

# Effet de la teneur en magnésium sur les propriétés mécaniques des alliages de fonderie B206

S. Fentazi<sup>1</sup>, M. Bournane<sup>2</sup>, Y. Sadaoui<sup>1</sup>, M. Boutemour<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Département de Physique, Université de Tizi-Ouzou (Algérie),

<sup>2</sup>Centre Universitaire de Recherche sur l'Aluminium-Université du Québec à Chicoutimi (Canada)

<sup>3</sup>Laboratoire SYMME, 5 chemin de Bellevue, BP 80439 74944 Annecy le Vieux Cedex

## Résumé

L'effet de l'addition de magnésium sur les propriétés microstructurale et mécanique dans les alliages de fonderie Aluminium-Cuivre de type B206 a été étudié. Cette addition conduit à l'augmentation de la fraction volumique de la phase Mg<sub>2</sub>Si, ce qui entraîne une élévation de la dureté et de la limite élastique. En revanche, on a observé une détérioration de la ductilité des alliages qui est exprimé par une décroissance de leur allongement à la rupture.

**Mots clefs :** *Alliage B206, magnésium, microstructure, précipitation de phases, traction.*

## 1. Introduction

Les alliages de fonderie aluminium-cuivre 206 appartiennent à la famille d'alliages aluminium-cuivre-magnésium-manganèse (Al-Cu-Mg-Mn). L'alliage 206.0 est une modification de l'alliage français AU5GT-T4 qui est connu pour ses propriétés mécaniques très élevées, mais il est très coûteux parce qu'il contient plus de 0.7% de Ag. L'alliage 206.0 a été enregistré par "Aluminum Association" en 1976 [1, 2]. Il a servi pendant 44 ans et est considéré comme l'alliage d'aluminium de fonderie le plus résistant à la déformation. Le but de développer cet alliage était de conserver la même ductilité et la même résistance à la déformation que possède l'alliage 201.0 tout en réduisant son coût de production à un niveau comparable à d'autres alliages de fonderie. L'alliage, dénommé B206.0 est un alliage récent, il diffère des autres alliages de la même famille (A206) par sa limite inférieure en Titanium (Ti≤0.1%) [3]. Il se distingue avec d'excellentes caractéristiques de coulabilité et de très bonnes propriétés mécaniques. L'alliage B206 est largement utilisé dans l'industrie de l'automobile et l'aérospatiale, il appartient à la catégorie des métaux recyclables. Ce qui conduit à la contamination du métal par des impuretés provenant des outils de fonderie en réduisant les propriétés des pièces produites. Il est à noter que ces propriétés dépendent largement de la concentration des éléments dans le métal. Lorsque la concentration excède la limite de solubilité des

éléments dans l'aluminium, il se forme des composés intermétalliques de différente nature : nuisible ou pas aux propriétés des alliages. Plusieurs auteurs ont étudié l'effet des éléments et leurs teneurs sur les propriétés ainsi que sur la nature des intermétalliques dans les alliages de type B206. A titre d'exemples, on trouve les travaux de K.Liu et al [4,5] sur l'effet de la teneur en Fer dans la solidification de ces alliages. Ils ont constaté que pour des teneurs massiques en Fer de 0.15%, l'ajout de Mn ou de Si favorise la formation de la phase  $\alpha$ -fer en dépit de la phase  $\beta$ -fer qui est nuisible aux propriétés de métal. Par contre, pour une teneur de 0.3% de Fe, la combinaison des concentrations élevées en Mn et Si est nécessaire pour transformer la phase  $\beta$ -fer en phase  $\alpha$ -fer qui procure de bonnes propriétés au matériau. Les travaux des auteurs [6,7] ont clairement mis en évidence que la fissuration à chaud de ces alliages est proche de celle de l'alliage standard B206 tout en gardant des propriétés mécaniques largement acceptables. Ces auteurs, on trouvé que l'effet nuisible du Fer peut être neutralisé par le Silicium, en gardant toujours des rapports de (Fe/Si)=1.

L'objectif de ce travail est d'apporter une contribution à la déformation des alliages de types B206 tel que coulés avec 0,2% Fe et 0,2% Si pour différentes teneurs en Mg variant de 0,2 à 0,6 %.

