

# ETUDE DE L'EVOLUTION DE LA MICROSTRUCTURE D'UN ALLIAGE D'ALUMINIUM A HAUTES PERFORMANCES MECANIQUES SOUMIS A UNE DEFORMATION THERMOMECHANIQUE A CHAUD

M. BALDE<sup>a,b</sup>, C.DESRAYAUD<sup>a</sup>, V. BOUVIER<sup>b</sup>, F.PERRIER<sup>b</sup>

a. Centre SMS / LGF UMR 5146, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne,  
CS 62362, 42023 Saint-Etienne Cedex 2, France  
[mamadou.balde@emse.fr](mailto:mamadou.balde@emse.fr), [cdesray@emse.fr](mailto:cdesray@emse.fr)

b. Saint Jean Industries SAS; 180 rue des Frères Lumière; 69220 Saint-Jean d'Ardières,  
France  
[veronique.bouvier@st-ji.com](mailto:veronique.bouvier@st-ji.com), [frederic.perrier@st-ji.com](mailto:frederic.perrier@st-ji.com)

## Résumé :

*Les alliages d'aluminium sont grandement utilisés dans divers industries dont notamment l'automobile pour la fabrication de pièces liaison au sol entre autres. Nous nous intéressons au comportement microstructural d'un alliage (appelé HMP ou High Mechanical Properties) hybride de fonderie/forge soumis à une déformation thermomécanique. Après une déformation à chaud et un traitement thermique T6, les caractéristiques mécaniques sont accrues (limite d'élasticité et contrainte maximale augmenté), tout en gardant un allongement intéressant. Des essais de compression plane (Channel die) ont été menés afin d'étudier l'évolution de la sous-structure de cet alliage à différents niveaux et vitesses de déformation. Des observations en EBSD ont permis de caractériser les phénomènes de restauration et/ou recristallisation. En dehors du fait que la sous-structuration induite par la déformation à chaud, la durée de vie en fatigue est bien supérieur à celle de l'alliage AS7G03 couramment utilisé dans l'industrie automobile.*

## Abstract :

*Aluminum alloys are widely used in plenty of industries, especially for automotive manufacturing of suspension parts. We are interesting in microstructural behavior of a hybrid cast/forging aluminum alloy (named HMP for High Mechanical Properties) submitted to thermomechanical working. After hot working and a T6 heat treatment, the mechanical properties are improved (Yield Strength and Ultimate Tensile Strength), with good elongation values. Plane Strain compression (Channel die) tests have been performed in order to study the sub-structure evolution of this alloy at various strains and strain rates. Investigation under EBSD observation allowed us to identify recovery and/or recrystallization. Apart from the fact that sub-structuration improves yield strength and ultimate tensile strength, fatigue life is much greater than AS7G03.*

**Mots clefs : recristallisation ; EBSD ; déformation ; restauration**

## 1 Introduction

Dans un contexte d'allègement de structures dans l'industrie automobile, les alliages d'aluminium sont grandement utilisés (bloc cylindre, bras d'amortisseur, culasses...). Des alliages d'aluminium type AU5GT ou AS7G03 présentent l'avantage d'avoir des propriétés mécaniques intéressantes tout en étant trois fois plus léger que la fonte utilisée traditionnellement, mais aussi résistant face à la corrosion. Dans une optique d'amélioration des performances automobiles en termes de puissance et d'allègement, il est nécessaire de développer de nouveaux alliages d'aluminium avec de meilleures propriétés mécaniques. Plusieurs procédés d'élaboration de coulée et forge permettent l'obtention de pièces automobile, tel que la coulée gravité ou encore le matriçage. On s'intéresse ici au procédé CobaPress qui présente l'avantage d'allier la coulée et la forge [1]. Ce procédé innovant consiste en premier lieu au remplissage d'un moule par un alliage d'aluminium par coulée par gravité ou par coulée sous basse pression pour créer une préforme. Une fois la préforme créée, elle est préchauffée à haute température pour lui donner un comportement visqueux-plastique. La préforme est ensuite forgée à cette température et refroidie à l'air. La dernière étape consiste en un traitement thermique T6 afin d'induire un durcissement structural de l'alliage. Dans cette étude, nous nous concentrons sur l'évolution microstructurale d'un alliage de haute résistance mécanique (alliage HMP) à travers l'étape de forge du CobaPress. Dans cette étude, seule une zone très spécifique du bras amortisseur (coulé en HMP) est sélectionnée, de sorte qu'aucun défaut métallurgique (pores, inclusions ...) ne perturbe les expériences thermomécaniques. Des expériences de compression plane à chaud sont effectuées afin d'étudier le comportement microstructural de l'alliage HMP à chaud, mais aussi à différentes vitesses et niveaux de déformation. Enfin, nous étudions la durée de vie en fatigue de l'alliage HMP et comparons le gain entre le HMP et l'AS7G03, qui est habituellement soumis au CobaPress.

