



Journal of Materials and Engineering Structures

Research Paper

Influence du revenu sur l'évolution des caractéristiques mécaniques et la microstructure de l'alliage de fonderie $AlSi_7Zn_3Cu_2Mg$

Influence of the tempering on the evolution of the mechanical characteristics and microstructure of the foundry alloy $AlSi_7Zn_3Cu_2Mg$

Ahmed Hakem *

Département de Génie Mécanique, Faculté de Génie de la Construction, Université Mouloud MAMMERI de Tizi-Ouzou, 15000, Algérie.

ARTICLE INFO

Historique de l'article :

Recu : 2 mars 2018

Révisé : 30 septembre 2018

Accépté : 25 octobre 2018

Mots clés:

$AlSi_7Zn_3Cu_2Mg$

Sable - coquille

revenu

caractéristiques mécaniques

Keywords :

$AlSi_7Zn_3Cu_2Mg$

Sand - shell

Tempering

Mechanical characteristics

RESUME

Dans cette présente étude, on s'est intéressé à l'influence des traitements de revenus qui engendrent des modifications microstructurales importantes, habituellement durcissantes par variation de températures de revenu par incrément de (10 et 20)°C sur l'évolution des principales caractéristiques mécaniques et structurales de l'alliage de fonderie $AlSi_7Zn_3Cu_2Mg$ coulé en sable et en coquille par gravitation aussi bien mécanique que manuel. Les pièces élaborées à partir de cet alliage font partie des composants rentrant dans diverses réalisations de la Société Nationale des Véhicules Industriels (S.N.V.I.) de Rouïba Alger. Pour identifier l'alliage, on a utilisé quatre principales techniques les plus utilisées à savoir: la traction, l'indentation, la résilience et la microstructure.

ABSTRACT

Tempering generates significant microstructural changes, usually hardening. In this study, we investigated the influence of the tempering treatments by temperature variation in increments of 10 and 20°C on the evolution of the main mechanical and structural characteristics of $AlSi_7Zn_3Cu_2Mg$ alloy. This is applied in the case cast in sand and shell gravitation both mechanically and manually. The pieces made from this alloy are part of the components of various achievements of S.N.V.I. Rouïba Algiers. To identify the alloy, four of the most used techniques were used: traction, indentation, resilience and microstructure.

* Corresponding author. Tel.: +213 554970920.

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

1 Introduction

L'élaboration et la caractérisation mécanique des alliages constituant les différents organes de liaisons sont d'une importance capitale et primordiale d'une part pour une évaluation effective de leurs côtes respectives d'autre part car l'ingénieur ne peut calculer ni déterminer les charges admissibles d'une pièce sans connaître les caractéristiques mécaniques de l'alliage qu'il compte utiliser. En outre, il doit savoir à partir de quelle charge la pièce commence à se déformer de façon irréversible, entraînant ainsi une modification de sa géométrie et à partir de quelle charge il y a risque de rupture. Le but des essais mécaniques est de chiffrer les valeurs des caractéristiques qui seront utilisables dans le calcul de résistance des matériaux en service qui, avant de les utiliser dans une application donnée, devront répondre à leur bon fonctionnement dans diverses réalisations afin de les exploiter rationnellement et d'éviter, dans certains cas, des catastrophes conduisant à de graves conséquences.

Les propriétés mécaniques sont intimement liées à la microstructure. Pour bien comprendre les comportements des matériaux en service et pour pouvoir contrôler leurs propriétés, il est nécessaire de décrire et de quantifier leur microstructure. Le choix de ce matériau est dû à sa légèreté couplée à des caractéristiques mécaniques élevées ; de plus il a été dicté par le fait qu'il est très utilisé dans diverses applications mécaniques et son utilisation a connu ces dernières années une expansion très importante dans l'industrie automobile et sur rail en général et dans les secteurs de haute technologie comme l'aéronautique et l'aéronaval en particulier [2], [7 - 9].

L'ajout de 7% mass. Si, 3% mass. Zn, 2% mass. Cu, (0,20-0,60)% mass. Mg à l'aluminium et de ses traitements thermiques spécifiques qui font apparaître des précipités de différents genres. Ces derniers entravent le mouvement de dislocations associé aux procédés industriels de moulage en sable et en coquille métallique, ils ont été choisis suite aux améliorations considérables de certaines propriétés recherchées dont Si lui donne d'excellentes aptitudes à la coulée, Zn augmente la résistance à la corrosion, Cu facilite l'usinage et agit considérablement sur les propriétés de résistances et Mg principal agent d'amélioration des caractéristiques mécaniques qui permet le durcissement structural. On peut obtenir ainsi des degrés de durcissements variables et donc des compromis intéressants entre charge de rupture et limite d'élasticité d'une part et allongement d'autre part. Ces éléments d'additions entrent en solution et peuvent également être présents sous forme de phases intermétalliques. La composition de ces phases mais surtout leur finesse, leur répartition, leur cohérence vis-à-vis de la matrice aluminium, leur fragilité intrinsèque, leur stabilité en fonction des traitements thermiques sont également déterminantes pour les propriétés de l'alliage [1], [21].

Les pièces élaborées à partir de cet alliage font partie des composants rentrant dans diverses réalisations de la Société Nationale des Véhicules Industriels (S.N.V.I.) de Rouïba Alger.

2 Description du problème

L'aluminium non allié ayant des propriétés très réduites, il est possible d'améliorer ses propriétés en ajoutant volontairement 4 éléments (7% Si, 3% Zn, 2% Cu et $\leq 1\%$ Mg) qui modifient plus ou moins profondément sa microstructure pour obtenir un alliage de fonderie de désignation chimique $AlSi_7Zn_3Cu_2Mg$ non normalisé.

Pour obtenir des niveaux élevés de résistances mécaniques de l'alliage, il faut gêner le mouvement des dislocations dans toute la masse de chaque matériau.

Pour cela, les atomes des éléments d'addition (Si, Zn, Cu, Mg) d'une part peuvent:

- être en solution solide de substitution : ils prennent la place des atomes d'aluminium dans le réseau. Leur taille est plus petite ou plus grande que l'atome d'aluminium ce qui perturbe le réseau qui devient plus difficile à déformer.
- former des précipités (Mg_2Si , $MgZn_2$, Al_2Cu , Al_2CuMg etc.) hors solution solide : cohérents, semi-cohérents ou incohérents avec la matrice d'aluminium. L'effet provoqué est le même sur la difficulté de déformation le réseau.

D'autre part, les traitements thermiques appliqués à l'alliage

- Provoquent un durcissement par affinement de la taille des grains. Plus la taille des grains est petite, plus la surface de joints de grains par unité de volume de matériau est élevée plus il y a d'obstacles au déplacement.
- L'existence de dislocations initiales : En général, la génération des dislocations dans un même alliage sous l'effet de contraintes sont de même signe qui se repoussent. Il va falloir développer une contrainte supplémentaire pour faire mouvoir les dislocations au voisinage des autres pour leur permettre de franchir le joint de grain et de passer d'un grain à l'autre.

Le durcissement de l'aluminium sera ainsi d'autant plus conséquent que le nombre et l'importance de ces perturbations seront plus grands : la nature, la teneur, la répartition de ces éléments d'addition sont primordiales à cet égard. Ces quatre types de durcissements, obstacles forts au mouvement de dislocations, augmentent considérablement les caractéristiques de résistances au détriment de la ductilité [1], [10 - 16].

3 Matériau étudié

Dans toutes nos expériences, nous avons utilisé l'alliage à base d'Aluminium contenant 7% de silicium, 3% de zinc, 2% de cuivre en pourcentage massique, une quantité du magnésium inférieure à 1% (en masse) et quelques traces d'impuretés élaboré à la Société Nationale des Véhicules Industriel (S.N.V.I.). Cet alliage contient 7% de silicium qui lui confère de très bonnes propriétés de mise en œuvre en fonderie. Il est utilisé pour des pièces de formes complexes, à exigences de tenues mécaniques maximales et dont les épaisseurs sont très faibles (~ 10 mm) [21].

