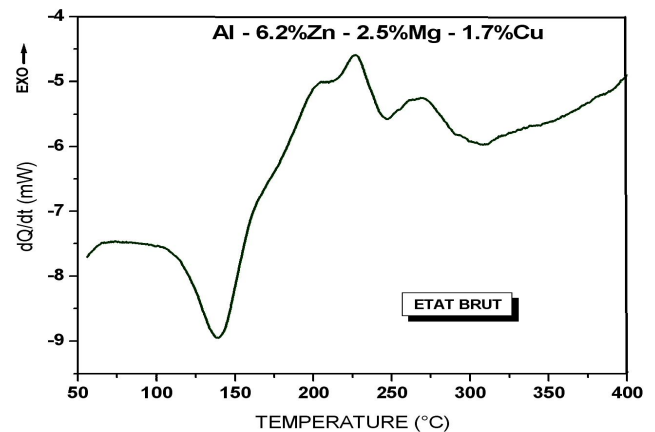


Figure 3: Variation de la DCS en fonction de la T°C de l'alliage Al-6.2%Zn-2.5%Mg-1.7% Cu à l'état brut

On peut penser en première approche que pour les trois premières transformations, il existe une similitude des résultats trouvés par les deux techniques expérimentales. Il existe un décalage d'une vingtaine de degrés °C pour qu'il y ait un chevauchement parfait des résultats trouvés par les techniques de dilatométrie et de calorimétrie. Les travaux de Deschamps et al [1] et de Benabdoun [2] nous font penser que ce décalage est certainement dû au mauvais calibrage de la DSC. Par contre pour la quatrième transformation correspondant à la troisième expansion, observée dans le domaine de température 350 – 400 °C, on ne trouve pas de confirmation par un pic dans cet intervalle de température.

- Le premier pic, endothermique, correspond à la première expansion observée sur les courbes dilatométriques et peut être attribué à la dissolution des zones de Guinier et Preston [3 - 7].
- Le deuxième pic, exothermique, correspondant à la seule contraction enregistrée lors du chauffage de l'alliage en question, dans le domaine [50- 400°C], est probablement dû à l'apparition de la phase métastable

$\eta'$  cité par Mondolfo et al [8].

- Le troisième pic exothermique, enregistré sur la courbe de la D.S.C pendant le chauffage de l'alliage, correspond parfaitement à la deuxième expansion observée par dilatométrie. Ceci est certainement lié à la formation de la phase stable  $\eta$  ( $MgZn_2$ ) [9 -11].

### 3.3 Influence des différents traitements thermomécaniques sur les courbes de dilatation thermique de l'alliage Al-6.2%Zn-2.5%Mg-1.7% Cu

La figure 4 montre la variation du coefficient linéaire de dilatation thermique  $\alpha$  de l'alliage Al-6.2%Zn-2.5%Mg-1.7% Cu en fonction de la température dans l'intervalle [50°C - 400°C] pour les trois états structuraux étudiés (Brut, Homogénéisé et Homogénéisé + Déformé).

On constate également qu'il existe un léger décalage dans les domaines de température correspondant à ces transformations de phase. Ces dernières dépendent de l'historique du matériau avant revenu et ceci confirme les travaux de Deschamps [5] et de Benabdoun [6]

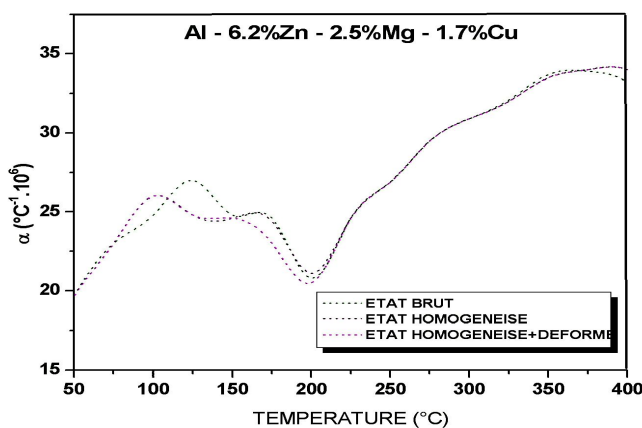


Figure 4 : Variation de  $\alpha$  en fonction de la T°C de l'alliage Al-6.2%Zn-2.5%Mg-1.7% Cu pour les trois états structuraux