## 2. Procédure Expérimentale

En faisant varier la teneur en Mg de 0.2% à 0.6%, des alliages de type B206 (0.2%Fe et 0.2Si%) de fonderie ont été élaborés par fusion à 750±5C° en mélangeant les alliages suivants : aluminium commercial 1020 et des master alloys Al-50%Si, Al-25%Fe, Al-25%Mn, Al-50%Mg et Al-50%Cu. Avant d'être coulés, tous les alliages reçoivent un affinement de grain en ajoutant le composé TiB<sub>2</sub> sous forme de l'Al-5%Ti-1%B. Pour assurer un mélange homogène des additifs, le métal est dégazé par l'injection d'argon pur à l'aide d'un agitateur en graphite tournant à une vitesse de 150 tours/minute pendant 20 minutes. Les compositions des alliages à étudiés sont données sur le tableau 1. À partir du bain métallique obtenu ont été réalisés différents échantillons pour analyse

microstructurale et caractérisation mécanique (essai de traction et mesures de microdureté Vickers).

**Tableau 1.** Composition chimique des alliages de type B206 étudiés

Code de l'alliage	Composition chimique (%massique)					
	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Al
B206	4.6	0.06	0.1	0.4	0.25	Bal
B201926	4.5	0.20	0.19	0.20	0.26	Bal
B212141	5	0.21	0.21	0.20	0.41	Bal
B212150	4.7	0.21	0.21	0.19	0.50	Bal
B212066	4.6	0.21	0.20	0.19	0.66	Bal

### 3. Résultats et discussion

Sur la figure 1 a été représentée la microstructure des alliages B212150 et B212060. D'autres microstructures similaires ont été aussi obtenues pour le reste des alliages. Dans tous les alliages considérés, l'analyse de leurs microstructures montre la présence de plusieurs phases intermétalliques telles que la phase  $Al_7Cu_2Fe$ , appelée  $\beta$ -fer et la phase  $\alpha-Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ , appelée  $\alpha$ -Fe (fig. 1-a-).

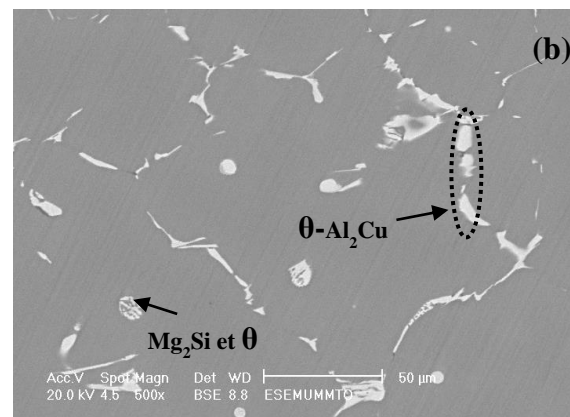
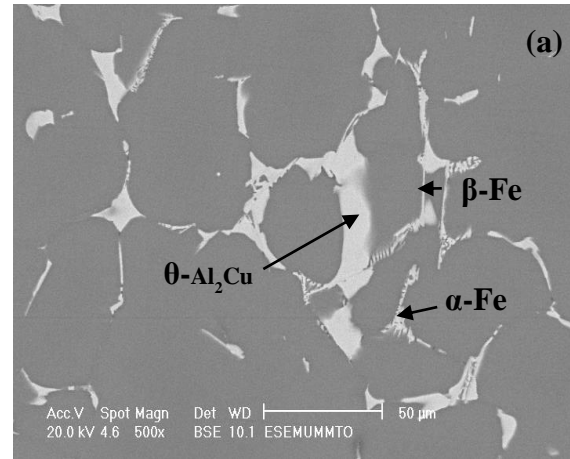
La structure de la phase  $\beta$ -fer est tétragonale. Ses paramètres de maille sont comme suit :  $a = 0.6336$  nm et  $c = 1.4879$  nm [8]. La présence des particules de cette phase est très nuisible aux propriétés mécaniques en raison de leur forme en aiguilles à l'échelle microscopique. Par contre, La présence de la phase  $\alpha$ -fer a un effet positif sur les propriétés mécaniques grâce à la forme script que possèdent ses particules. Cette phase procure au matériau d'excellentes propriétés mécaniques en augmentant sa limite élastique, sa résistance à la traction, son allongement à la rupture et sa dureté.

