

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou

ⵝⵓⵏⵉⵏ ⵏ ⵓⵏⵉⵎⵉⵏ ⵏ ⵓⵏⵉⵎⵉⵏ



FACULTE DE GENIE DE LA CONSTRUCTION
Département de Génie Mécanique



MEMOIRE DE MASTER

OPTION : Génie Mécanique

SPECIALITE : Fabrication Mécanique et Productique.

Présenté par :

Amar SLIMANI

THEME

**Homogénéisation - Propriétés de flexion et structurales de
l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation**

Devant le jury composé de :

Mr. BILEK	Ali	Professeur	Président	UMMTO
Mr. HAKEM	Ahmed	MCA	Directeur	UMMTO
Mr. BOURAS	Rachid	Professeur	Examineur	UMMTO
Mr. LOUTIS	Sidali	Doctorant	Copromoteur	UMMTO

Présenté le : 25/09/2023 à 9h00

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou

ⵍⵓⵏⵓⵔ ⵎⵎⵎⵉⵔ ⵉⵏ ⵜⵉⵣⵉⵓⵣⵓ



Faculté de Génie de la Construction
Département de Génie Mécanique



Mémoire

En vue de l'obtention du
Diplôme de **Master** en **Génie Mécanique**
Option : **Fabrication Mécanique et Productique**.

THEME

**Homogénéisation - Propriétés de flexion et structurales de
l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation**

Proposé et dirigé par :

Ahmed HAKEM Maître de Conférences classe A

Présenté par :

Amar SLIMANI

ANNEE: 2022 - 2023

REMERCIEMENTS

Je remercie Dieu le tout puissant qui m'a donné la force et le courage afin de réaliser ce mémoire de Master.

*J'adresse mes vifs remerciements à mon directeur de mémoire Monsieur **Ahmed HAKEM** Maître de Conférences de classe A (MCA) au Département de Génie Mécanique, Faculté de Génie de la Construction, Université Mouloud MAMMERY de Tizi-Ouzou d'avoir accepté de m'encadrer, de diriger ce modeste travail et d'avoir assisté à sa finalisation.*

*Je tiens aussi à remercier le doctorant et Copromoteur Monsieur **Sidali LOUTIS** pour m'avoir aussi aidé lors de la réalisation de mes expériences et de m'avoir orienté du mieux qu'il pouvait.*

Mes remerciements vont également aux membres du jury pour l'honneur qu'ils m'ont fait en acceptant d'examiner et de juger ce modeste travail.

Je tiens aussi à remercier le personnel de la bibliothèque de Génie Mécanique, du laboratoire de SDM de Hasnaoua II, du Hall de Technologie d'Oued Aïssi, de la Société Nationale des Véhicules Industriels de Rouïba (Alger) et de l'Entreprise Electro – Industries de Fréha (Azazga) respectivement Unités Fonderie Aluminium coulée par gravité et sous pression par injection.

Que tous ceux qui m'ont aidé de près ou de loin trouvent ici, mes remerciements les plus vifs et ma profonde reconnaissance.

DEDICACES

Je dédie ce modeste travail à :

- *Ma très chère famille à laquelle je dois tout,*
- *Mes proches et mes camarades qui m'aiment,*
- *Tous les enseignants qui ont contribué à ma réussite durant mon parcours éducatif,*
- *Et aux gens qui me sont les plus chers au monde.*

Amar

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE	01
------------------------------------	-----------

PARTIE I - APERÇU BIBLIOGRAPHIQUE

CHAPITRE I.1 - ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

I.1.1. Introduction.....	02
I.1.2. Les différents alliages	04
I.1.2.1. Alliages corroyés	04
I.1.2.2. Alliages de moulage.....	04
I.1.2.3. Alliages de frittages	05
I.1.3. Désignation des différents alliages d'aluminium.....	06
I.1.3.1. Désignation des alliages de corroyage.....	06
I.1.3.2. Désignation des alliages de moulage	07