## 2 Procédure expérimentale

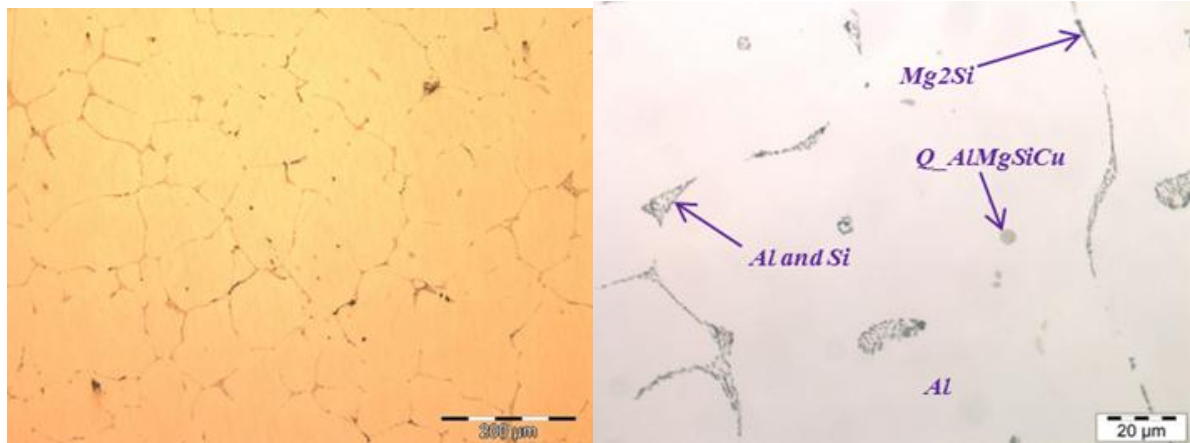
Le tableau 1 montre les compositions chimiques des alliages HMP et AS7G03 :

	Si	Mg	Cu	Mn	Ti	Fe	Zn
<b>HMP</b>	1.5 - 3.5	0.5 - 1	0.1 - 0.5	0.1 - 0.25	0.1 - 0.2	0.08 - 0.15	-
<b>AS7G03</b>	6.5 - 7.5	0.25 - 0.45	0.04	0.05-0.1	0.1-0.2	0.080.15	0.1

**Tableau. 1** Composition chimique des alliages HMP et AS7G03 (en %massique)

### 2.1 Micrographie Optique

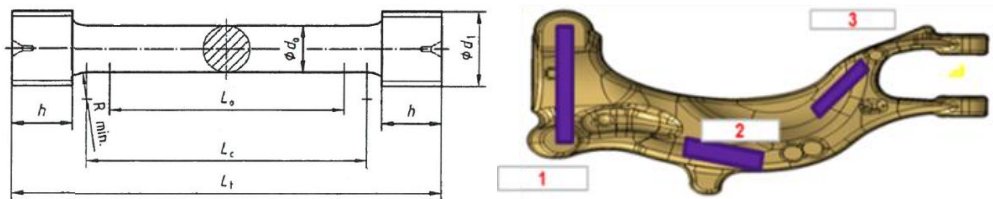
Les observations de Micrographie Optique en figure 1 permettent de confirmer la présence de toutes les phases souhaitées.