Après analyse, les éprouvettes coulées en sable et en coquilles métalliques par gravitation ont la composition chimique suivante:

Tableau 1 - Composition chimique de l'alliage $AlSi_7Zn_3Cu_2Mg$

Eléments chimiques	Si	Zn	Cu	Mg
% Masse	6,83	3	1,85	0,62

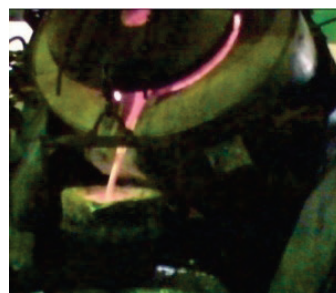
4 Elaboration de l'alliage $AlSi_7Zn_3Cu_2Mg$

4.1 - La coulée

La fusion du métal se fait dans un four à gaz de production (Fig.1-(a)), se basculant de l'avant vers l'arrière (Fig.1-(b)). Comportant un creuset en graphite de capacité 350Kg dont la charge est composée approximativement de 40% (140) Kg de lingots neufs (Fig.1-(d), (e), (f)) livrés par Pechiney et d'un mélange de jets de coulée ≈ 60% (210) Kg de retour (Fig.1-(c)) (masselottes, événements, trous et canaux de coulée, pièces défectueuses et rebutées ...etc.) et dont les brûleurs sont réglés convenablement.



(a) - Four de fusion



(b) - Poche de coulée



(c) - Retours de fonderie en $AlSi_7Mg$



(d) - Lingots en $AlSi_7Mg$



(e) - Lingots en $AlZn_{10}$ et $AlMg_{10}$



(f) - Lingots en $AlSi_{22}$ et $AlCu_{10}$

Fig.1 – Elaboration à partir des lingots et des retours de fonderie

Une fois la masse en fusion totale est devenue liquide à environ 700°C, on procède au premier décaissage et on prélève une première éprouvette de spectrométrie pour analyse chimique immédiate.

Des résultats de cette analyse, on effectue la première correction. Pour corriger la perte au feu en Magnésium due à la fusion, on ajoute un pourcentage d'AlMg₁₀ (Fig.1-(e)), pour réajuster le titre en Silicium, en Zinc et en Cuivre dû à l'appauvrissement des jets de coulée, on introduit respectivement un pourcentage à l'aide d'alliages - mères sous forme de lingots neufs en AlSi₂₂ (Fig.1-(f)), AlZn₁₀ (Fig.1-(e)) et AlCu₁₀ (Fig.1-(f)) livrés par Pechiney pour l'obtention d'une concentration exacte en AlSi₇Zn₃Cu₂Mg.

La masse liquide subit ensuite un traitement de dégazage en introduisant deux pastilles de 200g chacune de dégazer appelé covéral 701 SM à la température 710°C environ suivi d'un deuxième décaissage et de couverture à l'aide d'une poudre appelée covéral55 dans le four. Ensuite le métal est coulé dans une poche de préchauffage (Fig.1-(b)) où l'on procède aux opérations d'un troisième décaissage et d'affinage. Cette opération d'affinage a pour but, la modification de la texture et l'orientation des cristaux de silicium et affiner la structure indispensable pour obtenir de bonnes caractéristiques mécaniques et elle se fait dans la poche à une température de (730-750) °C.

On réalise une seconde éprouvette pour vérifier l'effet de correction. Si les résultats d'analyse de cette seconde éprouvette sont conformes, les poches remplies de liquide affiné doivent être acheminées dans les moules en sable (Fig.2-(a), (b)) préparés à cet effet, ou bien remplir le four de maintien de 150 Kg (Fig.2-(c)) à l'aide de poches pleines (Fig.1-(b)) du même liquide qu'on verse à l'aide d'une louche poteyée dans la coquille (Fig.2-(d), (e), (f)) une fois préparée.



(a) – Plaques modèles



(b) – Châssis remplis



(c) – Four de maintien



(d) – Remplissage de la coquille



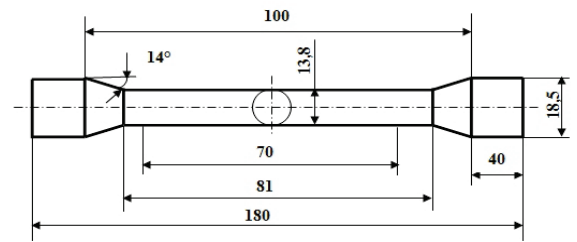
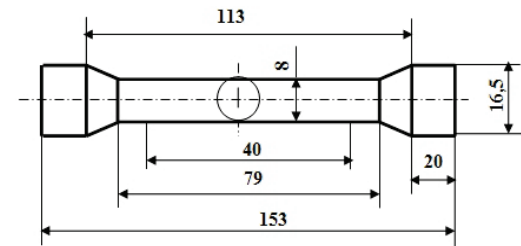
(e) – coquille remplie



(f) – Ouverture de la coquille

Fig.2 – Elaboration des éprouvettes de traction en sable (S) et en coquille (K) et brut de coulée noté : F

Pour éviter toute inclusion, impureté et toute quantité de peaux d'alumine restantes après plusieurs écrémages, des filtres, généralement en toile de verre, sont insérés par précaution dans les moules au niveau des canaux de coulée. La température de coulée varie en fonction de l'épaisseur de la pièce, elle est généralement comprise entre 680 et 750°C. Les deux modes de coulée se font par gravitation. Une fois les éprouvettes coulées dans des moules en sable (Fig.3-(a), (b), (c)) et en coquille (Fig.3-(d), (e), (f)), le métal solidifié est dit brut de coulée noté: F [1 - 6].

(a) – *Éprouvettes en sable obtenues après démoulage*(b) – *Éprouvettes en sable finies*(c) - *Dimensionnement des éprouvettes coulées en sable NF A 57 702*(d) - *Éprouvette en coquille obtenue après démoulage*(e) - *Éprouvettes en coquille finies*(f) - *Dimensionnement des éprouvettes coulées en coquille. NF A 57 702***Fig.3 – Éprouvettes de traction réalisées en sable et en coquille**

4.2 Moulage

4.2.1 Moulage en sable

Ce moulage est composé de deux demies empreintes laissées par le modèle dans le sable tassé, ce sable est principalement un mélange composé de silice, d'argile $\approx 10\%$ et d'eau $\approx 4\%$. Pour faire un moule, on utilise généralement deux plaques modèles (Fig.2-(a)) et deux châssis (Fig.2-(b)) sur la plaque modèle de façon que celle-ci laisse son empreinte dans le sable, on ferme ensuite le moule par l'assemblage des deux châssis, généralement en acier, qui comportent des douilles de centrage dans lesquelles on introduit des broches afin d'assurer le positionnement des deux demi moules et on remplit avec du métal en fusion pour obtenir l'éprouvette par gravitation.

4.2.2 Moulage en coquille

Dans ce mode de moulage, le moule (Fig.2-(d),(e),(f)), se compose de deux chapes en acier (5% de chrome), qui a pour rôle de maintenir les empreintes. Ces chapes, séparées par un plan de joint, doivent être éventuellement préparées et chauffées à une température de 200 à 300°C à l'aide d'un brûleur à gaz pour permettre à la masse liquide en fusion de bien occuper complètement tout le volume de l'emprunte afin d'éviter tous les défauts volumiques de criquabilité et de retassures. Pour augmenter la fluidité et la coulabilité du métal liquide à l'intérieur des empreintes, celles-ci peuvent faire l'objet de traitements de surface [1], [3], [6], [19 - 21].

Le moulage des éprouvettes en sable est exécuté sur une machine à mouler mécanique avec des plaques modèles en grappe de quatre éprouvettes avec des châssis métalliques. C'est donc un travail en série. Par contre les éprouvettes en coquille sont obtenues par unité en utilisant une coquille métallique unique de même forme et dimension que l'éprouvette.

5 Résultats obtenus

Cette partie est réservée à l'interprétation des différents résultats obtenus par les cinq essais conventionnels les plus utilisés à savoir:

- Destructibles - la traction et la résilience Kcv,
- Non destructibles - la dureté Brinell HB, les microduretés Hv et les différentes microstructures.

Nous allons dans la suite décrire et présenter dans le détail, les principales caractéristiques mécaniques obtenues de l’alliage $AlSi_7Zn_3Cu_2Mg$ qui régit cette étude. Tous les résultats des caractéristiques mécaniques de l’alliage $AlSi_7Zn_3Cu_2Mg$ coulé en sable et en coquille aux états brut de coulée, trempé et revenu aux températures 150, 160, 170, 180, 190, 200, 220 et 240°C sont obtenus en moyennant 5 valeurs des 5 éprouvettes identiques pour chacun des cas.