CHAPITRE I.2 - ELABORATION DE L'ALLIAGE D'ALUMINIUM $AlSi_9Cu_3ZnMg$

A PARTIR D' $AlSi_7Mg$

I.2.1. Distinctions entre L' $AlSi_7Mg$ et les alliages $AlSi_7Mg_{0,3}$ (42100) et $AlSi_7Mg_{0,6}$ (42200)	08
I.2.2. Les caractéristique	08
I.2.3. Elaboration de 42000	09
I.2.4. Influence des éléments alliés	10
I.2.5. Fusion.....	11
I.2.6. Moulage en coquille.....	13
I.2.7. Traitement thermique	13
I.2.8. Principaux défauts des pièces traitées.....	14
I.2.9. Contrôle des résultats.....	15

CHAPITRE I.3 - TRAITEMENTS THERMIQUES ET FOUR

I.3.1. Traitements thermiques.....	16
I.3.1.1. Importance des traitements thermiques pour l'aluminium	16
I.3.1.2. Les différents traitements thermiques	16
I.3.2. Désignation des traitements thermiques	18
I.3.3. Les fours.....	19

CHAPITRE I.4 - ESSAIS MECANIQUES ET MICROSTRUCTURE

I.4.1. Essai de flexion	21
I.4.1.1. Essai de flexion trois points	21
I.4.1.2. Essai de flexion quatre points	23
I.4.2. Dureté (HB, HV, HR) 15kgf	24
I.4.3. Microdureté HV (0,05g - 0,1g)	25
I.4.4. La résilience	26
I.4.5. Microscopie métallographique	28

CHAPITRE I.5 - DEFAUTS CRISTALINS ET DIFFUSION

I.5.1. Défauts cristallins.....	30
I.5.1.1. Les défauts ponctuels.....	30
I.5.1.2. Défauts à une dimension (défaut linéaire)	31
I.5.1.3. Défauts à deux dimensions (défauts plans).....	33
I.5.1.4. Défauts 3D (défauts volumique).....	33
I.5.2. La diffusion.....	35
I.5.2.1. Définition	35
I.5.2.2. Mécanisme de diffusion.....	35
I.5.2.3. Lois de la diffusion	36

PARTIE II - PARTIE EXPERIMENTALE

CHAPITRE II.1 - APPAREILLAGE

Introduction	38
II.1. Appareillages.....	38
II.1.1. Scie mécanique	39
II.1.2. Usinage des éprouvettes et des échantillons.....	40
II.1.3. Traitement thermique	41
II.1.3.1. Four de trempé.....	41
II.1.3.2. Etuve.....	41
II.1.4. Les essais mécanique.....	42
II.1.4.1. Machine de flexion	42
II.1.4.2. La machine de résilience	43
II.1.4.3. Les polisseuses	43

II.1.4.4. Duromètre et microduromètre	44
II.1.4.5. Attaque chimique.....	44
II.1.4.6. Analyse microscope.....	45
II.1.4.6.1. Microscope optique	45
II.1.4.6.2. MEB.....	45

CHAPITRE II.2 - METHODE EXPERIMENTALE ET ELABORATION DE L'ALLIAGE AlSi9Cu3ZnMg

II.2.1. Matériaux étudiés	46
II.2.2. Elaboration des matériaux à étudier.....	46
II.2.2.1. Usinage	46
II.2.2.2. Traitements thermiques	46
II.2.3. Essai mécanique	47
II.2.4. Attaque chimique.....	49
II.2.5. Analyse structurale	49

PARTIE III - RESULTATS ET DISCUSSION

III.1. Introduction	51
III.2. Influence du durcissement structural sur la flexion.....	51
III.3. Interprétation des résultats	51
III.3.1. Courbes de flexion de l'alliage de fonderie AlSi9Cu3ZnMg	52
III.3.2. Propriétés mécaniques de l'alliage de fonderie AlSi9Cu3ZnMg.....	55
III.4. Structure de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg	60
III.5. Métallographie de l'alliage étudié.....	61
Conclusion.....	62

CONCLUSION GENERALE	63
----------------------------------	-----------

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	64
--	-----------

RESUME

Nomenclature des symboles

AlSi9Cu3ZnMg - Alliage de fonderie avec :