**Figure. 1** Micrographie optique d'un bras d'amortisseur coulé à la composition chimique de l'alliage HMP (a): Microstructure générale. (b): Phases principales de l'alliage HMP

## 2.2 Essai au Channel-die

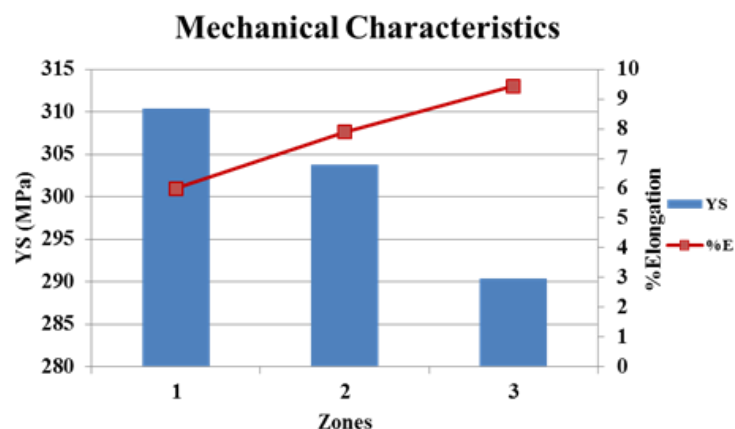
Pour mener des expériences au channel-die, il est d'abord important de sélectionner une zone de référence dans le bras amortisseur pour y extraire les éprouvettes (figure 2). Une série de 20 bras amortisseurs ont été CobaPressés. Des éprouvettes cylindriques avec une géométrie standard (tableau 2) ont été extraites des bras amortisseurs et soumises à un essai de traction simple.



**Figure 2:** (a) Schéma éprouvette de traction. (b) Bras d'amortisseur

Element	h	Lo	Lc	Lt	$\Phi do$	$\Phi d1$
Size (in mm)	10	40	48	75	8	12

**Tableau 2:** Dimensions de l'éprouvette de traction



**Figure. 3** Limites d'élasticité et allongement à rupture aux 3 zones du bras d'amortisseur

Selon la Figure 3, la zone 2 correspond au meilleur équilibre entre l'allongement à rupture et la limite d'élasticité. En effet, la zone 1 située à la tête du bras amortisseur présente une contrainte moyenne de 310 MPa, mais un allongement à rupture moyen de 6%. La zone 3, au contraire, présente un bon allongement à rupture, mais une limite d'élasticité plus faible. La zone 2 a donc été choisie et ensuite été usinée pour obtenir des échantillons parallépipédique (figure 4); dont les dimensions exactes ont été déterminées en fonction du niveau de déformation de Von Mises.

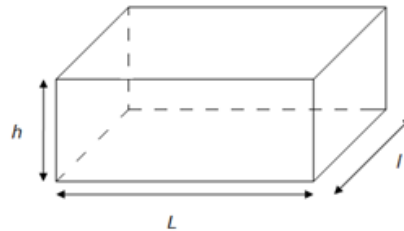


Figure. 4 Géométrie des pièces pour le channel-die

Le dispositif de channel-die (figure 5) est composé de matrices (die), mais également d'un poinçon (stamp), sous lequel on introduit l'échantillon pour le déformer après l'avoir lubrifié sous une couche de graphite et enroulé de Téflon.

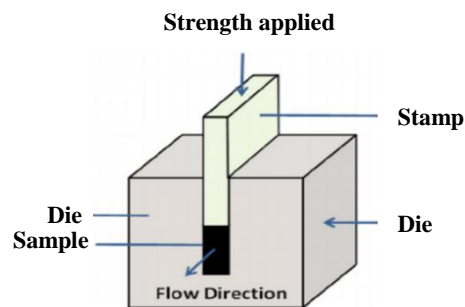


Figure. 5 Représentation du dispositif channel-die

Tout d'abord, l'ensemble du système est chauffé a haute température, puis l'échantillon est introduit juste en dessous du poinçon et bloqué par les matrices pour n'avoir qu'une seule direction d'écoulement. Après avoir attendu environ 2 minutes pour obtenir une température homogène, la contrainte plane se produit à la vitesse et niveau de déformation choisie. Une fois les échantillons déformés, ils sont traités thermiquement dans des fours pour un traitement thermique T6. Ainsi, les échantillons sont usinés en mini-éprouvettes de traction plates (figure 6) pour réaliser des essais de traction.