5.1 Influence de la température de revenu et du mode d’élaboration sur l’évolution des propriétés de résistance

Afin de choisir le meilleur mode d’élaboration, il est utile de confronter les résultats obtenus par coulée en sable et en coquille entre eux. Pour cela, nous avons tracé sur un même graphe les courbes contraintes déformations (Fig. 4) et les énergies de déformation course (Fig. 5) en prenant les valeurs moyennes de chaque mode d’élaboration correspondant aux dix états de l’alliage $AlSi_7Zn_3Cu_2Mg$ coulé en sable, en coquille, aux états brut de coulée, trempé et revenus.

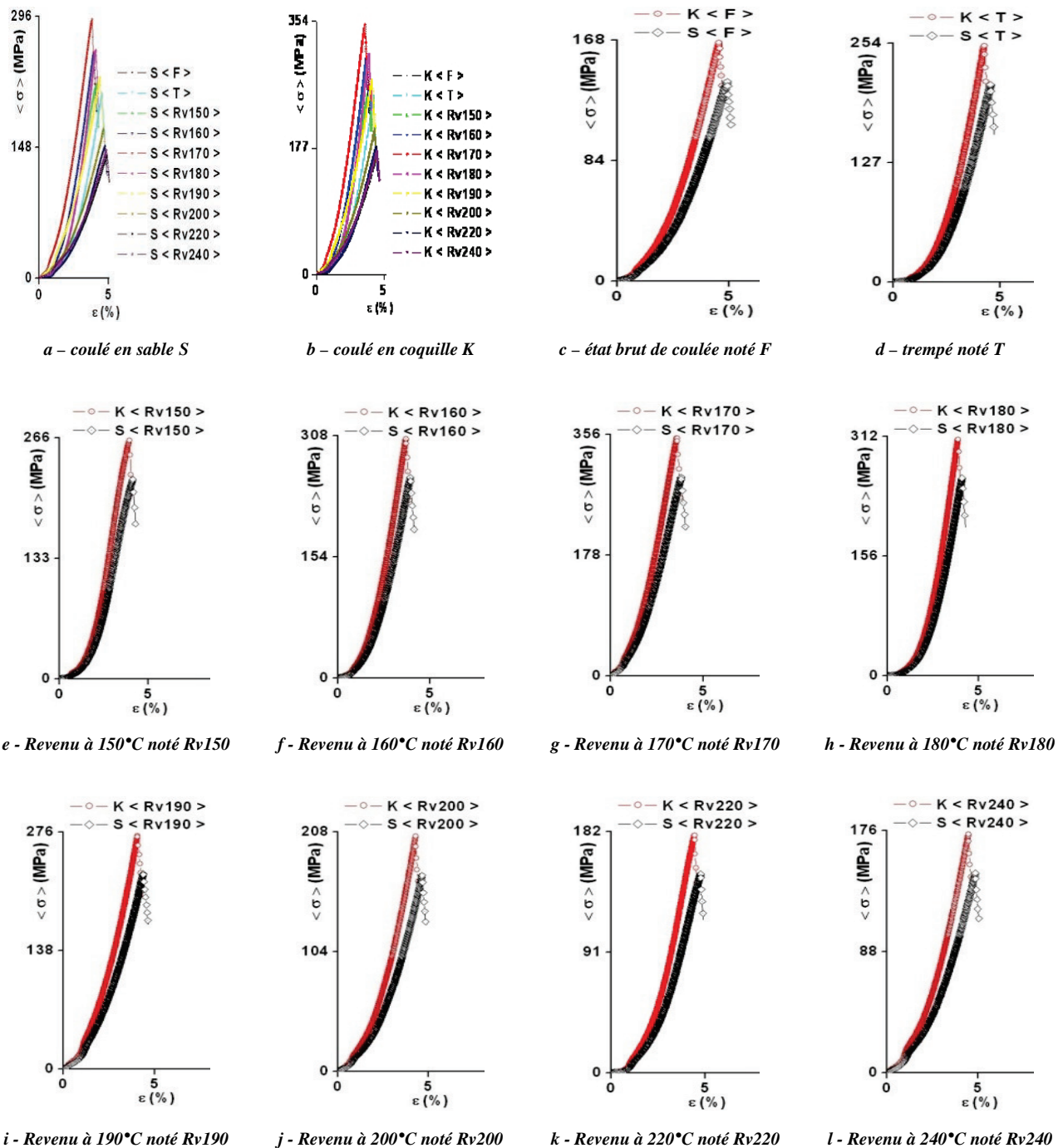


Fig.4 – Courbes moyennes de traction (contrainte – déformation) de comparaison de l’alliage $AlSi_7Zn_3Cu_2Mg$.

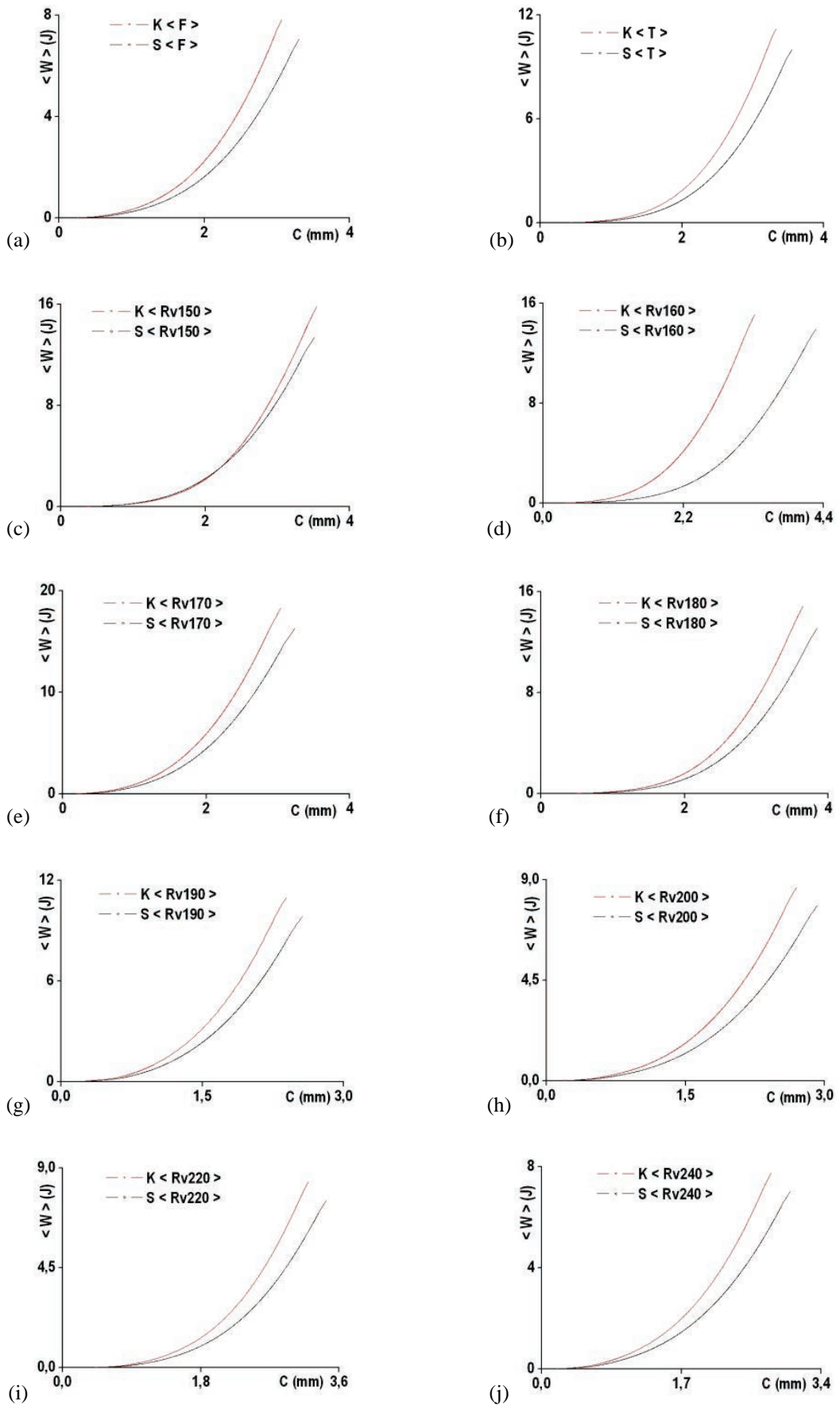


Fig.5 – Courbes moyennes énergie de déformation – course de l’alliage AlSi₇Zn₃Cu₂Mg.

