



Journal of Materials and Engineering Structures

Research Paper

Influence du mûrissement sur l'évolution des propriétés mécaniques et structurales de l'alliage AlSi12Cu1Mg

Influence of ripening on the evolution of mechanical and structural properties of the AlSi12Cu1Mg alloy

Ahmed HAKEM

Département de Génie Mécanique, Université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou, 15000, Algérie

ARTICLE INFO

Historique de l'article :

Recu : 5 juillet 2017

Révisé : 10 novembre 2017

Accépté : 10 novembre 2017

Mots clés:

AlSiCuMg

Coquille

Revenu

Murissement

Keywords :

AlSiCuMg

Die casting

Tempering

Ripening

RESUME

La présente étude consiste d'une part à déterminer un compromis entre la résistance et la ductilité des pièces en AlSi12Cu1Mg désigné par la famille EN AC-47100, d'autre part, elle a pour but d'évaluer l'influence du temps de mûrissement sur le comportement et l'endommagement en traction et au choc, la dureté Brinell, la microdureté et la microstructure en considérant les états : brut de coulée, trempé, et mûri. L'ajout de 12% de silicium (donne d'excellentes aptitudes à la coulée), de 1% de cuivre (facilite l'usinage), et du magnésium jusqu'à 1% à l'aluminium, sont les principaux vecteurs et agents d'amélioration des caractéristiques mécaniques en plus des traitements thermiques spécifiques qui font apparaître des précipités de différents genres (Al₂Cu, Mg₂Si, Si, Cu, Mg) qui interfèrent le déplacement des dislocations.

ABSTRACT

This study is firstly to determine a compromise between strength and ductility of parts made of AlSi12Cu1Mg designated by EN AC-47100, on the other hand, it aims to evaluate the influence of curing time on behavior and damage in tension and impact, Brinell hardness, microhardness and microstructure considering the states: cast, tempered, and matured. The addition of 12% silicon (gives excellent casting properties), 1% copper (facilitates machining), and magnesium up to 1% to the aluminum are the main vectors and agents of improvement of the mechanical characteristics in addition to the specific heat treatments which reveal precipitates of different kinds (Al₂Cu, Mg₂Si, Si, Cu, Mg) which interfere with the displacement of the dislocations.

* Corresponding author. Tel.: +213 0554970920.

E-mail address: hakem_ahmed.hamid@ummto.dz

e-ISSN: 2170-127X,



RESEARCH REVIEW of
Sciences and Technologies

1 Introduction

L'aluminium est l'un des matériaux le plus utilisé de nos jours, sa demande ne cesse de s'accroître au fil des années, notamment dans les secteurs de l'industrie automobile et spatiale. Cela est dû à ses excellentes propriétés mécaniques, surtout pour les alliages Al-Si qui en plus de leur légèreté possèdent une excellente coulabilité qui permet de l'employer pour des pièces de formes très compliquées à parois minces. L'alliage AlSi12Cu1Mg, qui régit notre étude, est une nuance contenant 1% de cuivre pour faciliter son usinage, du magnésium ajouté en faible quantité, 0,67 %, à l'alliage pour permettre le durcissement structural [1 - 15] et pour une utilisation rationnelle dans des applications à caractéristiques mécaniques élevées à l'état M12h. Cet alliage n'est pas normalisé et contient 12% de silicium qui lui confère une coulabilité maximale. Il occupe une place particulière dans la fabrication et la réalisation de nombreuses pièces industrielles. Pouvant supporter de grandes charges mécaniques et possédant une bonne résistance à la corrosion et à l'oxydation, il est très utilisé comme accessoires dans plusieurs réalisations: pièces de carrosserie d'automobile, pièces pour chemins de fer, pièces pour le bâtiment (fenêtres), moules et banches pour béton, carters, éléments de moteur, pièces pour l'industrie électrique (flasques et stators de moteur, serre barre, blocs de jonction, pinces de suspensions...) et pièces pour industrie chimique et alimentaire (plateau de filtre, accessoire de mélangeurs...) ...etc. Les pièces élaborées à partir de cet alliage font partie des composants rentrant dans diverses réalisations de l'Electro-Industries de Fréha (Azazga). Cet alliage en plus de ses caractéristiques mécaniques élevées présente de bonnes propriétés de fonderie. L'augmentation de la teneur en silicium se traduit par une bonne coulabilité et une excellente aptitude au remplissage du moule, qui est une caractéristique importante pour le moulage des pièces de grandes dimensions ou pour le remplissage de moule à géométrie complexe.

Cette contribution porte sur l'étude de l'influence du mode d'élaboration en coquille métallique par coulée sous pression ainsi que les traitements thermiques de modification de la microstructure par chauffage, mise en solution avec homogénéisation, de trempe structurale et du temps de maturation aux états brut de coulée, trempé et des maturations de 0h à 24h, sur les caractéristiques de résistances et de ductilité de l'alliage eutectique de désignation chimique AlSi12Cu1Mg.

Pour chercher à augmenter les caractéristiques de résistances et obtenir essentiellement de grandes contraintes d'élasticité, de grands modules de rigidité avec de faibles déformations, le matériau de désignation numérique 47100 est soumis aux traitements spécifiques ci-dessus. Par contre, la caractérisation mécanique de cet alliage est obligatoire car elle sert, essentiellement par la suite, aux calculs de l'ingénieur de conception au niveau du bureau d'études au dimensionnement des pièces soumises aux différentes sollicitations extérieures. Pour cela quatre techniques sont utilisées ; à savoir : la traction pour identifier les différentes contraintes, la dureté Brinell HB et la microdureté pour le champ de contraintes, la résilience et la résistance au choc et la microstructure pour identifier les différentes structures [16 - 20].

2 Composition chimique de l'alliage AS12U

Les tableaux ci-dessous présentent les compositions chimiques d'alliage considérés selon la norme NF A57-702 et selon l'analyse effective à l'Electro Industrie. Les compositions ci- dessous correspondent aux tolérances de composition dans les pièces coulées en coquille. Les alliages entrant dans ces tolérances de composition, convenablement élaborés et éventuellement traités thermiquement, donnent des éprouvettes ayant au moins les caractéristiques mécaniques bien déterminées.

2.1 Composition chimique de l'alliage AS12U dans la norme NF A.57.702

Sa composition chimique correspondant aux tolérances de composition dans les pièces coulées en coquille sous pression est résumée dans le tableau suivant :

Tableau 1 - Composition chimique de L'A-S12U suivant la norme NF A57-702

Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Mg (%)	Cr (%)	Ni (%)	Zn (%)	Pb (%)	Sn (%)	Ti (%)
10,5÷13,5	0,8	1,0	0,05÷0,55	0,35	0,10	0,30	0,55	0,20	0,10	0,20

2.2 Composition des lingots AS12U livrés par l'aluminium Français

Le tableau suivant résume la composition chimique des lingots AS12U. Ces lingots nous permettent facilement d'assurer la composition imposée dans les pièces [1] - [2] - [4].

Tableau 2 - Composition des lingots AS12U livrés par l'aluminium Français.

Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Mg (%)	Cr (%)	Ni (%)	Zn (%)	Pb (%)	Sn (%)	Ti (%)
11÷13	0,60	0,6	0,30	0,35	0,02	0,10	0,25	0,10	0,05	0,15

3 Problématique

L'aluminium industriel à l'état pur a des propriétés mécaniques médiocres, ce qui nous a conduit à l'ajout volontaire de trois constituants de faible densité dont 12% de silicium, 1% de cuivre et quelques traces de magnésium inférieur à 1% qui est le plus léger de tous les métaux stables susceptibles d'être employés dans l'industrie pour améliorer les propriétés et obtenir ainsi un alliage AlSi12Cu1Mg léger. L'adjonction d'un fort pourcentage de silicium, d'un faible pourcentage en cuivre et en magnésium à l'aluminium sont les principaux vecteurs et agents d'amélioration en grande partie des *caractéristiques mécaniques*. Notre objectif consiste à apporter une contribution directe quant à l'étude des caractéristiques mécaniques de traction, de dureté, de microdureté, de résilience structurale de l'alliage de fonderie AlSi12Cu1Mg utilisé dans le moulage en coquille coulé sous pression. L'état de référence est désigné par Brut de Coulée, noté : F. Pour chercher à augmenter plus les caractéristiques de résistances de l'état F et obtenir essentiellement de grandes contraintes d'élasticité, de grands modules de rigidité avec de faibles déformations [1] - [3] - [15], le matériau de désignation numérique 47100 est soumis aux traitements spécifiques de maturation.

4 Matériau étudié

Dans toutes nos expériences, nous avons utilisé l'alliage de fonderie AlSi12Cu1Mg, contenant 12,34 % de silicium en pourcentage massique, une quantité de cuivre 1,26 % (en masse) et 0,67% Mg pour permettre le durcissement. Cet alliage de fonderie à traitement thermique est de type 47100 (AlSi12Cu1Mg). Cet alliage est obtenu par la coulée en coquille sous pression. Le moulage sous pression est un procédé de coulée mécanique, qui permet la production rationnelle des pièces en grande série. Il a l'avantage d'être précis et convient aux pièces de faibles tolérances et de surface lisse. Le moulage sous pression se fait par l'injection. Les moules utilisés en moulage sous pression sont des moules métalliques à utilisation répétées, et le même moule permet d'obtenir plusieurs pièces. Les principaux avantages sont : Rigidité de l'empreinte, coûts d'usinage plus faible, réalisation des pièces ayant un meilleur état de surface, des caractéristiques mécaniques de l'alliage plus élevées. Après analyse des éprouvettes coulées sous pression, on a obtenu la composition chimique suivante

Table.3 - Composition chimique de l'alliage AlSi12Cu1Mg

Eléments chimiques	Si	Cu	Mg	Fe
% Masse	12,34	1,26	0,67	0,18

5 Elaboration de l'alliage AlSi12Cu1Mg

L'élaboration de l'alliage AlSi12Cu1Mg se subdivise en quatre étapes comme suit [21], [25-29] :

5.1 Four de fusion

Le four de fusion est composé d'une chambre de fusion, d'une chambre de maintien, d'un orifice de vidange, d'un orifice de chargement et de cheminée, d'un brûleur de fusion, d'un brûleur de maintien, d'une porte de décrassage, d'une isolation et d'un réfractaire. Le four de fusion, dont la charge est de 1000 Kg, est chauffé par l'intermédiaire de deux

brûleurs à gaz. Le métal ainsi préparé dans le four est ensuite versé dans une poche de coulée de 500Kg que l'on achemine à l'aide d'un palan vers le four de maintien correspondant.

5.2 *Chargement du four de fusion*

D'abord on chauffe le creuset qui est en graphite pour éviter l'humidité et procéder à sa calcination. La charge totale du four est composée de 50 % (soient 500 Kg) de lingot neuf et de 50 % de retour (soient 500 Kg), au fond du creuset, on place les petites pièces (retour de fonderie) pour faciliter la fusion, puis on ajoute progressivement, au milieu, des lingots de l'AlSi12Cu qui sont déjà préchauffés. Après l'échauffement du métal à environ 500 °C, on met un pourcentage d'AlCu10% et d'AlMg10 pour l'amélioration des caractéristiques de l'alliage, et en dernier lieu, les grandes pièces du retour de fonderie. Une fois que le four est plein, on dégaze à l'aide d'un dégazer coveral 701 (Cov, tablettes à 200 g), qui sert aussi comme un désoxydant, il est additionné à une température $T = (680 - 720) \text{ °C}$; à la fin de la fusion, on décrasse et on couvre le bain avec le coveral 55 pour éviter les oxydations en contact avec l'air [14] - [16-18]. La correction de la masse liquide se fait à l'aide de lingots en AlSi22, AlCu10 et AlMg10.

5.3 *Moulage en coquille sous pression*

Une fois que la température de fusion est atteinte selon le besoin du Fondateur, dans notre cas 720 °C, le métal est transvasé dans la poche de coulée qui est déjà préchauffée, elle est de 500 Kg. Par la suite on ajoute le coveral (32D) qui est le Sodium pour l'affinage du grain et diminuer la densité des grains. On observe des grains d'impuretés qui montent à la surface, d'où il fallait décrasser le métal à l'aide d'une louche poteyée, pour enlever les impuretés à la surface. Enfin la température de coulée est contrôlée à l'aide d'un pyromètre dans le Four qui est répétée régulièrement. A l'aide d'un palan, on achemine la poche de coulée pleine de métal liquide qu'on verse dans le four de maintien correspondant. Une louche automatique prélève le métal au-dessous du niveau du bain pour éviter d'introduire des peaux d'oxydes et de transférer le métal rapidement sans à-coups vers le conteneur en l'ayant dosé avec précision, le piston d'injection pousse le métal jusqu'à l'entrée de l'empreinte et vient boucher l'orifice de coulée de la coquille montée sur une presse à injection de l'aluminium coulé sous pression. La coquille est un moule métallique, le moule de l'éprouvette est composé de deux parties, il comprend un système de coulé incorporé dans ces deux parties. Le moule est à chaque coulée protégé par une couche poteyée avec le Dycote 39, ce qui permet de donner un meilleur plan de pièce et maintenu à une température maximale de 300 °C, afin que le métal puisse remplir toute l'empreinte et ne crie pas.

5.4 *Fonderie sous pression d'aluminium*

Dans une machine d'injection d'aluminium sous pression, l'alliage préalablement fondu est injecté rapidement par un piston dans un moule métallique. Le refroidissement s'effectue en quelques secondes par échange thermique avec les parois du moule alors que le piston maintient une certaine pression. L'injection d'aluminium sous pression permet d'obtenir des pièces de dimensions précises, très proches des côtes finies, minimisant ainsi les usinages nécessaires. L'outillage pouvant comporter plusieurs empreintes, il est possible de produire rapidement de grande quantité de pièces. Malgré une usure régulière du moule du fait de l'injection répétée de matière sous pression et à haute température, l'injection d'aluminium sous pression permet d'obtenir des pièces aux formes complexes à des coûts faibles. Ce procédé est particulièrement bien adapté à la production de pièces primaires pour l'automobile, l'électroménager, ainsi que les installations électriques et électroniques. L'utilisation des alliages d'aluminium permet des gains de poids et un recyclage quasi infini de la matière première, sans déchet [16 - 19].