Al - Aluminium

Si9 - 9% de Silicium

Cu3 - 3% de cuivre

Zn - Zinc

Mg - Magnésium

F - But de coulée

K - Coquille

ϵ (%) - Déformation

TH520°C, TH540°C et TH550°C - Températures d'Homogénéisation (520, 540 et 550)°C

σ^M (MPa) - Contrainte maximale à la flexion

σ^e (MPa) - Contrainte ou Limite d'élasticité à la flexion

σ^r (MPa) - Contrainte à la rupture à la flexion

HB - Dureté Brinell

Hv0,1 - Microdureté Vickers à 1 g

E (GPa) - Module d'élasticité d'Young

A% - Elongation ou allongement en pourcent

Z% - Coefficient de striction

Zu% - Allongement de striction

K (J/cm²) - Résilience en V

S (cm²) - Surface

H - Dureté

Hv - Dureté Vickers

T (°C) - Température

F (N) - Force

S₀ - Surface initiale

CFC - Cubique à face centrée

D (mm) - Diamètre de la bille

d (mm) - Diamètre de l'empreinte.

SNVI - Société Nationale du Véhicule Industrie

EI - Electro-Industrie

M - Masse Atomique

MEB - Microscope électronique à balayage

LISTE DES FIGURES

Figure I.1.1 - structure cristalline de l'aluminium	02
Figure I.1.2 - Abondance des éléments dans la croûte terrestre.....	03
Figure 1.1.3 - Diagramme d'équilibre des phases du système AlSi.....	05
Figure I.3.1 - Cycle de traitement thermique des alliages d'aluminium	17
Figure I.3.2 - Cycle thermique du durcissement structural	18
Figure I.4.1 - Schéma représentant l'essai de flexion trois points	21
Figure I.4.2 - Diagramme de l'effort tranchant et du moment fléchissant.....	23
Figure I.4.3 - Essai de flexion 4 point	23
Figure I.4.4 - Essai de dureté Brinell	24
Figure I.4.5 - Principe de l'essai Vickers	25
Figure I.4.6 - Principe de l'essai Rockwell B (HRB)	26
Figure I.4.7 - Courbe de traction montrant la ténacité	27
Figure I.4.8 - Essai de Charpy.....	27
Figure I.5.1 - type de défauts ponctuels	31
Figure I.5.2 - (a) Modèle d'un cristal parfait. (b) dislocation coin. (c) dislocation vis.....	31
Figure I.5.3 - Dislocation mixte	32
Figure I.5.4 - joint de grains.....	33
Figure I.5.5 - représentation schématique d'un pore.....	34
Figure I.5.6 - Différentes précipités	35
Figure I.5.7 - Mécanisme de diffusion à l'échelle atomique.....	36
Figure II.1.1 - Moule en coquille	38
Figure II.1.2 - Cylindres moulés en coquille	39
Figure II.1.3 - Scie mécanique de type ALMOSMA3	39
Figure II.1.4 - Fraiseuse Verticale F 5AI.....	40
Figure II.1.5 - échantillon pour l'essai de dureté et de la structure.....	40
Figure II.1.6 - Four de trempe.....	41
Figure II.1.7 - Etuve utilisée	42
Figure II.1.8 - Machine de flexion (IBERTEST).....	42
Figure II.1.9 - pendule de Charpy	43
Figure II.1.10 - éprouvette de résilience	43
Figure II.1.11 - polisseuses	44