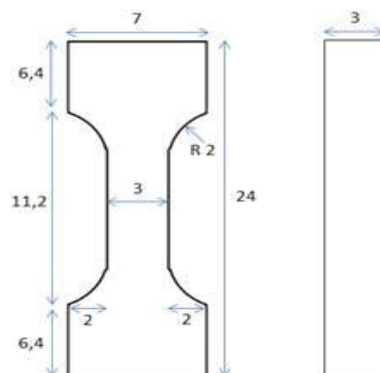


Figure. 6 Mini-éprouvette de traction (échelle en mm)

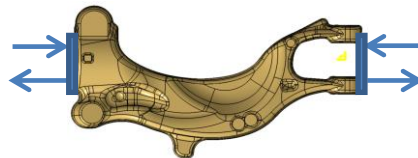
Le dispositif utilisé est un appareil de traction Instron, dont la vitesse de déformation imposée est de  $5 \times 10^{-3}$  mm/s. Une attention particulière a été faite pour manipuler ces mini-éprouvettes en raison de leur petite taille.

## 2.3 Analyse EBSD

Une fois les échantillons endommagés après le test de traction, une zone entre les mors et la longueur effective est coupée avec une scie à fil. Ainsi, une face a été isolée et soumise au polissage électrolytique. La face a pu être analysée grâce à un Microscope électronique à balayage JEOL 6500 muni du logiciel HKL "Channel" pour l'indexation et la cartographie d'orientation.

## 2.4 Essai de fatigue

Pour conduire des essais de fatigue, un bras amortisseur avec les compositions chimiques de l'alliage HMP et AS7G03 ont été monté sur des bancs de fatigue, après avoir été CobaPressés. Les points de fixation sont situés aux deux extrémités de la pièce (figure 7) comme on peut le voir sur le schéma.



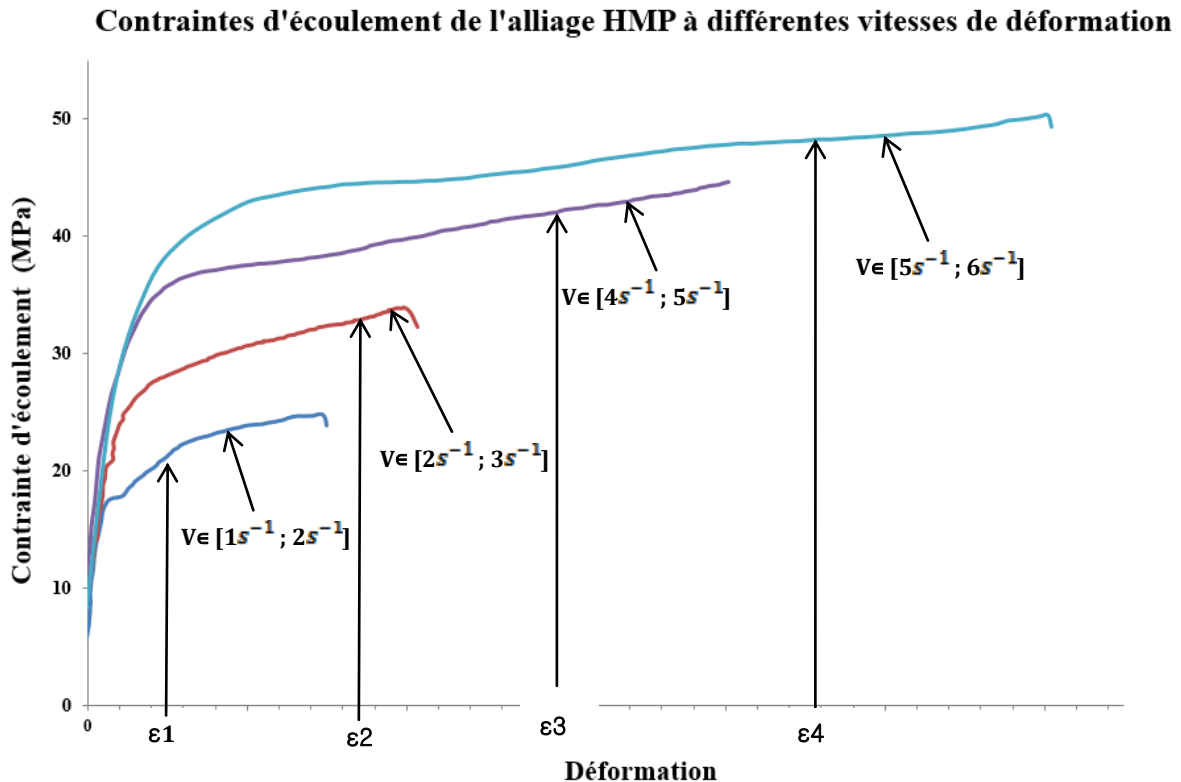
**Figure. 7** Points de fixation sur le bras d'amortisseur pour essais de fatigue

Le bras d'amortisseur a été soumis à une contrainte mécanique uniaxiale du type traction-compression ( $R=-1$  à 2 Hz). L'objectif est de comparer la durée de vie en fatigue de l'alliage HMP avec l'alliage AS7G03 habituellement CobaPressé.