6 **Résultats obtenus et discussion**

Cette partie est consacrée à l'analyse des différents résultats obtenus par les différentes méthodes et techniques expérimentales utilisées pour caractérisation du matériau à étudier. Nous avons utilisé principalement quatre techniques à savoir : La traction pour identifier les différentes contraintes, la dureté Brinell HB et la microdureté Hv pour identifier l'intensité du champ de contraintes, la résilience Kcv nous renseigne sur le mode de fracture, la fragilité et la résistance au choc et la microstructure pour identifier les différentes structures. Les valeurs moyennes de résistance et de ductilité de l'alliage AlSi12Cu1Mg coulé sous pression aux états brut de coulée noté « F », trempé désigné par « T » et mûrés à « x »

heures notés « Mxh » sont celles données en moyennant 5 éprouvettes identiques pour chacun des cas respectifs. Elles sont représentées par les figures ci-dessous, la lettre D pour désigner « coulé sous pression ».

6.1 Influence de la variation du temps de maturation sur l'évolution des propriétés mécaniques de Résistances

- Extrinsèques

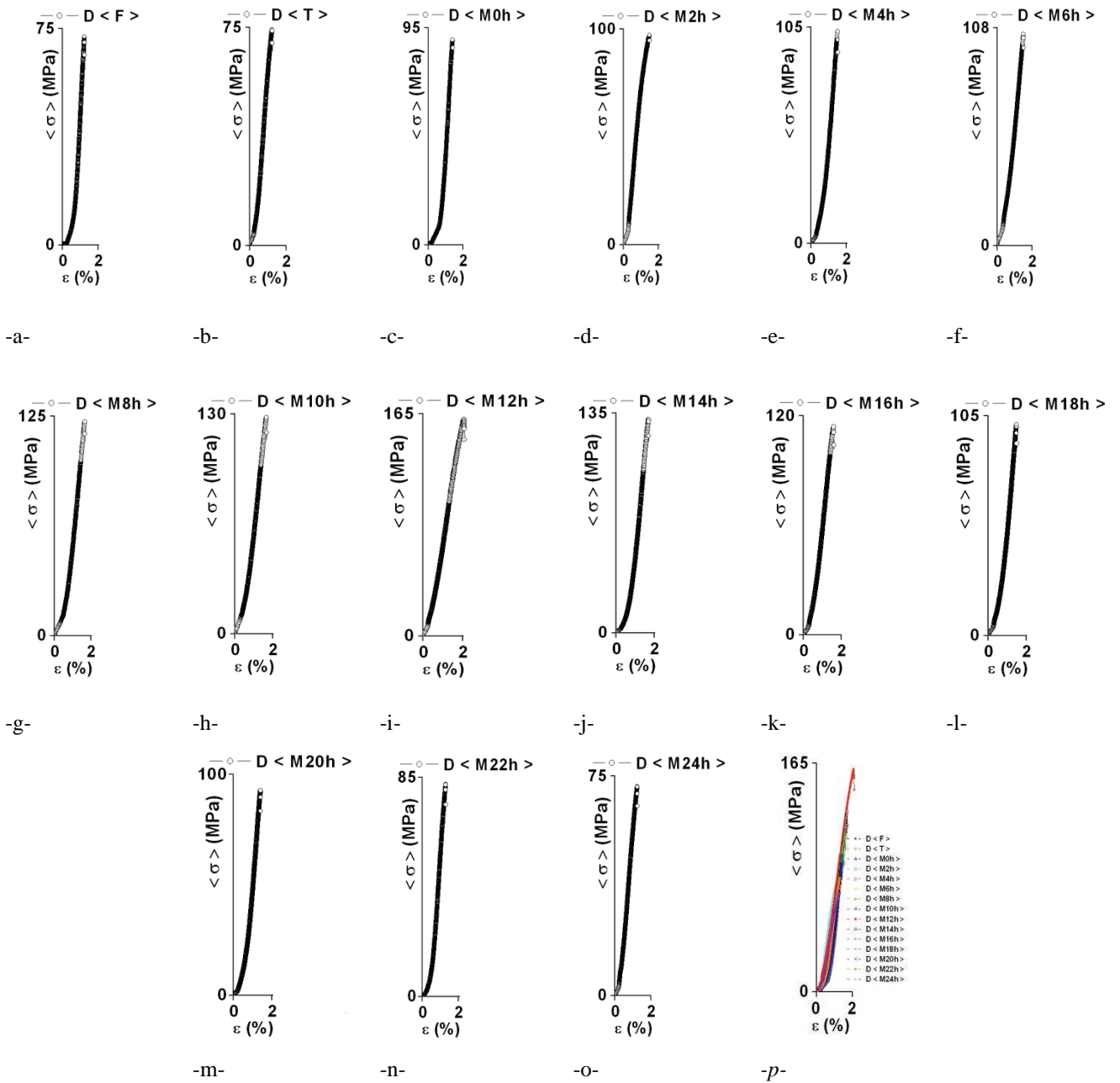


Fig.1 – Courbes de traction (contrainte – déformation) aux états : a - brut de coulée : $\langle F \rangle$, b – trempé : $\langle T \rangle$ et maturés à « x » heures : de c – $\langle M0h \rangle$ à o – $\langle M24h \rangle$ et p – groupement des 15 états correspondants.

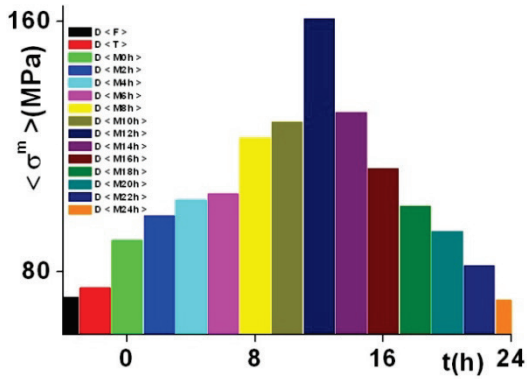


Fig.2 – Histogramme de la contrainte moyenne maximale ($\langle \sigma^m \rangle$ – temps de maturation).

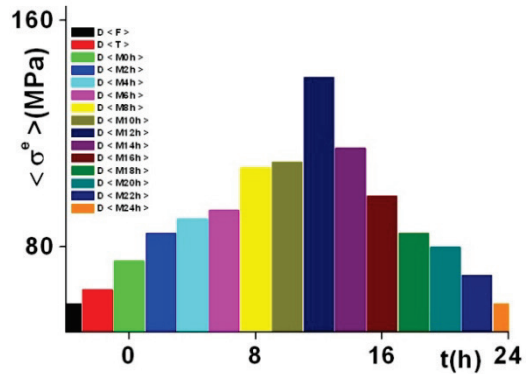


Fig.3 – Histogramme de la contrainte moyenne d'élasticité ($\langle \sigma^e \rangle$ – temps de maturation).

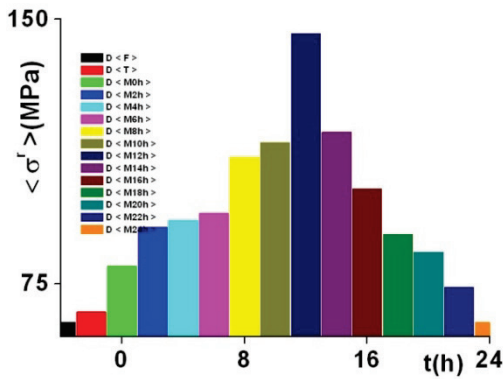


Fig.4 – Histogramme de la contrainte moyenne de rupture ($\langle \sigma^r \rangle$ – temps de maturation).