### 3.4 Influence des différents traitements thermomécaniques sur les courbes de la D.S.C de l'alliage Al-6.2%Zn-2.5%Mg-1.7% Cu

L'examen des thermogrammes de la D.S.C (figure 5) nous confirme, assez clairement, l'existence d'au moins trois (03) de ces transformations survenues lors du revenu, par l'apparition de trois différents pics, tout en nous donnant des renseignements complémentaires sur leur intensité et leur nature précipitation ou dissolution. On constate que ces traitements n'ont pas d'effets notables sur la dissolution des zones G.P (pic endothermique correspondant à la première expansion) et sur la précipitation de la phase d'équilibre  $\eta$  ( $MgZn_2$ ) correspondante au deuxième pic exothermique correspondant à la deuxième expansion enregistrée sur les courbes dilatométriques. Par contre, les

effets du traitement thermique d'homogénéisation et en particulier ceux associés à la déformation plastique sont visible par un décalage vers des températures plus basses de la précipitation de la phase métastable  $\eta'$ . Ceci est du principalement aux défauts introduits lors de la déformation plastique qui favorisent considérablement le processus de décomposition de la solution solide sursaturée. L'augmentation du nombre de lacunes facilite la diffusion des atomes de magnésium et de zinc, et la densité élevée de dislocations stimule la diffusion le long des canaux de dislocations. Donc l'énergie d'activation de la réaction de précipitation des échantillons déformés est beaucoup plus faible que celle des échantillons peu ou non déformés. Par conséquent les processus de germination et de croissance de nouvelles phases sont plus favorisés.

D'autre part, la déformation plastique introduite à une solution solide sursaturée contenant déjà un excès de défauts suite à la trempe rapide, augmente encore davantage leur densité, et par conséquent favorise à un degré plus supérieur les différentes transformations de phase susceptibles de se produire au cours du chauffage du matériau. Cela explique les raisons pour lesquelles les phénomènes liés à la dissolution des zones, et à la précipitation des deux phases  $\eta'$  et  $\eta$  se produisent plus tôt, à des températures plus basses, que pour le cas du matériau à l'état brut et / ou de celui homogénéisé observés généralement dans différents alliages d'aluminium de la série 7000.

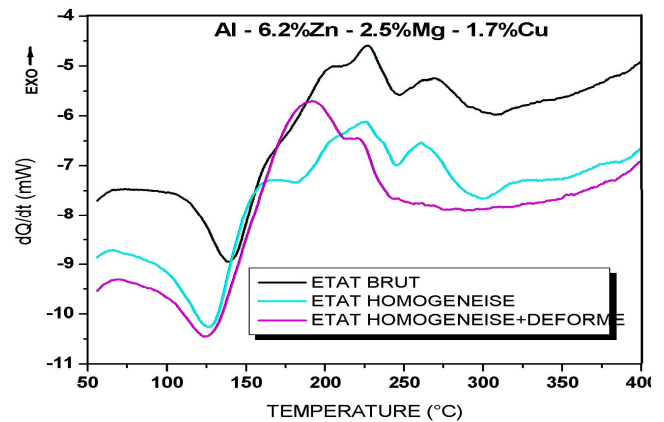


Figure 5. : Variation de la DCS en fonction de la T°C de l'alliage Al-6.2%Zn-2.5%Mg-1.7% Cu, pour les trois états structuraux

## 4 CONCLUSION

Les alliages du système d'aluminium présentent actuellement un intérêt grandissant du fait de certaines de leurs propriétés très intéressantes dans le domaine industriel. Ils ont une faible sensibilité à la vitesse de trempe et un durcissement important qui peut être obtenu par une maturation à la température ambiante. Ce type d'alliage est surtout utilisé dans l'industrie automobile, dans le transport et en aéronautique.