Lors de la solidification de l’alliage dans le moule, il y a présence d’un gradient thermique, c’est-à-dire des variations locales de température entre les points les plus froids qui sont en contact des parois du moule et les points les plus chauds qui se situent au cœur du volume de l’alliage, la germination débute dans les zones les plus froides, le mode de croissance des germes et la taille des dendrites formées dépendent de la vitesse de solidification. Ce temps de solidification est fonction du type de moule utilisé. Dans les moules métalliques, la solidification se produit beaucoup plus rapidement que dans les moules en sable. Il en résulte une structure plus fine. La grosseur de la dendrite de métal exerce une action importante sur ses propriétés mécaniques. Ces propriétés, surtout sa ductilité et sa plasticité, sont plus prononcées lorsque la dendrite est plus grande [12], [19 - 20].

A l’état brut de coulée, l’alliage polycristallin $AlSi_7Zn_3Cu_2Mg$ contenant 7% de Si, 3% de Zn, 2% Cu et $\leq 1\%$ de Mg en masse se solidifie à basse température en particules de formes dendritiques, de différentes tailles et de répartitions aléatoires (α -riche en Al) dans lesquelles des précipités ($\alpha + \beta$) avec (β -riche en Si, Zn, Cu) sont disposés en grosses particules de différentes tailles et dont leur distribution est non uniforme Fig.25-((a), (b)) [5]. 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.

Lors de l’analyse des microstructures obtenues par la microscopie, nous avons remarqué que la taille des dendrites obtenue par le moulage en coquille sont plus fines que celles obtenues par moulage en sable Fig.25-((a), (b)), ce qui explique les résultats obtenus lors de l’essai de traction, de dureté, de microdureté et de résilience Fig.[6 – 24].

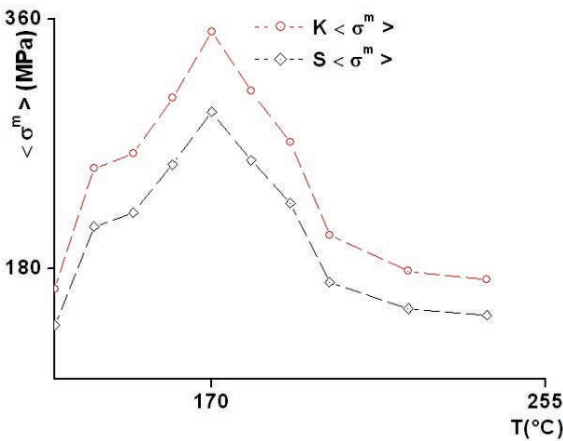


Fig.6 – Comparaison de la contrainte moyenne maximale σ^m en fonction des températures de revenu

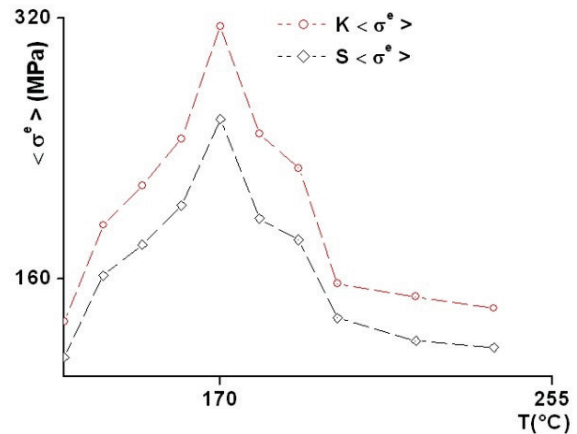


Fig.7 – Comparaison de la contrainte moyenne d’élasticité σ^e en fonction des températures de revenu

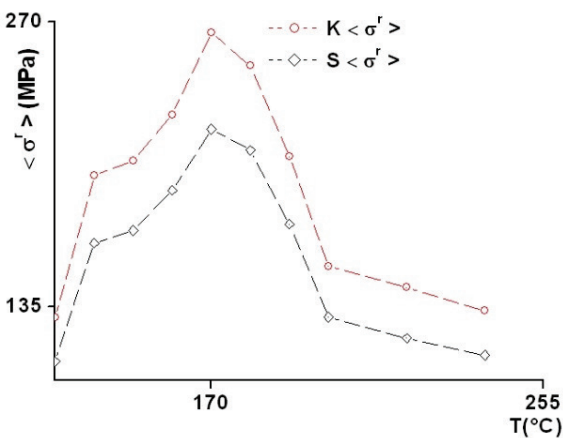


Fig.8 – Comparaison de la contrainte moyenne de rupture σ^r en fonction des températures de revenu

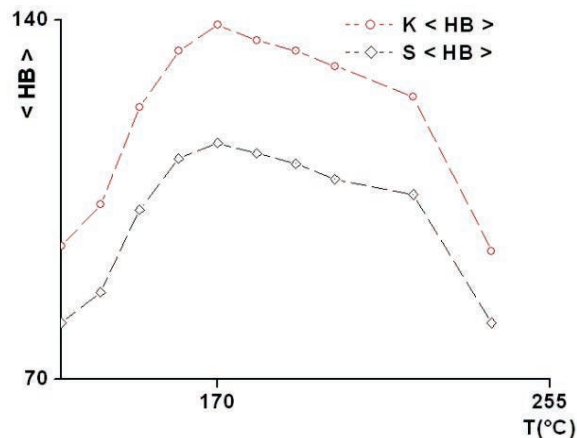


Fig.9 – Comparaison de la dureté Brinell moyenne HB en fonction des températures de revenu

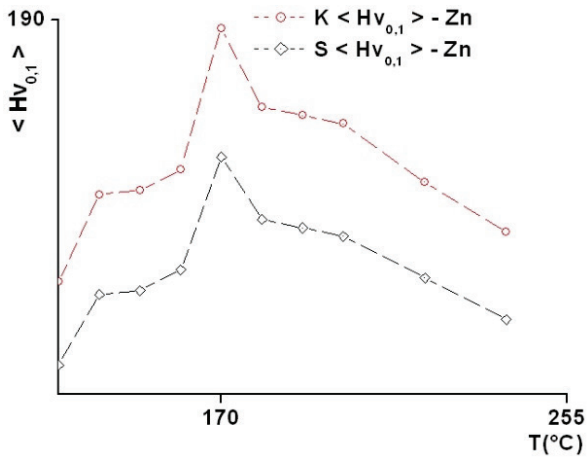


Fig.10 – Comparaison de la microdureté de la zone noire Hv0,1- Zn en fonction des températures de revenu

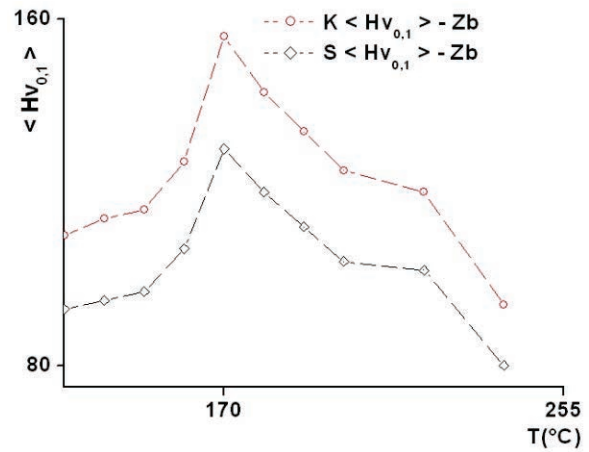


Fig.11 – Comparaison de la microdureté de la zone blanche Hv0,1- Zb en fonction des températures de revenu

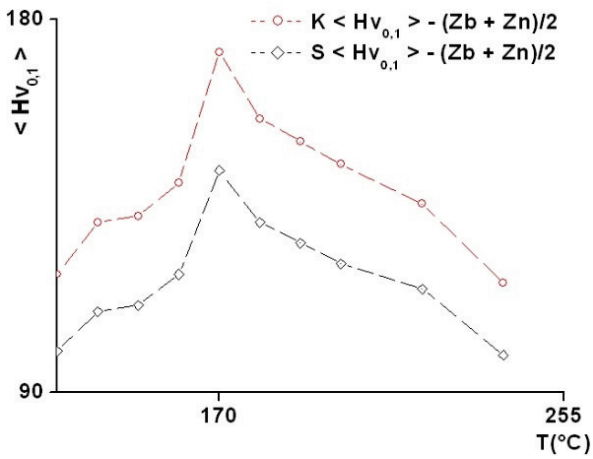


Fig. 12 – Comparaison des microduretés Vickers des deux Zones K(Zb+Zn)/2 et S(Zb+Zn)/2 en fonction des températures de revenu