# 3 Résultats expérimentaux

## 3.1 Résultats compression plane

La déformation provoquée par la compression à chaud provoque un réarrangement microstructural des dislocations, mais les interactions avec les éléments en solution expliquent l'augmentation de la contrainte d'écoulement dans l'alliage HMP (figure 8). Cet effet est favorisé par les faibles niveaux de déformation qui génèrent des mécanismes de restauration faibles et aucune recristallisation statique. En plus du magnésium, le silicium et le titane diminuent l'énergie de faute d'empilement de l'alliage (Yue Qi et al. [2]). Aucune restauration dynamique ni recristallisation n'a été observée, en raison de l'absence d'effet d'adoucissement pendant la déformation de l'alliage HMP. Cependant, on peut constater une recristallisation statique à plus grand niveau de déformation, pendant le traitement de recuit de dissolution, ce qui fera l'objet de la prochaine partie.



**Figure. 8** Courbes de contraintes d'écoulement au channel-die des échantillons

Certaines zones d'inflexion peuvent être notées dans les courbes qui peuvent être expliquées par l'effet de la température sur la dégradation sur la bande de Téflon pendant l'essai.

### 3.2 Résultats des essais de traction

Après un traitement thermique T6 et usinage, des essais de traction ont été effectués, les résultats d'essai sont présentés sur la figure 9. La limite d'élasticité est maximale à  $\epsilon_2$ , ce qui peut être lié à un écrouissage maximum pour ce niveau de déformation. En ce qui concerne la contrainte maximale à rupture, il présente un maximum pour l'échantillon référencé  $\epsilon_1$ . Plusieurs raisons peuvent expliquer ces résultats [3, 4]:

- Une concentration élevée de Mg et de Cu dans la matrice d'aluminium.
- L'épinglage des grains par effet Zener Pinning des précipités.
- La baisse de l'énergie de faute d'empilement spécifié précédemment dans l'alliage HMP.

En outre, la figure 10 montre les valeurs prises lors l'allongement à rupture de l'alliage. La faible teneur en silicium dans l'alliage HMP, donc à faible quantité d'eutectiques, limitent l'initiation de fissures. Pour  $\epsilon_1$ , l'allongement est faible (environ 5%), en raison de l'écrouissage. Pour  $\epsilon_2$ , l'augmentation de l'allongement peut être attribuée au processus de restauration dynamique mentionné dans la partie précédente. À des niveaux de déformation plus élevés, la recristallisation statique peut expliquer les valeurs élevées d'allongement enregistrées.