Il a été constaté que les faibles taux de refroidissement lors de la solidification favorisent la précipitation des particules  $\beta$ -fer en aiguilles, alors que des taux plus élevés ont tendance à favoriser la formation de particules  $\alpha$ -fer [9].

On a aussi constaté la présence de la phase  $Al_2Cu$  (fig.1-b), également désignée  $\theta$ , de structure tétragonale avec les paramètres de maille  $a = 0.6063$  nm et  $c = 0.4872$  nm. [9]. La présence de cette phase dans la structure du matériau lui procure de bonnes propriétés de traction.

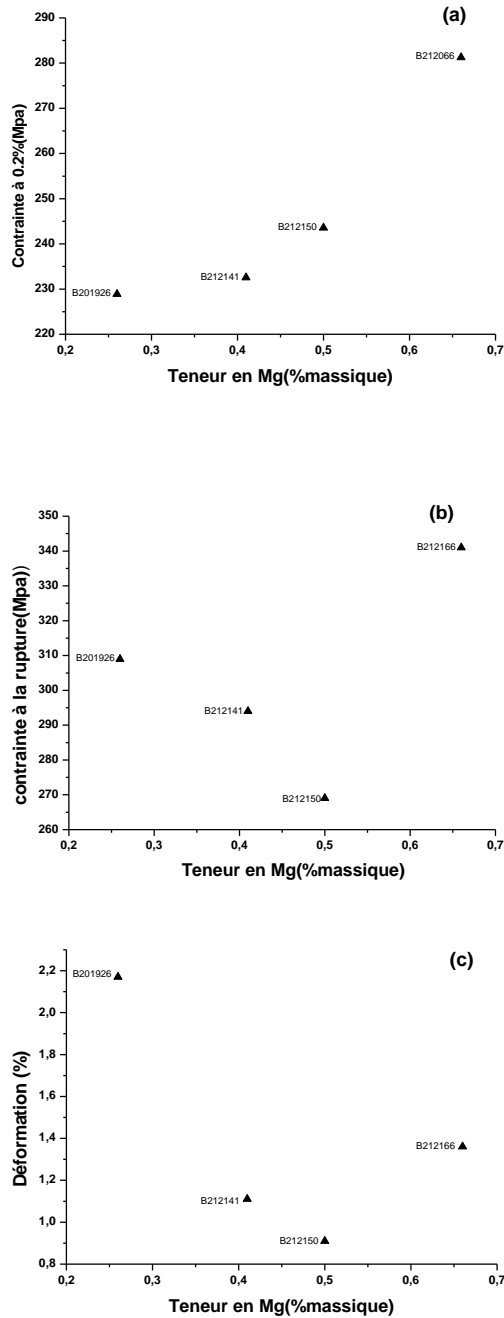
La phase  $Mg_2Si$  (fig. 1-b-), a une structure cubique de paramètre de maille  $a = 0,6350 - 0.6400$  nm. Sa densité est  $1.88g/cm^3$  [10].

Il a été remarqué que l'augmentation de la teneur en Mg procure au silicium une tendance tout d'abord à se combiner en priorité avec le magnésium comme  $Mg_2Si$ , puis il peut se combiner avec d'autres éléments. La phase  $Mg_2Si$  améliore les caractéristiques de la résistance à la déformation des alliages étudiés, mais, malheureusement, fait diminuer considérablement leur ductilité.