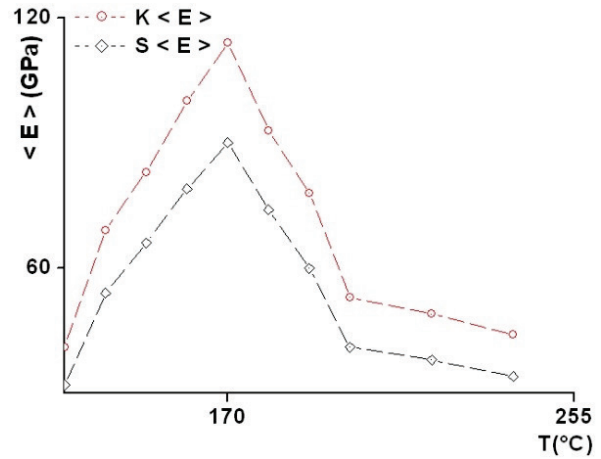


Fig. 13 – Comparaison du module d'Young E en fonction des températures de revenu

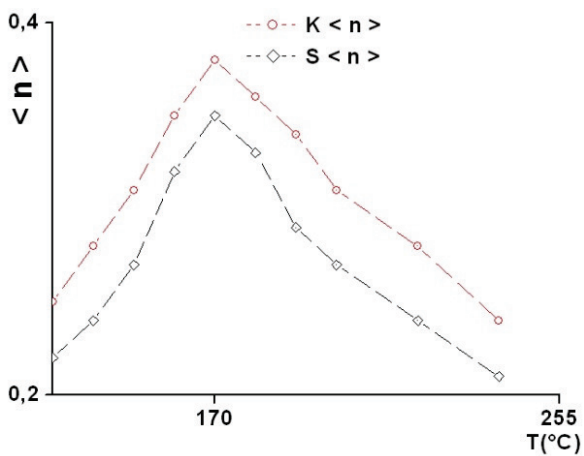


Fig.14 – Comparaison du coefficient d'écroutissage n en fonction des températures de revenu

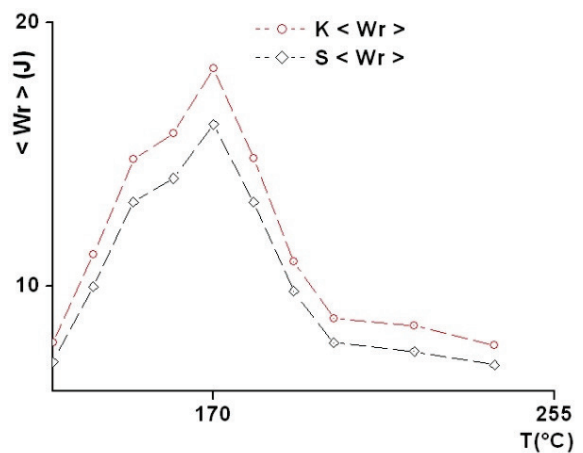


Fig.15 – Comparaison des énergies de déformation de rupture Wr en fonction des températures de revenu

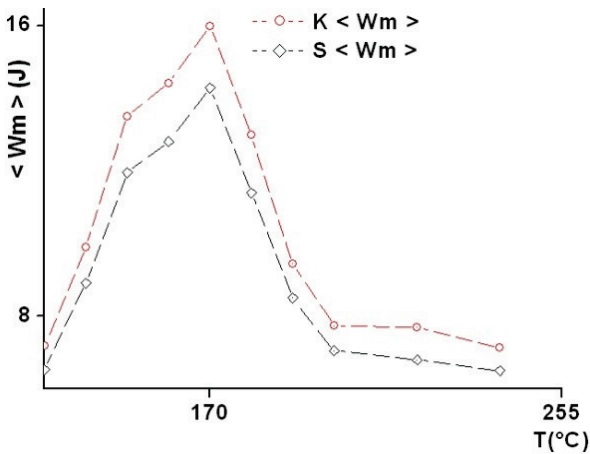


Fig.16 – Comparaison des énergies de déformation maximale W_m en fonction des températures de revenu

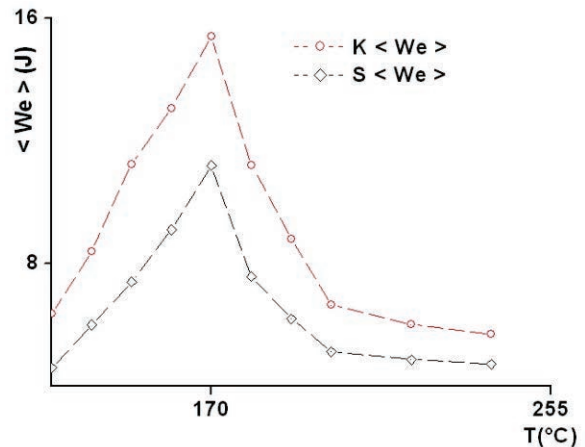


Fig.17 – Comparaison des énergies de déformation élastique W_e en fonction des températures de revenu

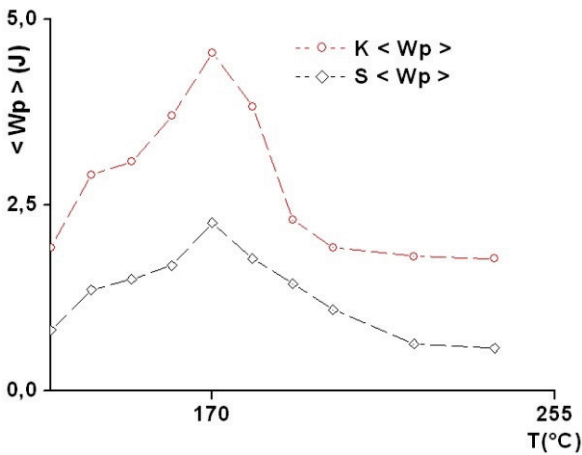


Fig.18 – Comparaison des énergies de déformation plastique W_p en fonction des températures de revenu

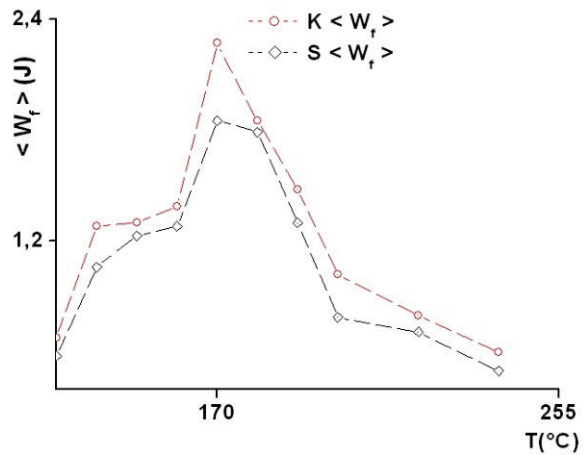


Fig.19 – Comparaison des énergies de déformation de la fissure W_f en fonction des températures de revenu

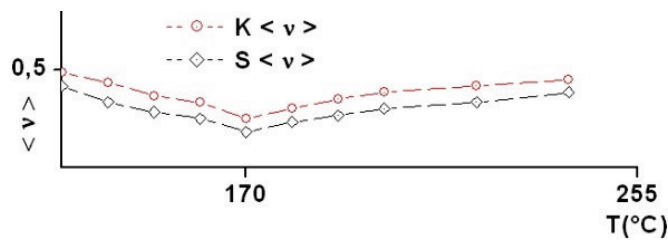


Fig.20 – Comparaison du coefficient de poisson ν en fonction des températures de revenu

5.2 Influence de la température de revenu et du mode d'élaboration sur l'évolution des propriétés de ductilité

Pour améliorer les caractéristiques mécaniques de l'alliage étudié, il faut gêner le mouvement des dislocations [10] dans toute la masse du matériau en provoquant la formation de précipités [14] finement dispersés (Mg_2Si , $MgZn_2$, Al_2Cu , Al_2CuMg etc.), pour cela nous avons fait subir à l'alliage des traitements thermiques spécifiques. L'addition du magnésium est nécessaire pour rendre l'alliage sensible à ce traitement thermique qui s'effectue en quatre étapes:

Le traitement d'homogénéisation [11] a été effectué à 500°C (juste au-dessous de la température de l'eutectique) pendant 8h. Cette température présente une grande influence sur les caractéristiques mécaniques obtenues. Elle permet une diffusion rapide des éléments de soluté (Si, Zn, Cu, Mg) dans la matrice Al. Mais il faut éviter d'atteindre la température de brûlure (température supérieure à celle de l'eutectique) à laquelle l'alliage commence à fondre localement et plus spécialement aux joints des grains. Cette fusion [19] partielle se traduit par une décohésion fragilisante et l'émersion dans le milieu de trempé peut entraîner la naissance de criques aux joints de grains, d'où la nécessité du choix de cette température. Quant au choix du temps de maintien de cette température, il doit être suffisant pour que le silicium présent dans les espaces interdendritiques (plus riches en Si) à l'état brut de coulée puisse diffuser équitablement vers l'intérieur du matériau. Pour cela les dendrites se dissolvent sous formes globulaires allongées et la répartition de l'élément de soluté devient plus au moins uniforme.