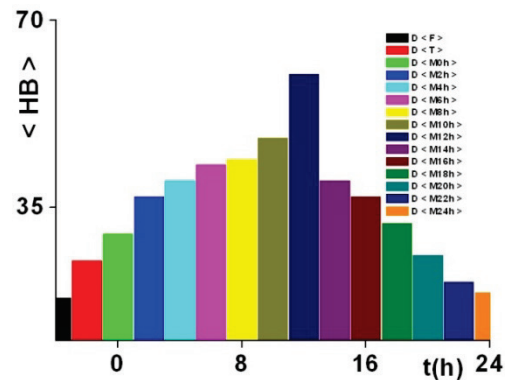


Fig.5 – Histogramme de la dureté Brinell moyenne ($\langle HB \rangle$ – temps de maturation).

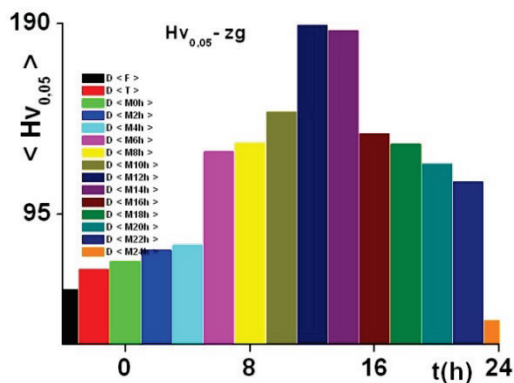


Fig.6 – Histogramme de la microdureté Vickers moyenne de la zone grise ($\langle Hv_{0,05} \rangle$ - zg – temps de maturation).

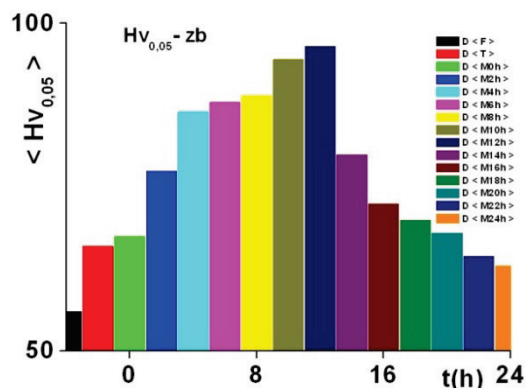


Fig.7 – Histogramme de la microdureté Vickers moyenne de la zone blanche ($\langle Hv_{0,05} \rangle$ - zb – temps de maturation).

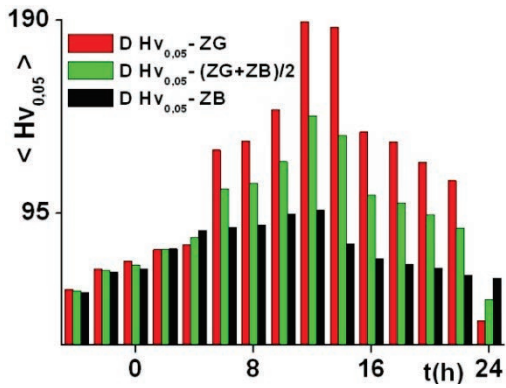


Fig.8 – Histogramme de comparaison des microduretés Vickers moyennes des zones grise (ZG), blanche (ZB) et de leur moyenne (ZG+ZB)/2 ($\langle H_{v,0,05} \rangle$ - Zg, Zb et (Zb+Zg)/2 – temps de maturation).

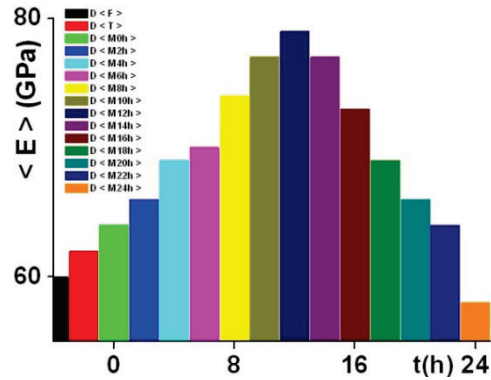


Fig.9 – Histogramme du module d'Young moyen ($\langle E \rangle$ – temps de maturation).

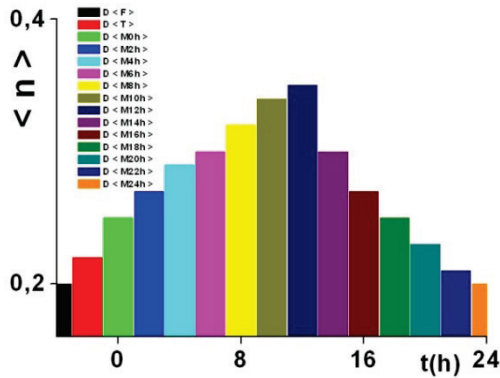


Fig.10 – Histogramme du coefficient d'érouissage moyen ($\langle n \rangle$ – temps de maturation).

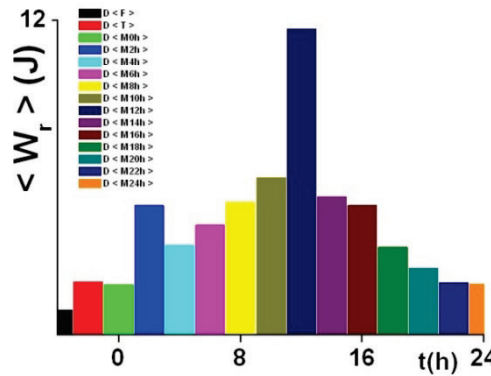


Fig.11 – Histogramme d'énergie moyenne de déformation totale ($\langle W_r \rangle$ – temps de maturation).

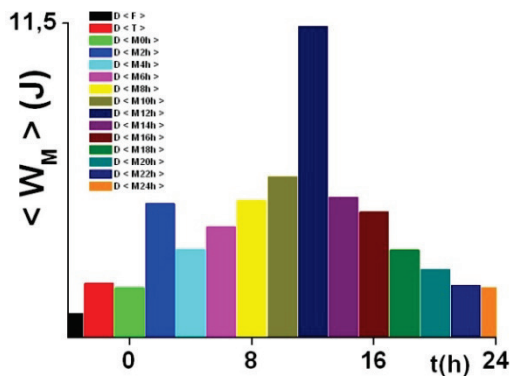


Fig.12 – Histogramme d'énergie moyenne de déformation maximale ($\langle W_M \rangle$ – temps de maturation).

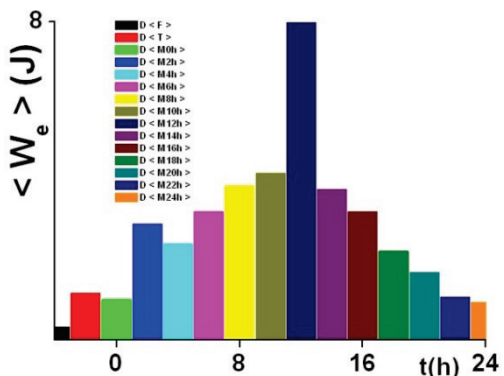


Fig.13 – Histogramme d'énergie moyenne de déformation élastique ($\langle W_e \rangle$ – temps de maturation).