Figure II.1.12 - Duromètre.....	44
Figure II.1.13 - Microscope optique	45
Figure II.1.14 - MEB	45
Figure II.2.1 - Cycle thermique.....	47
Figure II.2.2 - Géométrie de l'éprouvette pour l'essai de flexion	48
Figure II.2.3 - Formes et dimension de l'échantillon pour l'essai de dureté	48
Figure II.2.4 - forme et dimension de l'éprouvette de résilience.....	49
Figure III.1 - Courbes de la contrainte normale en FLEXION en fonction de la déformation de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg aux états: (a) - brut de coulée noté: $\langle F \rangle$ et homogénéisés notés: (b) - $\langle TH520^{\circ}C \rangle$, (c) - $\langle TH540^{\circ}C \rangle$, (d) - $\langle TH550^{\circ}C \rangle$ et (e) – groupement des 4 états correspondants avec $\langle \sigma \rangle$ - contrainte moyenne, $\epsilon(\%)$ – déformation	54
Figure III.2 - (f) – graphe, (g) – histogramme et (h) – secteur de la contrainte maximale $\langle \sigma^M \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg	55
Figure III.3 - (f) – graphe, (g) – histogramme et (h) – secteur de la contrainte d'élasticité $\langle \sigma^e \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg.....	55
Figure III.4 - (f) – graphe, (g) – histogramme et (h) – secteur de la contrainte de rupture $\langle \sigma^r \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg	56
Figure III.5 - (f) – graphe, (g) – histogramme et (h) – secteur de la dureté Brinell $\langle HB \rangle$ en de l'homogénéisation de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg.....	56
Figure II.6 - (f) – graphe, (g) – histogramme et (h) – secteur de la microdureté Vickers $\langle Hv_{0,1} \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg.....	57
Figure III.7 - (f) – graphe, (g) – histogramme et (h) – secteur du module d'Young $\langle E \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg	57
Figure III.8 - (f) – graphe, (g) – histogramme et (h) – secteur de l'allongement $\langle A\% \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg	58
Figure III.9 - (f) – graphe, (g) – histogramme et (h) – secteur du coefficient de striction $\langle Z\% \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg	58
Figure III.10 - (f) – graphe, (g) – histogramme et (h) – secteur de l'allongement de striction $\langle Zu\% \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg.....	59
Figure III.11 - (f) – graphe, (g) – histogramme et (h) – secteur de la résilience $\langle Kcv \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg	59
Figure III.12 - Structures micrographiques de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg.....	60

LISTE DES TABLEAUX

Tableau I.1.1 - Propriétés physiques de l'aluminium pur	03
Tableau I.1.2 - Propriétés mécaniques de l'aluminium pur à 20°C	04
Tableau I.1.3 - Désignation des séries principales des alliages de l'aluminium.....	06
Tableau I.1.4 - Groupe d'alliages d'aluminium	07
Tableau I.2.1 - Caractéristique mécaniques	08
Tableau I.2.2 - Composition chimique de l'alliage EN AC-42000	09
Tableau I.2.3 - Composition chimique des lingots d'AlSi7Mg	09
Tableau I.2.4 - Tableau de l'analyse chimique.....	12
Tableau I.3.1 - Désignations des états métallurgiques.....	19
Tableau I.4.1 - Les dimensions des éprouvettes de résilience	27
Tableau II.2.1 - Composition pondérale du réactif.....	49

INTRODUCTION GENERALE

L'élaboration et la caractérisation des alliages sont d'un grand intérêt technologique et pratique. Avant de les utiliser dans une application donnée, il est nécessaire d'entreprendre une étude préalable de leurs propriétés mécaniques qui devront répondre à leur bon fonctionnement dans diverses réalisations afin de les exploiter rationnellement et d'éviter, dans certains cas, des catastrophes conduisant à des graves conséquences.

Dans cette présente étude, je me suis intéressé à l'influence de la variation de la Température d'Homogénéisation par incrément de (10 - 20)°C précédé d'une trempe à eau à température ordinaire (20 - 25)°C suivi immédiatement d'une maturation de 16h pour chaque traitement d'Homogénéisation correspondant sur l'évolution des caractéristiques mécaniques de résistance, de ductilité et structurales de l'alliage hypoeutectique AlSi9Cu3ZnMg soumis à l'essai de flexion simple à 3 appuis. Cet alliage est élaboré par le moulage en coquille par gravitation en considérant quatre états: brut de coulée noté F et Températures d'Homogénéisation suivantes désignés TH520°C, TH540°C et TH550°C. Les pièces élaborées à partir de cet alliage font partie des accessoires rentrant dans diverses réalisations (corps de pompe, poulies de commande, culasses, bâtis, carcasses de boites à vitesse et d'avance...etc.) de la SNVI de Rouïba et de l'Electro - Industries de Fréha (Azazga).

L'objectif visé par ce présent travail consiste à élaborer par fusion des éprouvettes de l'alliage de fonderie AlSi9Cu3ZnMg afin d'étudier l'influence de la variation de la Température d'homogénéisation sur l'évolution des propriétés mécaniques de flexion, de dureté HB, de microdureté Hv, de résilience Kcv et de microstructure de cet alliage AlSi9Cu3ZnMg.