Pour maintenir à la température ambiante la structure homogénéisée existante à 500 °C, nous avons effectué une trempé à eau à l'ambiante (20 – 25) °C. Après trempé, la microstructure du matériau étudié est homogène et devient plus fine avec augmentation notable de joints de grains et précipitation de (MgZn₂, Al₂Cu etc.) à l'intérieur des grains, obstacles forts au glissement des dislocations.

Cette trempé [15] engendre à l'intérieur de l'alliage un champ de contraintes résiduelles constituées d'un système équilibré de compression en surfaces et de tension au cœur. L'origine principale de ces contraintes réside dans le gradient thermique entre les différentes couches de l'alliage au cours du refroidissement. Cette accumulation des contraintes est l'une des causes pouvant expliquer l'augmentation de la dureté Brinell.

Pour une répartition plus homogène de ce champ et dans le but d'obtenir une structure uniforme du matériau, le matériau a subi une maturation de 17 h à l'air ambiante (20 – 25) °C suivie immédiatement de différents revenus respectifs de (150, 160, 170, 180, 190, 200, 220 et 240)°C pendant 20h dans une étuve de revenu puis on les laisse refroidir à l'air libre.

La maturation suivie de différents revenus respectifs conduisent à l'augmentation des propriétés de résistances au détriment de la ductilité.

Dans cette région de déformation, les dislocations se déplacent en interagissant avec différents obstacles. Ces obstacles sont divisés en deux grandes catégories: faibles : le champ de Peierls (contraintes créées par les atomes du réseau) et les éléments de soluté (Si, Zn, Cu, Mg) et forts: les dislocations créées lors d'une mise en charge, les joints de grains et les précipités...etc.

La maturation suivie de revenus considérés créent des précipités (Mg₂Si, MgZn₂, Al₂Cu, Al₂CuMg etc.) qui entravent le mouvement de dislocations.

Ces précipités sont disposés le long des joints de grains, dans la matrice mère de l'alliage étudiée et servent de blocage au mouvement des dislocations d'où l'augmentation des caractéristiques de résistances pour les deux modes d'élaboration.

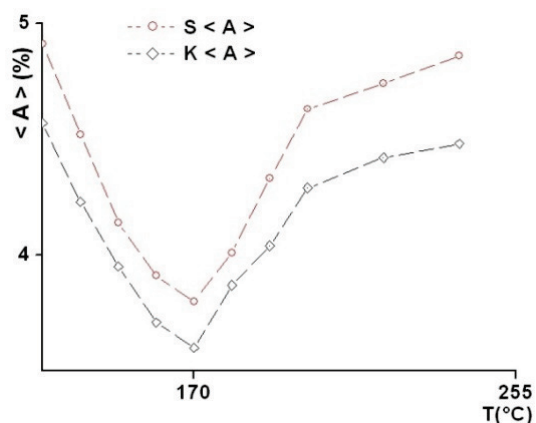


Fig. 21 – Comparaison de l'allongement en pourcentage A% en fonction des températures de revenu

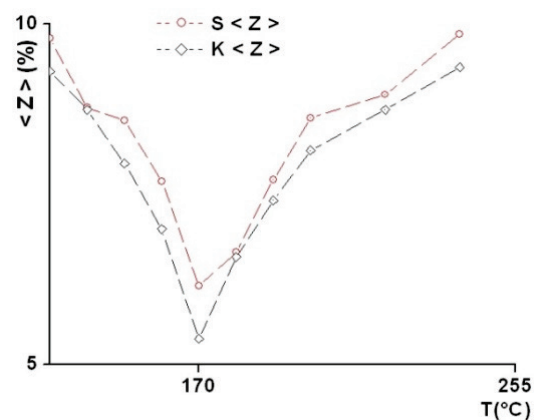


Fig. 22 – Comparaison du coefficient de striction Z% en fonction des températures de revenu

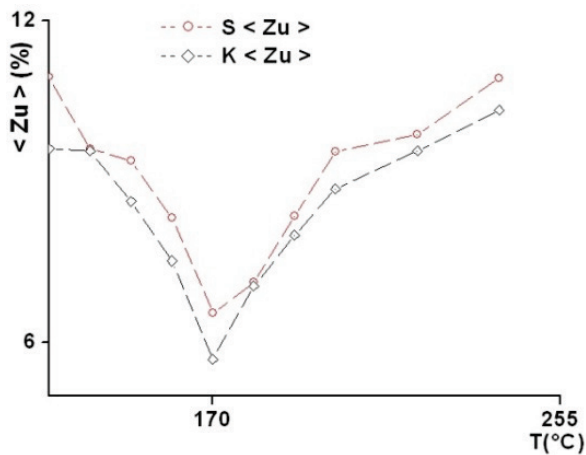


Fig. 23 – Comparaison de l'allongement de striction $Zu\%$ en fonction des températures de revenu

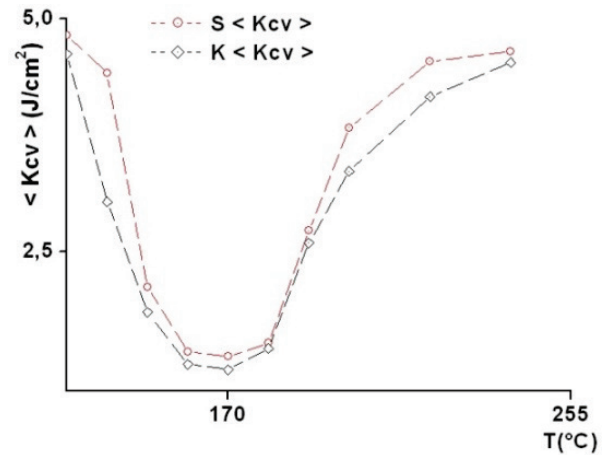


Fig. 24 – Comparaison de la résilience Kcv en fonction des températures de revenu

6 Microstructure de l'alliage de fonderie $AlSi_7Zn_3Cu_2Mg$

Lors de l'analyse des microstructures obtenues par la microscopie, nous avons remarqué que la taille des grains de forme globulaire allongée obtenue par le moulage en coquille sont plus fins que ceux obtenus par moulage en sable, ce qui explique les résultats obtenus lors de l'essai de traction, de dureté, des microduretés et de résilience.

En effet la déformation plastique est facilitée par le mouvement de dislocations sous l'effet d'une contrainte en cisaillement, lors d'une mise sous charge des éprouvettes.

Au cours de leurs déplacements, dans les plans de glissement à l'intérieur d'un même grain, les dislocations vont arriver dans la zone d'un joint de grain et l'on va alors constater que:

- le joint de grains peut constituer un piège fort ; la dislocation disparaît dans la zone perturbée et la déformation plastique est interrompue,
- le joint de grains peut stopper la première dislocation qui se présente ; les suivantes ne pouvant poursuivre leur mouvement viendront s'empiler derrière elle et le glissement sera interrompu.

Les déplacements des dislocations seront d'autant plus gênés et de ce fait, le durcissement obtenu sera d'autant plus important que les dislocations rencontrent un plus grand nombre de joints de grains.

L'étude des courbes précédemment citées nous a permis de déterminer les caractéristiques mécaniques de chaque état des deux modes de coulée (sable et coquille), les Fig. 6 – 24 représentent ces différents résultats obtenus au cours de notre étude pour les différentes propriétés mécaniques de notre alliage $AlSi_7Zn_3Cu_2Mg$.

En approfondissant l'étude, nous avons comparé les résultats obtenus des différentes propriétés de résistances Fig. 6 à 19 et de ductilité Fig. 21 à 24 de chaque état pour chaque mode d'élaboration sable (S) et coquille (K).