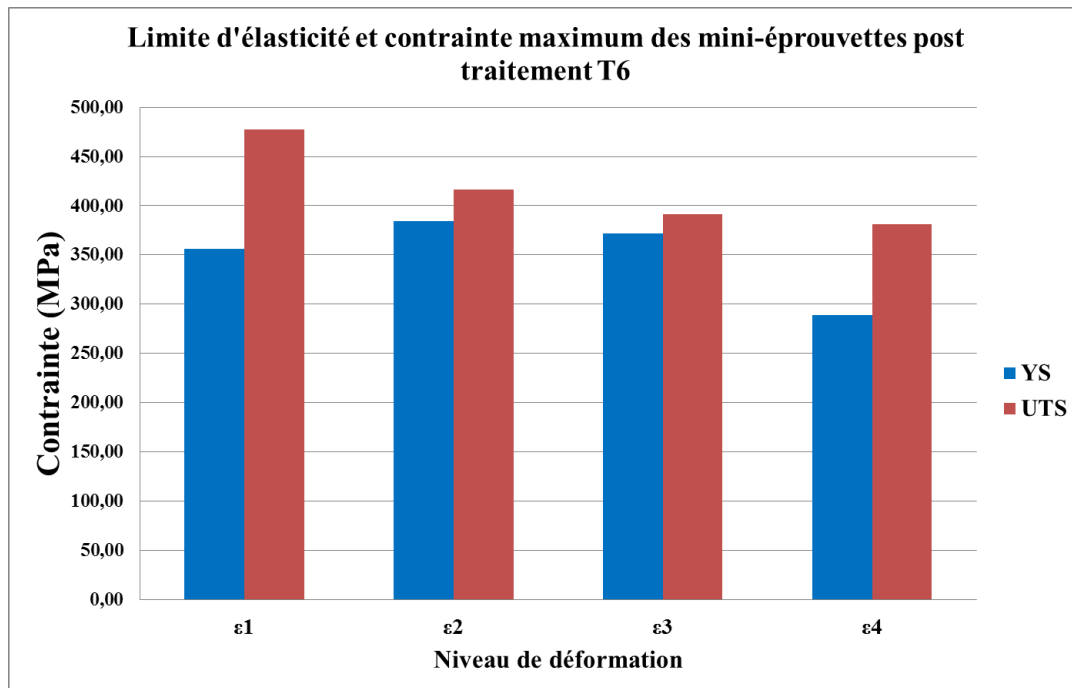


Figure. 9 Limites d'élasticité et contraintes maximum à différents niveaux et vitesses de déformation

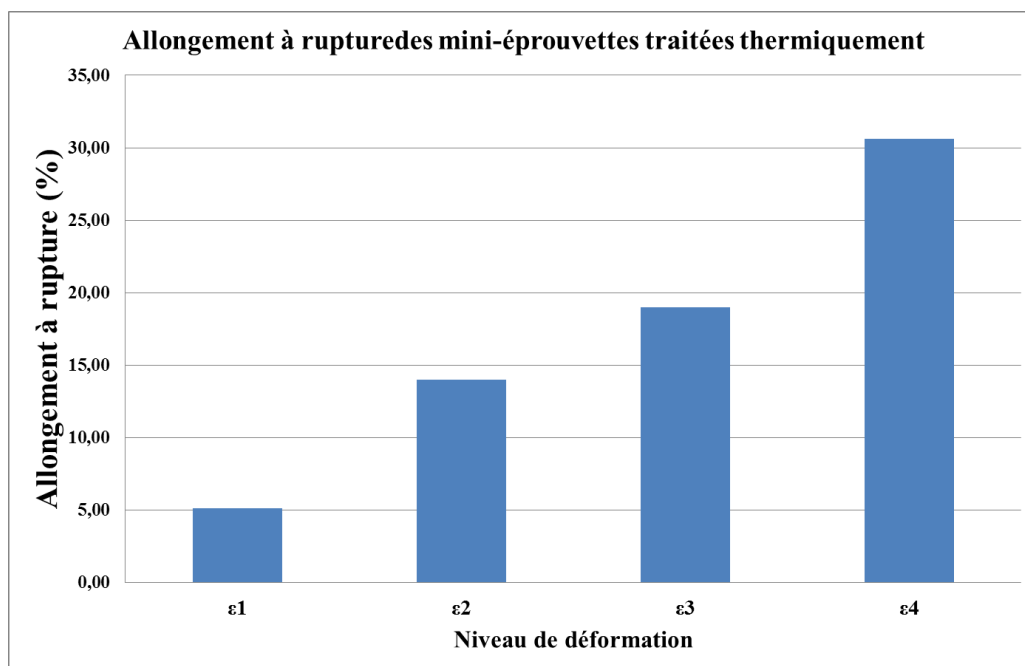
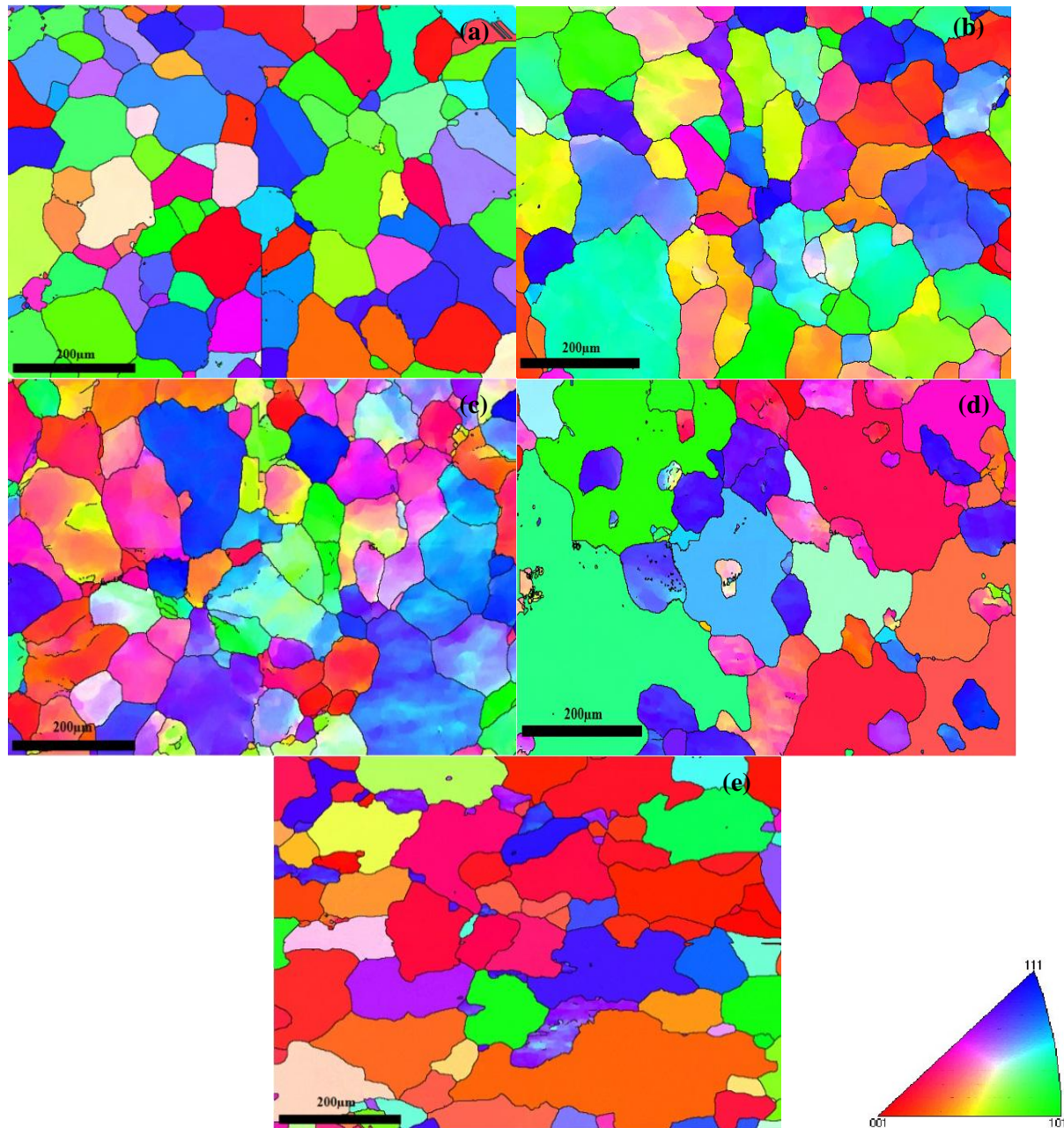