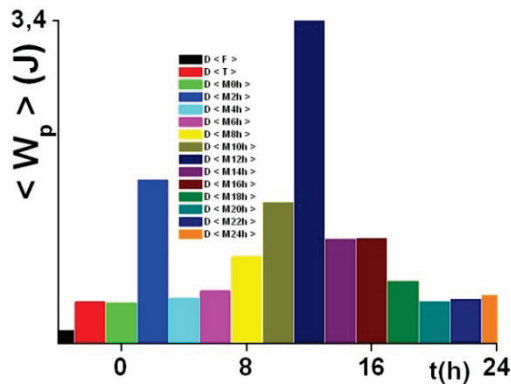


Fig.14 – Histogramme d'énergie moyenne de déformation plastique ($\langle W_p \rangle$ – temps de maturation).

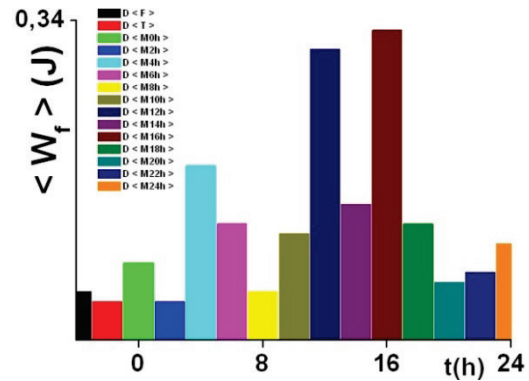


Fig.15 – Histogramme d'énergie moyenne de déformation de la fissure ($\langle W_f \rangle$ – temps de maturation).

- Intrinsèques

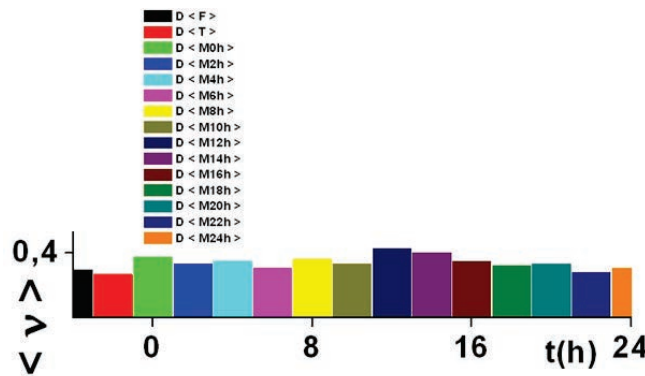


Fig.16 – Histogramme du coefficient moyen de poisson ($\langle \nu \rangle$ – temps de maturation).

6.2 Influence de la variation du temps de maturation sur l'évolution des propriétés mécaniques de ductilité

- Extrinsèques

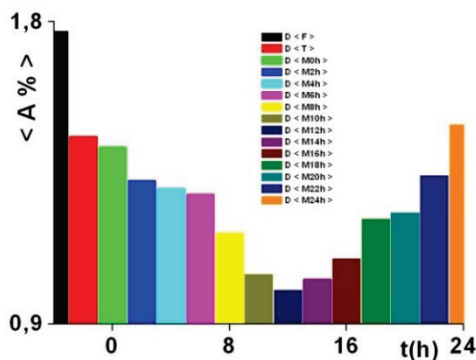


Fig.17 – Histogramme de l'allongement moyen ($\langle A \% \rangle$ – temps de maturation).

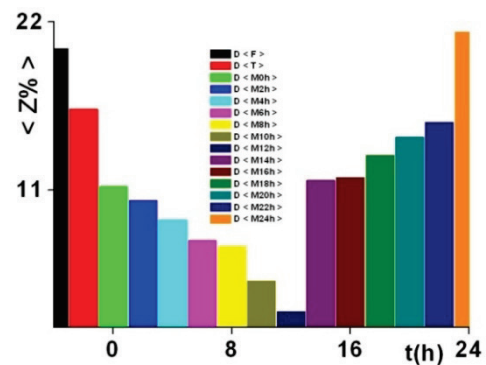


Fig.18 – Histogramme du coefficient moyen de striction ($\langle Z \% \rangle$ – temps de maturation).

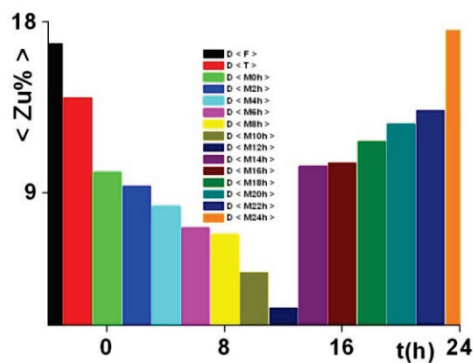


Fig.19 – Histogramme de l'allongement moyen de striction ($\langle Zu\% \rangle$ – temps de maturation).

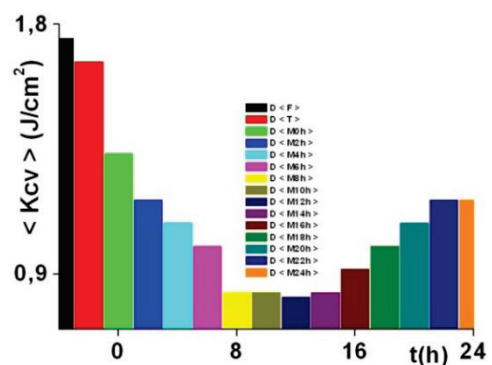


Fig.20 – Histogramme de la résilience moyenne ($\langle Kcv \rangle$ – temps de maturation).

Les figures.1 représentent dans l'ordre les courbes de traction moyennes (contraintes - déformations) de cinq éprouvettes de l'alliage AlSi12Cu1Mg coulées sous pression pour les états a - brut de coulée, b – trempé, et maturés de c à o de M0h à M24h.

On regroupe à chaque fois cinq éprouvettes de chaque état dans un même graphe afin de voir si les résultats sont proches et ensuite on fait une courbe moyenne de chaque état. La *figure.1- (-p-)* représente le groupement des courbes moyennes (contraintes - déformations) des quinze états du mode de coulée sous pression afin de déterminer le compromis de résistance. L'étude des courbes précédemment citées nous a permis de déterminer les caractéristiques mécaniques de chaque état du mode de coulée sous pression.

Les *figures (2 – 20)* représentent les différents résultats obtenus au cours de notre étude des différentes propriétés mécaniques de l'alliage de fonderie AlSi12Cu1Mg, coulé sous pression. Dans les moules métalliques [2, 4, 6, 8], la solidification se produit beaucoup plus rapidement, il en résulte une structure plus fine car plus le grain est petit, plus il y'a d'obstacles aux déplacements des dislocations.

À l'état brut de coulée (*fig. 21-a- et 22-a-*), la distribution de la teneur en différents éléments ajoutés volontairement (Si, Cu, Mg) est non uniforme dans l'alliage étudié. Ceci conduit à la formation des hétérogénéités structurales et locales qui engendrent un champ de contraintes variant d'un point à un autre de l'alliage. Pour améliorer les caractéristiques mécaniques de l'état brut de coulée, on a appliqué d'autre part des traitements thermiques de durcissement structural formant ainsi une structure plus fine et des précipités (*fig. 22 -b-, -c- et -d-*) de différents genres (Al_2Cu , Mg_2Si , Al_2CuMg etc.) qui entravent le mouvement de dislocations. Ce traitement thermique s'effectue en quatre étapes.