L'analyse des courbes 4(a) et 4(b) nous montrent que la courbe de l'état $Rv170^\circ C$ est très en dessus de toutes celles des autres états quel que soit le mode d'élaboration en sable ou en coquille.

La Figure 4 nous montre que toutes les courbes du mode de coulée en coquille sont très en dessus de celles du mode de coulée en sable quels que soient les états considérés.

De même tous les graphes du mode de coulée en coquille sont très en dessus de ceux du mode de coulée en sable quels que soient les états considérés Fig. 6 à 20 au détriment des graphes de ductilité Fig. 21 à 24.

Quel que soit le mode de coulée en sable ou en coquille, les figures 6 à 19 nous montrent que les graphes des propriétés de résistances en fonction des températures de revenu croissent de l'état brut de coulée : F à l'état trempé : T (précipités incohérents) puis $Rv160^\circ C$ avec des précipités semi cohérents pour enfin croître de ce dernier et atteindre la valeur maximale

à l'état Rv170°C (précipités cohérents) pour ensuite décroître jusqu'à Rv200°C (précipités semi cohérents) puis Rv240°C avec des précipités incohérents au détriment des propriétés de ductilité Fig. 21 à 24 qui décroissent de l'état brut de coulée: F à l'état Rv170°C valeur minimale pour ensuite croître jusqu'à Rv240°C. Alors que le coefficient de Poisson (Fig.20) intrinsèque reste pratiquement constant. La vitesse de croissance ou de décroissance est différente d'une propriété à l'autre. Il ressort que les valeurs extrinsèques des différentes contraintes, la dureté Brinell, les microduretés Vickers, le module d'Young, le coefficient de consolidation et les différentes énergies de déformation (Fig. 6 – 19) de l'alliage à l'état Rv170°C sont supérieures à celles des autres états. L'analyse de ces résultats nous montre que le compromis est l'état Rv170°C pour des pièces de résistance quels que soient les états considérés car le processus des vieillissements se sont achevés au bout d'un temps de maturation bien choisi suivi d'un revenu complet à une température et une durée bien déterminées.

Sur les figures 10 à 12, on observe le graphe de la microdureté moyenne de la zone noire est nettement au-dessus de celui de la microdureté moyenne de la zone blanche quels que soient les états considérés et le mode d'élaboration.

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

Toutes les courbes (Fig. 4) obtenues présentent presque une même allure qui se distingue par deux régions différentes :

Une grande partie élastique linéaire, une petite partie plastique avec absence du domaine plastique hétérogène.

Le mode de rupture est semblable à une rupture fragile pour sept raisons principales suivantes:

1. $A\% < 5\%$ (Fig.21),
2. $Z < 0,1$ est faible (Fig.22),
3. K_{cv} est très faible (Fig.24),
4. les différentes énergies de rupture sont très faibles Fig. 15 à 19,
5. les faciès de rupture (traction, résilience, flexion) Fig. 27 à 29 présentent un aspect brillant à grain et nous montrent une rupture fragile intergranulaire [18],
6. le facteur d'intensité de contraintes KI (Fig. 31) qui caractérise quantitativement la résistance de l'alliage à la propagation brutale d'une fissure en mode I est très faible,
7. lors d'une mise sous charge de l'éprouvette, cette dernière présente une surface de rupture horizontale (Fig. 30), car la contrainte de cisaillement est maximale sur les plans horizontaux de 90° par rapport à la ligne de la force de traction appliquée.

Le mode de rupture est probablement de type I avec chargement sévère et perpendiculaire au plan de la fissure [17].

Quels que soient les états considérés des deux modes de coulée en sable et en coquille, les propriétés de résistances croissent de l'état brut de coulée noté : F à l'état Rv170°C, pour décroître jusqu'à l'état Rv240°C. Pour cela, les caractéristiques de résistances sont maximales au détriment de la ductilité quels que soient les états considérés pour les deux modes de coulée en:

Sable et en coquille : au revenu Rv170°C

De même les courbes (contraintes - déformations) au revenu Rv170°C sont au-dessus des autres états étudiés.

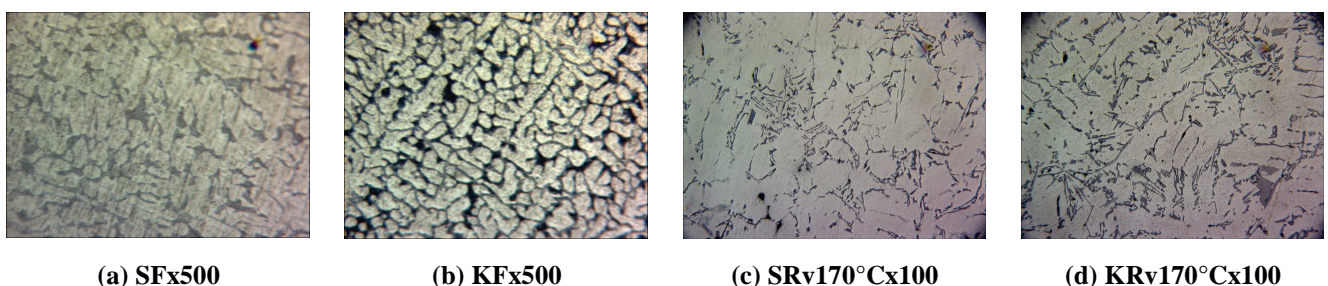
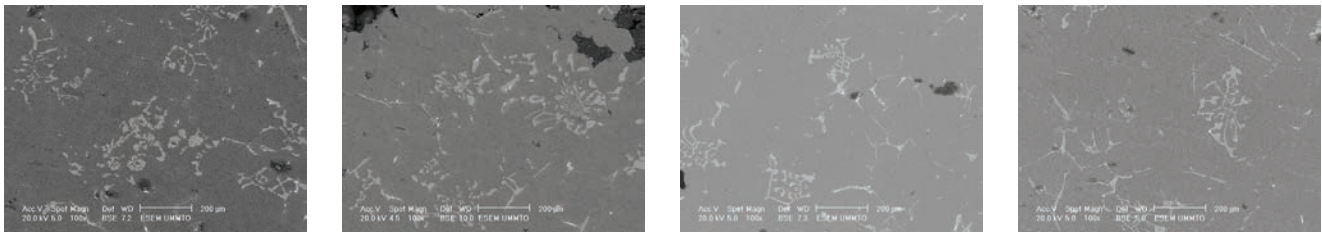


Fig.25 - Structures micrographiques de l'alliage de fonderie AlSi7Zn3Cu2Mg coulé en sable et en coquille.



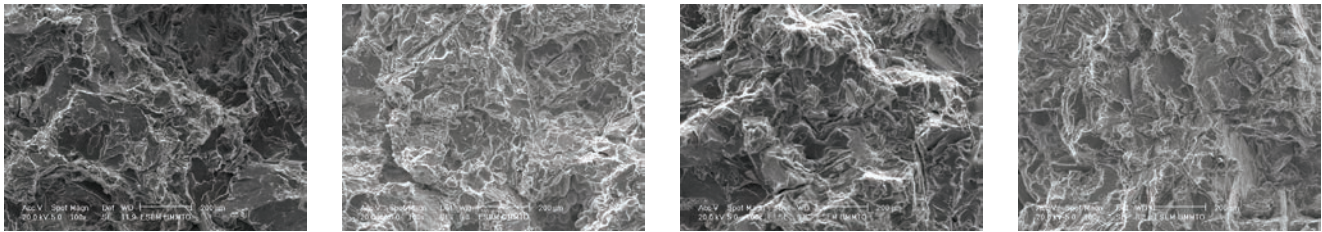
(a) SF

(b) KF

(c) SRv170°C

(d) KRv170°C

Fig.26 - Microstructures obtenues au MEB de l'alliage de fonderie AlSi7Zn3Cu2Mg coulé en sable et en coquille.



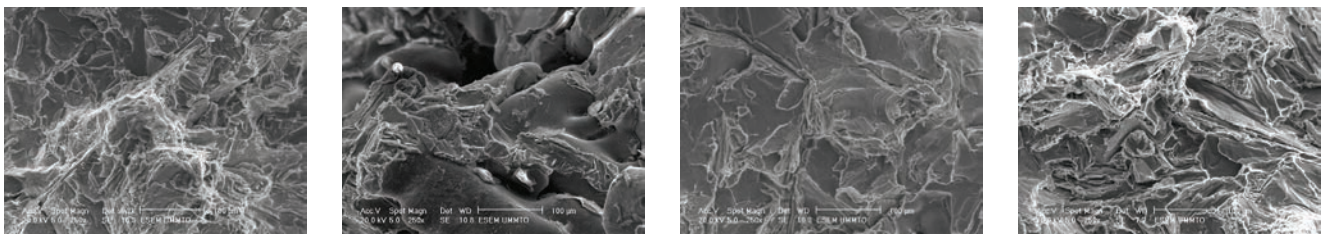
(a) SF

(b) KF

(c) SRv170°C

(d) KRv170°C

Fig.27 - Faciès de rupture en traction obtenus au MEB de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg coulé en sable et en coquille.