Figure. 10 Allongements à rupture à différents niveaux et vitesses de déformation

### 3.3 Analyse EBSD

Afin de confirmer la recristallisation statique, des analyses EBSD ont été effectuées et les résultats sont rapportés sur la figure 11. Furu T et al. [5] ont étudié l'évolution des sous-structures au cours d'un travail thermomécanique. Ils ont noté que plus la vitesse de déformation est élevée, plus la taille moyenne des sous-grains est faible. D'après les mêmes auteurs, plus la taille du grain est faible, plus le risque de recristallisation est grand par désorientation locale des sous-grains par rapport à leurs voisins. Dans le cas présent, aucune sous-structuration sévère ne s'est produite jusqu'à  $\epsilon_1$ , ce qui confirme un durcissement important sous contrainte à faible niveau de déformation. Au contraire, à la

déformation  $\varepsilon_2$ , des sous-grains ont été formés à travers la microstructure, ce qui est en accord avec le phénomène de restauration dynamique. Pour  $\varepsilon_3$ , des grains de taille plus importante ont été observés (en raison de la recristallisation statique), ce qui explique la ductilité du matériau observé précédemment. Pour  $\varepsilon_4$ , une nouvelle microstructure est formée, ce qui est en accord avec le pic d'allongement observé précédemment.