En outre les trois éléments d'additions ont des atomes de rayons plus petits ou plus grands qui peuvent être en solution solide respectivement d'insertion ou de substitution et qui créent des distorsions de réseau avec un champ de contrainte dû à la différence de taille entre les atomes du soluté et du solvant (tension dans le cas d'insertion et compression dans le cas de substitution).

On constate deux facteurs qui génèrent le blocage du mouvement des dislocations :

- L'interaction entre ce champ de contrainte et les dislocations rend leur déplacement difficile,
- Les atomes en solution solide tendent à diffuser vers les dislocations et à se regrouper autour d'elles de façon à abaisser l'énergie de déformation globale, dislocations ancrées par ces atomes.

L'observation au microscope électronique à balayage met en évidence dans l'alliage étudié, d'une part, à état trempé des précipités inter-granulaires et transgranulaires de type Al_2Cu , d'autre part aux états maturés et revenus des précipités homogènes intra-granulaires du genre (Mg_2Si et Al_2CuMg) (*fig.22 -b-, -c- et -d-*).

Pour une bonne comparaison des résultats obtenus, toutes les courbes correspondants aux quinze états considérés ont été rapportées sur un même graphe (*fig.1 - p-*). L'analyse de la *figure (1 - p-)* nous montre que la courbe de l'état D < M12h > est très au-dessus de toutes celles des autres états. Il est aussi important de noter que les autres courbes qui sont juste en dessous de celle de l'état D < M12h > sont presque confondues.

Les figures (2 – 15) nous montrent que les graphes des contraintes, de la dureté Brinell, des microduretés, du module d'Young, du coefficient de consolidation et des différentes énergies de déformation en fonction du temps de maturation croissent de l'état brut de coulée à l'état trempé (précipités incohérents) puis M0h avec des précipités semi cohérents pour enfin croître de ce dernier et atteindre la valeur maximale à l'état M12h (précipités cohérents) pour ensuite décroître jusqu'à M22h (précipités semi cohérents) puis M24h avec des précipités incohérents au détriment des allongements, de la striction et de la résilience (fig.17- 20). Alors que le coefficient de Poisson (fig.16) intrinsèque reste pratiquement invariant. La vitesse de croissance ou de décroissance est différente d'une propriété à l'autre. Il ressort que les valeurs extrinsèques de la résistance à la rupture, la résistance à la traction, la limite d'élasticité, la dureté Brinell, les microduretés Vickers, le module d'Young, le coefficient de consolidation et les différentes énergies de déformation (fig. 2 – 15) de l'alliage à l'état mûré M12h sont supérieures à celles des autres états. L'analyse de ces résultats nous montre que le compromis est l'état M12h pour des pièces de résistance quels que soient les états considérés car le processus de vieillissement s'est achevé au bout d'un temps de maturation bien choisi suivi d'un revenu complet à une température et une durée bien déterminée.

Sur la figure 8, on observe le graphe de la microdureté de la zone grise est nettement au-dessus de celui de la microdureté de la zone blanche quels que soient les états considérés.

La zone grise est probablement la solution solide d'aluminium, de cuivre et de magnésium dans le silicium, par contre, la zone blanche est celle de silicium, de cuivre et de magnésium dans l'aluminium.

Les caractéristiques élastiques, plastiques et de strictions [3, 15] de l'alliage AlSi12Cu1Mg sont des paramètres très importants lors de la conception des éléments entrant dans diverses réalisations soumises à des efforts extérieurs en général et mécaniques en particulier. En effet, la limite élastique fixe le seuil admissible à ne pas dépasser pour éviter aux pièces réalisées de franchir le domaine de la déformation réversible à celui de la déformation permanente; l'élongation et la charge à la rupture nous renseignent respectivement sur la limites de déformabilité des matériaux destinés à subir des modifications géométriques et l'estimation de la résistance de l'alliage au-delà de laquelle ce dernier amorce son entrée dans la phase de la rupture.

Toutes les courbes (fig.1) obtenues présentent presque une même allure qui se distingue par deux régions différentes :

Une grande partie élastique linéaire : cette partie peut être expliquée par le mouvement des atomes liés par des forces électrostatiques. Les atomes de l'alliage possèdent un éloignement naturel pour lequel toutes ces forces s'équilibrent. L'application d'une force faible extérieure perturbe cet équilibre et les atomes s'éloignent les uns des autres jusqu'à ce que les forces interatomiques proviennent à annuler la force appliquée. Lorsque la force est supprimée, les atomes reviennent à leur position initiale d'où la déformation réversible.

Une petite partie plastique très restreinte : avant que la déformation élastique n'ait atteint sa limite, apparaît une deuxième partie qui est la déformation plastique ; elle s'effectue principalement par un glissement d'une partie du cristal par rapport à l'autre suivant un nombre entier de distance inter-réticulaires. Ce glissement s'interprète par le mouvement des dislocations initiales mobiles ou créées lors de la déformation et leurs interactions avec divers obstacles présents dans l'alliage ; et une rupture fragile ayant pour asymptote verticale les déformations d'équation $\epsilon_r = \epsilon_m$, déterminée par la résilience K_{cv} ou K_{cu} et le coefficient de concentration de contraintes K_s . Elle passe par deux étapes, la première est la naissance des fissures et leur coalescence avec apparition de la striction, et la seconde, leur propagation à travers toute la section de l'éprouvette.

Les résultats obtenus lors de l'étude détaillée de l'alliage de fonderie AlSi12Cu1Mg coulé sous pression nous confirment que son mode de rupture est semblable à une rupture fragile pour les six raisons principales suivantes :

Les allongements à la rupture : $A\% < 5\%$ (fig.17), les valeurs faibles des coefficients de striction $Z < 0,1$ (fig.18), la résilience très faible (fig.20), les différentes énergies de déformation W sont très faibles (fig.11,12, 13 et 14), l'énergie de déformation de la fissure est très faible $W_f \leq 0,5J$ (fig.15) et les faciès de rupture en traction, en résilience et en flexion (fig.23, 24 et 25) nous montrent que la rupture est fragile, intra-granulaire avec clivage et présentant un aspect brillant à grain [30]. Les courbes moyennes (contrainte – déformation) (fig.1) font apparaître seulement deux domaines, un grand domaine élastique et un autre plastique homogène très restreint avec absence du domaine plastique hétérogène car l'endommagement s'est produit d'une manière brutale et suivant une asymptote verticale d'équation de déformations $\epsilon_r = \epsilon_m$ où l'endommagement instantané débute par une striction de l'éprouvette avec apparition et propagation brutale de la fissure sur un défaut. Dans ce cas, on est, probablement, en présence du mode de rupture de type I avec chargement sévère et perpendiculaire au plan de la fissure.