**Fig. 1** - Microstructure des phases dans les alliages de types B206. a)-B212150. b)-B212066.

Des tests de traction ont été réalisés pour les alliages considérés. Différentes caractéristiques mécaniques ont été déterminées (fig.2). En augmentant la teneur en Mg, on constate la croissance de la contrainte élastique pour les alliages de toutes les compositions, par contre pour la contrainte et la déformation à la rupture on a enregistré une diminution de ces deux paramètres en fonction de la teneur en Mg, excepté l'alliage qui contient 0.6% de Mg, on remarque que cet alliage possède la plus grande contrainte à la rupture mais une déformation inférieure à celle de l'alliage qui contient 0.2% du Mg. Ce qui entraîne une élévation de la dureté et une perte de ductilité, et cela revient à la précipitation de la phase  $Mg_2Si$  en grande quantité dans les alliages avec une grande teneur en Mg. Comparés aux résultats de l'alliage B206 standard et ceux du travail de thèse de H.KAMGUO KAMAGA [6,7], pour différentes compositions à l'état brut de coulée, on constate qu'il y a une nette amélioration de la limite élastique et de la résistance à la traction, cependant, une détérioration de l'allongement à la rupture.



**Fig. 2**– Propriétés de traction des alliages de types B206 tel que coulés en fonction de la teneur en Mg. **a)**- Contrainte à 0.2%. **b)**- Contrainte à la rupture. **c)**-Déformation à la rupture.

#### 4. Conclusion

La solidification des alliages de type B206 avec addition du Mg ne conduit pas à la précipitation de nouvelles phases, cependant plusieurs phases intermétalliques présentes dans l'alliage standard B206 ont été observées. Dans l'alliage avec une teneur de l'ordre de 0.26 % de Mg, en particulier, la formation des particules des phases  $\alpha$ -FeMn et  $Al_2Cu$  est favorisée au détriment de celles de

laphase  $Mg_2Si$ . Il en résulte alors une nette amélioration de la résistance de déformation.

L'élévation de la teneur en Mg conduit à l'augmentation de la fraction volumique des précipités de la phase  $Mg_2Si$ . Cette augmentation entraîne considérablement une élévation de la dureté, de la limite élastique et de la résistance à la traction des alliages considérés, mais au contraire mène à une détérioration de leur ductilité qui est exprimée par une décroissance de leur allongement à la rupture.

#### Références

- [1]. A. L., Kearney, J. , Raffin, *Mechanical Properties of Aluminum Casting Alloys X206.0-T4 and XA206.0-T7 Comparable Alloys at Various Cooling Rates*, AFS Transactions, Vol.85 (1977), p 559-570.
- [2]. MacAllister, G. K., *Effects of Cooling Rates on the Mechanical Properties of A206.0-T4 and A206.0-T71 Aluminum Alloy Casting*, AFS Transactions, Vol.95 (1987), P 775-786.
- [3]. Major, J. F., Sigworth, G.K., *Chemistry / Property Relationships in AA 206 Alloys*, AFS Transactions, Vol.114, 2006, pp 117-128.
- [4]. K.Liu. X. Cao. G. Chen. *Solidification of Iron-Rich Intermetallic Phases in Al-4.5Cu-0.3Fe Cast Alloy*. Metallurgical and Materials Transaction A. Vol.42A (2011). P 2004-2015.
- [5]. K.Liu. X. Cao. G. Chen. *Effet of Mn, Si, and Cooling Rate On the Formation of Iron-Rich Intermetallic in 206 Al6Cu Cast Alloys*. Metallurgical and Materials Transaction B. Vol.43B (2012). P 1231-1240.
- [6]. H. KamguoKamga, D. Larouche, M. Bourneand A. Rahem, *Hot tearing of Aluminum-Copper B206 Alloys with Iron and Silicon Additions*, Materials Science and Engineering A, Volume 527, Issues 27-28, 25 October 2010, Pages 7413-7423.
- [7]. H. KamguoKamga, D. Larouche, M. Bourneand A. Rahem. *Mechanical properties of aluminium-copper with Iron and Silicon Additions*, International Journal of Cast Metals Research .Vol 25 (2012)No.1. P 15-25.
- [8]. Mondolfo, L.F., *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, London: Butterworths, 1976
- [9]. Jonason, P. AFS Trans, Vol.100(1992), p.601.
- [10]. Backerud, L., Krol, E, Tamminen, J., *Wrought Alloys, Solidification Characteristics of Aluminum Alloys*, Vol.1(1987)