Pour cela quatre techniques sont utilisées à savoir :

- 01 - La flexion simple à 3 appuis pour déterminer les propriétés mécaniques de flexion,
- 02 - La dureté HB et la microdureté Hv pour le champ de contrainte,
- 03 - La résilience Kcv pour évaluer la fragilité,
- 04 - La microstructure pour identifier les différentes structures.

PRESENTATION DU MEMOIRE

Notre étude s'articule autour d'une introduction générale, de trois grandes parties, d'une conclusion générale et on termine par une liste de références bibliographiques.

La première partie - nous livre un aperçu bibliographique et contient cinq chapitres :

- Chapitre I.1 - Aluminium et ses alliages,
- Chapitre I.2 - Elaboration de l'alliage d'aluminium AlSi9Cu3ZnMg à partir d'AlSi7Mg,
- Chapitre I.3 - Traitements thermiques et four,
- Chapitre I.4 - Essais mécaniques et microstructure,
- Chapitre I.5 - Défauts cristallins et diffusion.

La deuxième partie - sera consacrée aux méthodes expérimentales utilisées pour les caractérisations mécaniques et microstructurale de l'alliage étudié et se scinde en deux chapitres:

- Chapitre II.1 - Appareillage,
- Chapitre II.2 - Méthode expérimentale et élaboration de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg.

La troisième partie - est réservée à l'analyse des résultats expérimentaux suivie de leur interprétation et discussion.

Finalement, nous terminons notre travail par une conclusion générale résumant ainsi les principaux résultats obtenus.

Partie I

APERÇU BIBLIOGRAPHIQUE

CHAPITRE I.1 - ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

02 - 07

CHAPITRE I.2 - ELABORATION DE L'ALLIAGE D'ALUMINIUM

AlSi9Cu3ZnMg A PARTIR D'AlSi7Mg

08 - 15

CHAPITRE I.3 - TRAITEMENTS THERMIQUES ET FOUR

16 - 20

CHAPITRE I.4 - ESSAIS MECANIQUES ET MICROSTRUCTURE

21 - 29

CHAPITRE I.5 - DEFAUTS CRISTILLINS ET DIFFUSION

30 - 37

CHAPITRE I.1 - ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

I.1.1 - Introduction

Les alliages d'Aluminium se prêtent à beaucoup d'application de Technologie en raison de leurs bonnes propriétés telles que légèreté, résistance mécanique, conductivité électrique et thermique élevée. Comparé à l'aluminium pur, ses alliages sont dotés de meilleures propriétés mécaniques mais de résistance à la corrosion réduite. Afin de trouver un meilleur compromis entre les propriétés mécanique et chimiques, les métallurgistes n'agissent pas seulement sur la composition de l'alliage mais aussi sur les traitements thermiques. Les alliages à base d'aluminium de la série sont de plus en plus utilisés à cause de leurs bonnes propriétés dont la légèreté qui représente un atout considérable. Ce sont des alliages à durcissement structural dont les propriétés mécaniques et chimiques sont liées à leurs constituants et surtout aux phases plus ou moins durcissantes qui précipitent lors de traitements thermiques appropriés.

L'aluminium et ses alliages (trois fois plus léger que l'acier) présentent de très bonnes propriétés de conductivité électrique et thermique, il résiste naturellement à la corrosion de l'air et de l'eau et il est 100 % recyclable. Les propriétés des alliages d'aluminium peuvent toutefois être très sensiblement améliorées par les traitements thermiques. Ceux-ci nécessitent d'être réalisés dans des équipements spécifiques requérant notamment une grande précision des températures de chauffage.

❖ Présentation de l'aluminium

L'aluminium est le métal le plus abondant de l'écorce terrestre et le troisième élément le plus abondant après l'oxygène et le silicium.

L'aluminium de symbole Al et de numéro atomique 13 se situe à la treizième colonne dans le tableau périodique, il se cristallise dans une structure cubique à face centrée.