7 Microstructure de l’alliage eutectique AlSi12Cu1Mg coulé sous pression

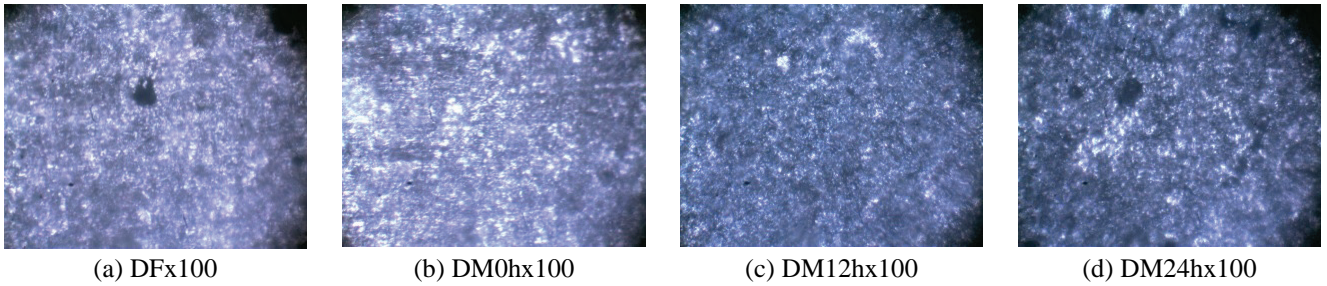


Fig.21 - Structures micrographiques de l’alliage de fonderie coulé sous pression AlSi12Cu1Mg.

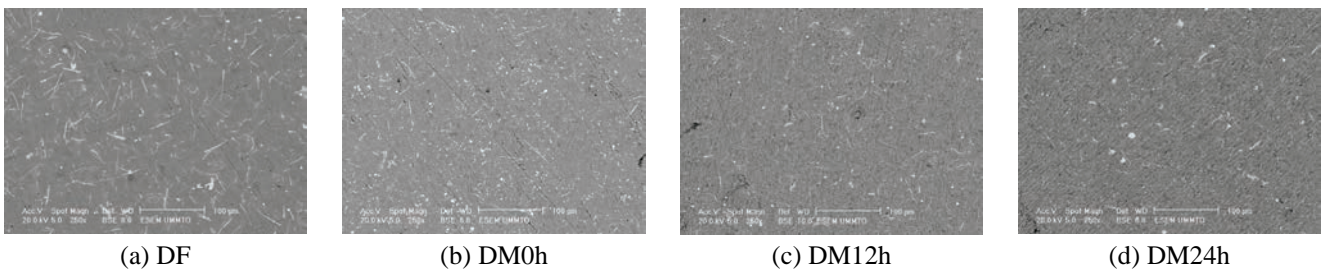


Fig.22 - Microstructures obtenues au MEB de l’alliage de fonderie coulé sous pression AlSi12Cu1Mg.

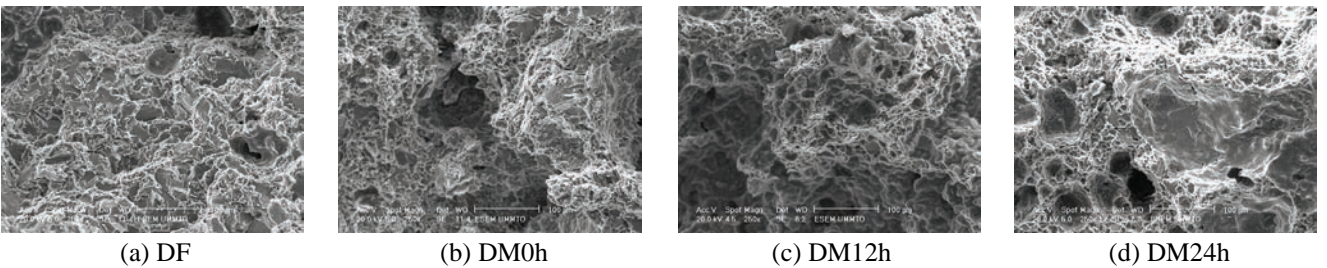


Fig.23 - Faciès de rupture en traction obtenus au MEB de l’alliage de fonderie coulé sous pression AlSi12Cu1Mg.

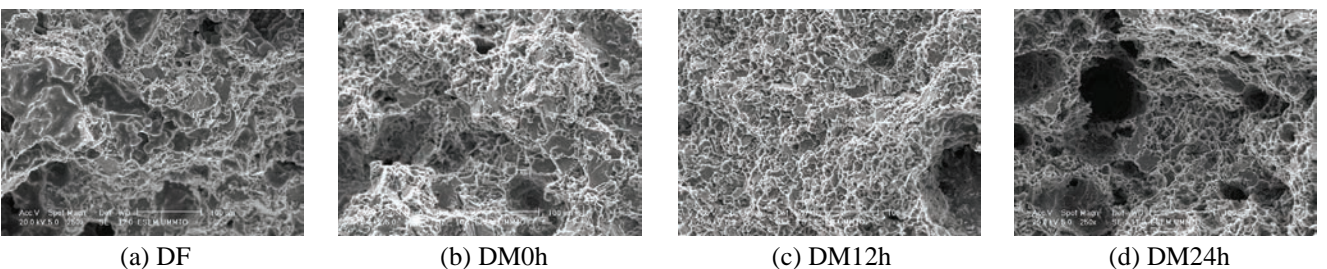


Fig.24 - Faciès de rupture en résilience obtenus au MEB de l’alliage de fonderie coulé sous pression AlSi12Cu1Mg.

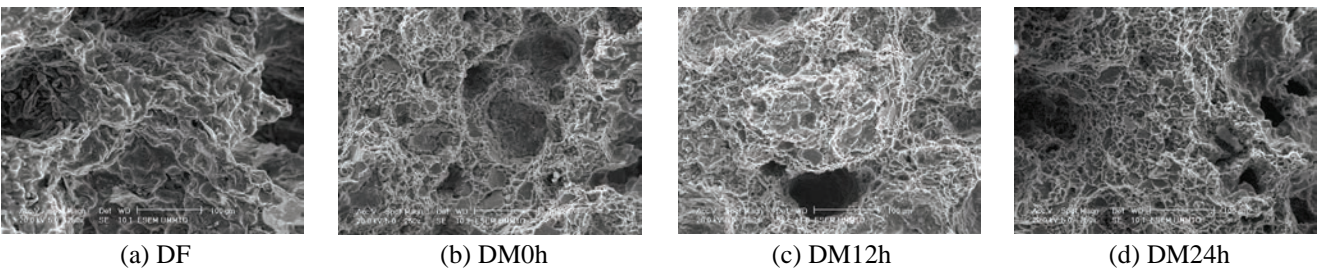


Fig.25 - Faciès de rupture en flexion obtenus au MEB de l’alliage de fonderie coulé sous pression AlSi12Cu1Mg.

Pour l’alliage binaire eutectique AlSi12Cu1Mg, en refroidissant le matériau en dessous de la température du point eutectique, il se forme tout d’abord des précipités incohérents de la phase ($\alpha + \beta$) en petit nombre [2]. Ce précipité est constitué principalement de lamelles comportant des phases α (phase riche en Al) et des phases β (phase riche en Si)

intercalées. Au fur et à mesure que la température du refroidissement diminue, les fronts des lamelles avancent jusqu'à l'épuisement du liquide. À l'état brut de coulée (*fig.21 -a- et 22-a-*), l'alliage est hétérogène, la microstructure présente deux phases, l'une de couleur sombre et l'autre de couleur blanche plongées dans la matrice d'aluminium avec la forme des deux phases lamellaires avec présence de criques et de retassures internes et externes. Pour les éliminer, il est nécessaire de surveiller l'affinage. Pour le moulage en coquille, ce défaut apparaît dans les zones mal nourries. Afin de niveler la concentration de l'élément d'alliage et faire dissoudre les phases en excès, on procède souvent à un chauffage avec mise en solution et d'homogénéisation, ainsi l'alliage devient de plus en plus homogène. La maturation conduit à la réduction de l'écart observé précédemment et conduit à la disparition des lamelles sous forme globulaire (*fig.22 -b-, -c- et -d-*) avec observation de la coalescence des particules de la seconde phase.