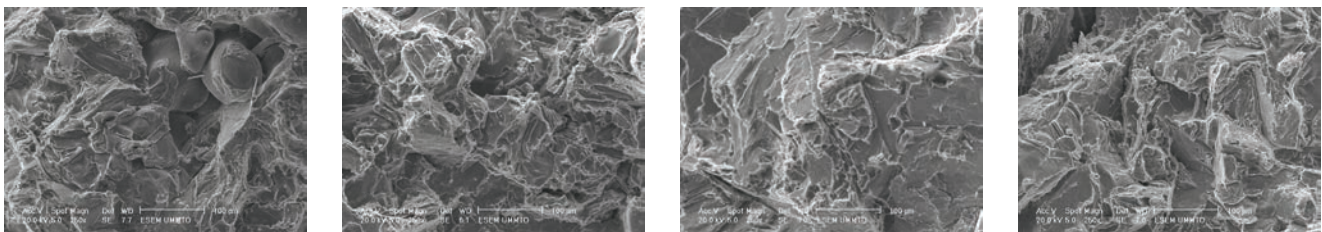
(a) SF

(b) KF

(c) SRv170°C

(d) KRv170°C

Fig.28 - Faciès de rupture en résilience obtenus au MEB de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg coulé en sable et en coquille.



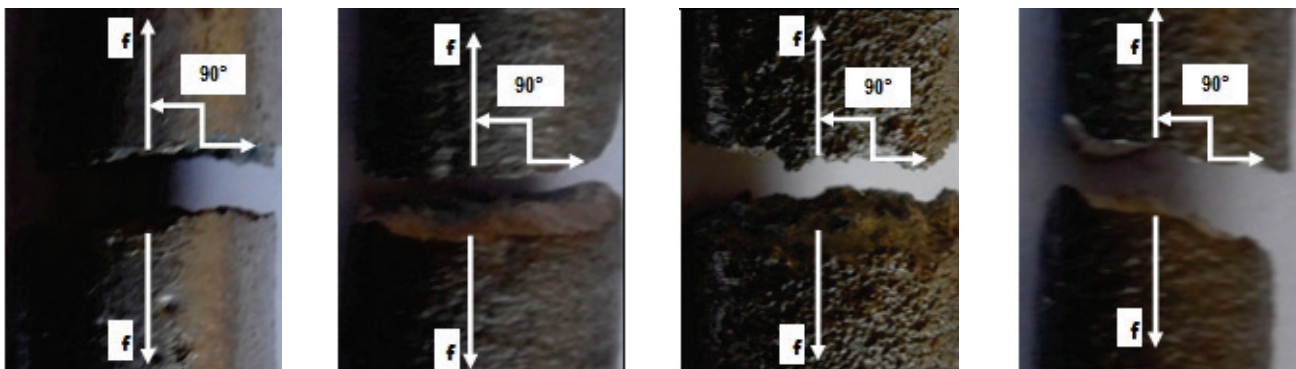
(a) SF

(b) KF

(c) SRv170°C

(d) KRv170°C

Fig.29 - Faciès de rupture en flexion obtenus au MEB de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg coulé en sable et en coquille.



(a) SF

(b) KF

(c) SRv170°C

(d) KRv170°C

Fig. 30 - Rupture fragile à 90° par rapport à l'axe de traction de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg coulé en sable et en coquille avec f – effort de traction.

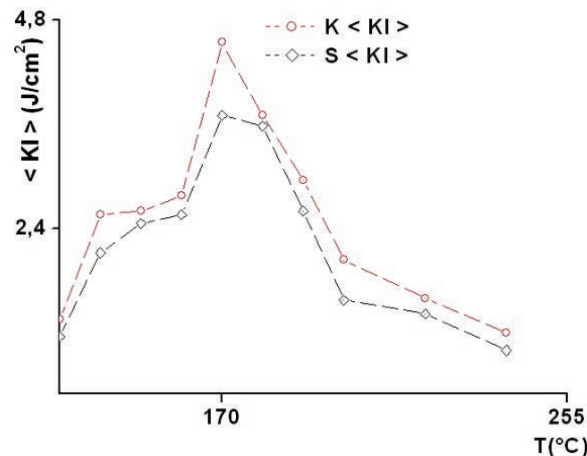


Fig. 31 – Facteur d'intensité de contraintes en fonction de la température de revenu de l'alliage $AlSi_7Zn_3Cu_2Mg$ coulé en sable et en coquille.

7 Conclusion

Toutes les courbes (contraintes - déformations) du mode de coulée en coquille métallique, quels que soient les états considérés, se situent en dessus des autres courbes du mode de coulée en sable. Les graphes des propriétés de résistance en coquille sont en dessus de ceux du mode en sable au détriment de la ductilité quels que soient les états étudiés.

Finalement, nous recommandons la coulée en coquille avec un revenu à $Rv170^\circ C$ pour des pièces de résistances de grandes et moyennes séries. Par contre la série unitaire doit être en sable avec un revenu à $Rv170^\circ C$ pour les pièces de grandes dimensions.

REFERENCES

- [1]- 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 MAMMARI de Tizi – Ouzou, Algérie, 2014
- [2]- M. Colombié, A. Coll, Matériaux métalliques. 2ème Edition, Dunod, Paris, 2008.
- [3]- G. Dour, Aide-mémoire Fonderie, Edition Dunod, 2^{ème} Edition, 2016
- [4]- J. Baralis, G. Maeder, Précis de Métallurgie – Elaboration, structure-propriétés, normalisation. Afnor-Nathan, Paris, 2005.
- [5]- D.R. Askeland, P.P. Fulay, W.J. Wright, The Science and Engineering of Materials. 3rd Edition, PWS Publishing Company Boston, 1994.
- [6]- A. Hakem, A. Hakem, Y. Bouafia, Study of behavior and the damage in tensile and with the shock of the eutectic alloy $AlSi_{13}Mg$ unstandardized. Mater. Today-Proc. 2(10A) (2015) 4984-4991. doi:10.1016/j.matpr.2015.10.087.
- [7]- M. Clavel, P. Bompard, Endommagement et rupture des matériaux 1: généralités, matériaux métalliques. Edition Lavoisier, 2009.
- [8]- J.-P. Leblond, Mécanique de la rupture fragile et ductile. Collection Etudes en mécanique des matériaux & des structures, Edition Lavoisier, 2003.
- [9]- D. François, Essais mécaniques et lois de comportement. Edition Lavoisier 2001.
- [10]- J.-L. Martin, J. Wagner, Dislocations et plasticité des cristaux. 1^{ère} édition, Ed. Cahiers de Physique, Presses Polytechniques et Universitaires Romandes, 2000.
- [11]- P. Guiraldeq, Diffusion dans les métaux. Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques. M55, 1994.
- [12]- G. Lesoult, Solidification – Cristallisation et microstructures. Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, M58, 1986.
- [13]- B. Dubost, P. Sainfort, Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium. Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, M240, 1991.
- [14]- D. Adenis, J.-P. Moulin, A. Guilhaudis, Influence de diverses additions mineures sur la structure et les propriétés d'un alliage aluminium-zinc-magnésium. Mem. Sc. Rev. Met. 66(2) (1969) 35-149.
- [15]- Y. Develay, Traitements thermiques des alliages d'aluminium. Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux

métalliques. M1290, 2000.

- [16]- J. Charbonnier, Gaz dans les alliages d'aluminium de fonderie, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques. M218, 1991.
- [17]- A. Pokorny, J. Pokorny, Fractographie : Morphologie des cassures, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques. M4121, 2002.
- [18]- G. Pluinage, 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)
- [19]- J.-J. Perrier, S. Jacob, Fusion, moulage et fonderie des alliages d'aluminium. Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, M3639, 2004
- [20]- R. Portalier, Fonderie et moulage des alliages d'aluminium. Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques. M810a, 1990.
- [21]- S. Jacob, Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie. Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques. M4675. 2001