**Figure 11:** Images EBSD en figure de pôle inverse de l'alliage HMP à différents niveaux de déformation. (a): Non-déformé, (b):  $\varepsilon_1$ , (c):  $\varepsilon_2$ , (d):  $\varepsilon_3$  et (e):  $\varepsilon_4$

### 3.4 Résultats essais de fatigue

Les essais de fatigue en figure 12 montrent que la durée de vie en fatigue de l'alliage HMP est au moins deux fois supérieure à celle de l'alliage AS7G03 pour les mêmes cycles de charge.



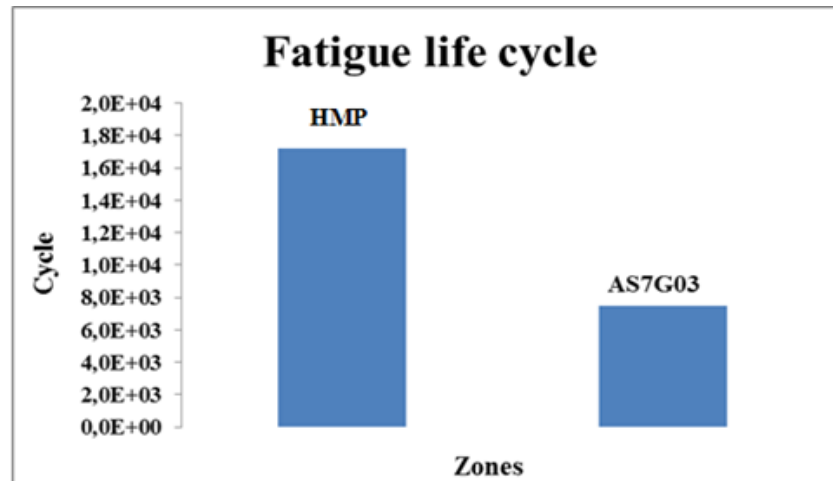


Fig. 12 Résultats essais de fatigue en compression-traction sur bras d'amortisseur

Un tel écart de résultat peut être interprété par une différence en teneur en silicium plus faible pour l'alliage HMP. Cet élément étant « dur » par rapport à la matrice d'aluminium, il y a diminution du nombre de sites d'initiation des fissures.

## 4 Conclusion et perspectives

Dans cet article, des recherches ont été réalisées sur le développement d'un nouvel alliage d'aluminium à propriétés mécaniques élevées. La formation des précipités durcissant, mais aussi la réduction de la teneur en eutectique contribuent à d'excellentes propriétés mécaniques. Divers comportements microstructuraux ont été mis en évidence en fonction du niveau de déformation. Le rôle de tous les éléments soluté ajoutés est prédominant pour interpréter le comportement microstructural de l'alliage HMP. Les essais de traction et les résultats de l'analyse EBSD confirment la sous-structuration et la recristallisation statique pour des niveaux de déformation et durée de vie en fatigue plus élevés. Ceci est un avantage en termes de ductilité pour l'application automobile car les pièces sont principalement sollicitées dans des zones de peau, qui sont la partie la plus déformée au cours du traitement. De plus, pour mieux comprendre les interactions dislocation-solutés ou dislocation-précipités, il serait intéressant d'étudier le mécanisme de réarrangement des dislocations pendant la déformation à chaud. Les investigations par compression à chaud *in-situ* couplées à l'analyse TEM permettraient de mettre en évidence ces interactions.

## 5 Références

- [1] Emile-Thomas DiSerio, "Process for aluminum alloys and aluminum castings", Patent Application Publication Nov. 21, 2002.
- [2] Yue Qi and Raja K. Mishra, "Ab initio study of the effect of solute atoms on the stacking fault energy in aluminum", PHYSICAL REVIEW B 75, 224105 2007
- [3] A. Lens, C. Maurice, J.H. Driver Grain boundary mobilities during recrystallization of Al-Mn alloys as measured by in situ annealing experiments, Materials Science and Engineering A 403 (2005) 144–153.
- [4] Michaela Pokova, Miroslav Cieslar, Margarita Slamova, The influence of disperseoids on the recrystallization of aluminum alloys, Int. J. Mat. Res 100 (2009) 3; p 391-394.
- [5] Furu T et al., "Substructure evolution during different hot deformation processes of commercial non-heat treatable aluminum alloys", Materials Science and engineering A214 (1996), pp.122-132.