Les microstructures [22 - 24] des différentes maturations mettent en évidence la présence des précipités de la nouvelle phase dans la matrice. Dans les moules métalliques, la solidification se produit beaucoup plus rapidement [7 - 13]. Il en résulte une structure plus fine (*fig.21-22*). La grosseur du grain de métal exerce une action importante sur ses propriétés mécaniques. Ces propriétés, surtout sa ductilité et sa plasticité, sont plus prononcées lorsque le grain est petit. A l'état brut de coulée, l'alliage étudié AlSi12Cu1Mg renferme généralement des lamelles (*fig.22-a-*) réparties d'une façon aléatoire et formées après solidification et dans lesquelles la distribution de la teneur en différents éléments d'additions (Si, Cu, Mg) est non uniforme. Ceci conduit à la formation des hétérogénéités structurales et locales qui engendrent un champ de contraintes variant d'un point à un autre de l'alliage, dans ce dernier, on est en présence alors des régions difficilement et facilement déformables. Par conséquent, lors des sollicitations mécaniques extérieures, la déformation apparaît en premier lieu dans les régions favorables au glissement des dislocations. Pour améliorer les caractéristiques mécaniques de l'alliage étudié, il faut gêner le mouvement des dislocations dans toute la masse du matériau en provoquant la formation de précipités (*fig.22 -b-, -c- et -d-*) finement dispersés (Al_2Cu , Mg_2Si , Al_2CuMg , Si, Cu), pour cela nous avons fait subir à l'alliage un traitement thermique qui s'effectue en quatre étapes. L'observation microstructurale met en évidence dans l'alliage étudié aux états brut de coulée une répartition assez hétérogène des lamelles (*fig.22-a-*), par contre leurs transformations et répartitions globulaires dans la matrice aux états maturés et revenus (*fig.22 -b-, -c- et -d-*) sont homogènes. Lors de l'analyse des microstructures obtenues par la microscopie, nous avons remarqué que la taille des grains obtenue par l'état $D < M12h >$ sont plus fins que celle obtenue aux autres états, ce qui explique les résultats obtenus lors des essais de traction, de dureté, de microdureté, de résilience et d'observation structurale.

8 Conclusion

L'analyse des résultats expérimentaux montre que le meilleur compromis est la coulée sous pression suivi de la maturation de douze heures (12h) quels que soient les états considérés. Afin de répondre aux exigences des constructeurs pour une utilisation rationnelle de cet alliage dans divers mécanismes soumis à des efforts mécaniques, il est préférable d'élaborer les différentes pièces destinées à l'usage de différentes natures dans des coquilles métalliques coulées sous pression suivies d'une maturation de 12h pour les pièces de résistance. Donc l'AlSi12Cu1Mg est un alliage de fonderie à traitement thermique ayant une très bonne coulabilité.

REFERENCES

- [1]- M. Colombié, A. Coll, Matériaux métalliques. 2^{ème} Edition, Dunod, Paris, 2008.
- [2]- D.R. Askeland, P.P. Fulay, W.J. Wright, The Science and Engineering of Materials. 3rd Edition, PWS Publishing Company Boston, 1994.
- [3]- J.-P. Bailon, J.-M Dorlot, Des Matériaux, 3^{ème} édition, Presses internationales Polytechnique, 2002.
- [4]- J. Baralis, G. Maeder, Précis de Métallurgie – Elaboration, structure-propriétés, normalisation. Afnor-Nathan, Paris, 2005.
- [5]- M.F. Ashby, D.R.H. Jones, Matériaux, Tome 2 : microstructure et mise en œuvre. Ed. Sciences Sup, Dunod, 2014.
- [6]- J.-L. Martin, J. Wagner, Dislocations et plasticité des cristaux. 1^{ère} édition, Ed. Cahiers de Physique, Presses Polytechniques et Universitaires Romandes, 2000.
- [7]- P. Guiraldenq, Diffusion dans les métaux. Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques. M55, 1994.
- [8]- G. Lesoult, Solidification – Cristallisation et microstructures. Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, M58, 1986.
- [9]- B. Dubost, P. Sainfort, Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium. Techniques de l'Ingénieur, traité

- Matériaux métalliques, M240, 1991.
- [10]- M. Grumbach, Vieillessement des aciers. Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques. M235, 1993.
- [11]- Y. Desalos, Introduction aux traitements thermiques des métaux et alliages. Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques. M1105, 2003.
- [12]- Y. Desalos, Panorama métallurgique des traitements thermiques, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques. M1110, 2004.
- [13]- Y. Develay, Traitements thermiques des alliages d'aluminium. Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques. M1290, 2000.
- [14]- J. Charbonnier, Gaz dans les alliages d'aluminium de fonderie, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques. M218, 1991.
- [15]- A. Pokorny, J. Pokorny, Fractographie : Morphologie des cassures, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques. M4121, 2002.
- [16]- G. Facy, M. Pompidou, Précis de Fonderie : Méthodologie, Production et Normalisation. 2^{ème} Ed. Nathan, 1991.
- [17]- H. de Leiris, Métaux et Alliages Tome III. Edition Masson, 1971.
- [18]- G. de Smet, la Pratiques des Traitement Thermiques des Métaux Industriels. Editions Dunod, Paris, 1963.
- [19]- J.-P. Mercier, G. Zambell, W. Kurz, Introduction à la Science des Matériaux. 3^{ème} Edition, Editions Presse Polytechniques et Universitaires Romandes, 1999.
- [20]- A. HAKEM, Effets du mode d'élaboration et de maturation sur les propriétés mécaniques et la microstructure des alliages de fonderie Al-Si. Thèse de Doctorat, Université Mouloud MAMMERI de Tizi – Ouzou, Algérie, 2014
- [21]- C.P. Andreoni, Le Moulage Sous Pression des Alliages d'Aluminium. Ed. : Techniques Des Industries De La Fonderie, Sciences & Techniques, 2009.
- [22]- G. Ménard, M. Richard, Atlas micro-fractographique des alliages d'aluminium de fonderie. Editions Techniques des Industries de la Fonderie, 2013.
- [23]- Collection ETIF, Micrographic method of determination of the non-metallic inclusions content of cast steels. Editions Techniques des Industries de la Fonderie, 2009.
- [24]- F. Condet, A. Reynaud, Atlas der Metallographie von Gusseisen. Editions Techniques des Industries de la Fonderie, 2009.
- [25]- R. Portalier, Fonderie et moulage des alliages d'aluminium. Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques. M810a, 1990.
- [26]- S. Jacob, Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie. Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques. M4675,
- [27]- J.-J. Perrier, S. Jacob, Moulage des alliages d'aluminium - moules permanents. Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, M3637, 2004.
- [28]- J.-J. Perrier, S. Jacob, Fonderie d'aluminium : défauts et conception des pièces. Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, M3638, 2004.
- [29]- J.-J. Perrier, S. Jacob, Fusion, moulage et fonderie des alliages d'aluminium. Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, M3639, 2004
- [30]- G. Pluvinaige, Les 12 principes qui gouvernent le phénomène de rupture. Cours de mécanique de rupture, Université Paul Verlaine -Metz, 2005. (http://www.unit.eu/cours/mecanique_rupture)