La grande diversité des phases présentes dans les alliages Al-Zn-Mg-Cu rend ce système très complexe. Elles sont susceptibles d'améliorer les propriétés physiques par durcissement structural ou au contraire de les altérer considérablement

- Les deux techniques d'analyse des propriétés thermodynamiques : la dilatométrie et la calorimétrie sont susceptibles de nous donner des informations complémentaires sur la nature et la séquence des différents phénomènes de précipitation ou de dissolution des phases présentes lors du revenu des deux alliages étudiés dans l'intervalle de température [50 – 400°C].
- Il existe une grande similitude entre l'allure des courbes de dilatation thermique et de calorimétrie de l'alliage étudié.
- Les trois premières transformations observées par la technique de dilatométrie à savoir les deux premières expansions et la seule contraction enregistrée sont liées directement à l'apparition des différents pics enregistrés sur les courbes de la DSC.
- La première expansion est liée directement au seul pic endothermique qui apparaît sur les courbes de la DSC ; celle-ci est due certainement à la dissolution des zones G.P.
- La seule contraction subie par le matériau pendant le revenu est représentée par le premier pic exothermique ; ce dernier est dû à l'apparition de la phase métastable  $\eta'$ .
- La deuxième expansion correspondante au deuxième pic exothermique ne peut être due qu'à l'apparition de la phase stable  $\eta$  ( $MgZn_2$ ).
- Les effets du traitement thermique d'homogénéisation et surtout de ce dernier traitement associé à la déformation plastique se font ressentir par un décalage vers des températures plus basses de la précipitation de la phase métastable  $\eta'$ .

- L'addition du cuivre aux alliages ternaires Al-Zn-Mg stabilise les zones de Guinier et Preston à des températures plus hautes.

## REFERENCES

- [1] Deschanps, A., Livet. F. et Bréchet. F., Acta Mater, 1, (1999), p. 281 – 292.
- [2] Benabdoun. M. Thèse de doctorat, Microstructure et propriétés des alliages d'aluminium, (2004), Université de Constantine, Algérie.
- [3] Deschanps. A. Thèse de doctorat, Influence de la prédéformation et des traitements thermiques sur la microstructure et les propriétés mécaniques des alliages Al-Zn-Mg-Cu, (1997), Institut Polyclinique de Grenoble, France.
- [4] M.Benabdoun, Drbani Tahar, Smail Hamamda Article Etude dilatométrique de l'alliage Al-6%Zn-3%Mg ( 2007), département de physique université de Constantine Algérie.
- [5] R. M. Allen et J. B. Vander Sande, Acta Metall., 28, ( 1980 ), p. 1185 – 1189.
- [6] P. Gomiero, A. Reeves, A. Pierre, F Bley, F. Livet et H. Vichery, Proc. 4<sup>th</sup> Intern Conference on Aluminium Alloys, Atlanta, (1994), p. 644 – 651.
- [7] R. W. Balluffi, Phys. Stat. Sol., 42, (1970), p. 11 – 17.
- [8] S. Ceresara et P. Fiorini, Mater. Sci. Eng, 10, ( 1972 ), p. 205 - 210
- [9] S. Komatsu, Y. Nakata, T. Sugimoto, et K. Kamei, J. Jpn. Inst. Light Met., 30,( 1980 ), p.330 – 335.
- [10] L. S. Mondolfo, N. A.Gjostein, D. W. Lewinson, Trans. AIME, 206, ( 1956 ), p. 1378 – 1385.
- [11] A. J. De Ardo, J. R. Simensen, Metallurgical Transactions, 4, ( 1973 ), p. 2413 – 2421.