C'est un métal malléable, argenté, peu altérable à l'air et peu dense. [1]

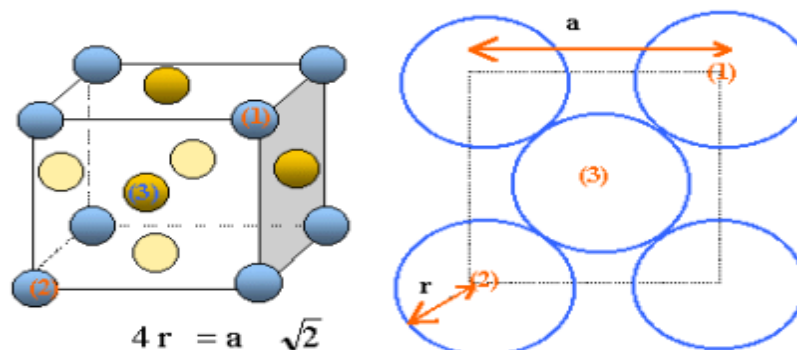


Figure I.1.1 - structure cristalline de l'aluminium. [2]

À l'état naturel l'aluminium représente en moyenne 8 % de la masse des matériaux sur terre, on le trouve combiné à plus de 270 minéraux différents. Son minerai principal est la bauxite, qui est une roche riche en aluminium (45 à 60%), il y est présent sous forme d'oxyde hydraté dont on extrait l'alumine. Il peut aussi être extrait de la néphéline, de la leucite, de l'andalousite et de la muscovite.

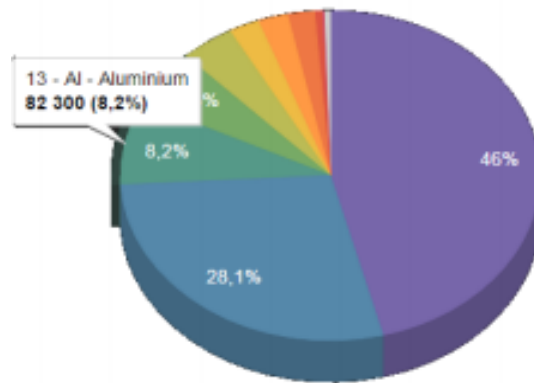


Figure I.1.2 - Abondance des éléments dans la croûte terrestre. [02]

❖ Principales caractéristiques de l'aluminium pur

➤ Propriétés physiques de l'aluminium pur

Le tableau I.1.1 représente les principales propriétés physiques de l'aluminium pur.

Propriété	Unité	Valeur	Remarque
Numéro atomique		13	
Masse volumique ρ	$\text{Kg} \cdot \text{cm}^{-3}$	2 698	
Point de fusion	$^{\circ}\text{C}$	660,45	sous $1013 \cdot 10^{-3}$ bar
Point d'ébullition	$^{\circ}\text{C}$	2 056	sous $1013 \cdot 10^{-3}$ bar
Pression de vapeur	Pa	$3,7 \cdot 10^{-3}$	à $927 \text{ }^{\circ}\text{C}$
Energie interne massique	$\text{J} \cdot \text{Kg}^{-1}$	$3,98 \cdot 10^{-3}$	
Capacité thermique massique C_p	$\text{J} \cdot \text{Kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$	897	à $25 \text{ }^{\circ}\text{C}$
Conductivité thermique λ	$\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$	237	à $27 \text{ }^{\circ}\text{C}$
Coefficient de dilatation linéique α_l	$10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$	23,1	à $25 \text{ }^{\circ}\text{C}$
Résistivité électrique	$10^{-9} \cdot \Omega \cdot \text{m}$	26,548	à $25 \text{ }^{\circ}\text{C}$

Tableau I.1.1 - Propriétés physiques de l'aluminium pur. [1]

➤ Propriétés mécaniques de l'aluminium pur

Les propriétés mécaniques de l'aluminium pur sont largement rapportées dans la littérature [2]. L'aluminium possède, à l'état pur, des propriétés mécaniques faibles dont certaines sont reportées dans le Tableau I.1.2. Toutefois, on peut améliorer considérablement ces propriétés par addition d'éléments d'alliage ou par traitements thermiques.

<i>R_m</i> (Résistance mécanique)	<i>R_m</i> = 70 à 80 MPa
<i>R_e</i> (limite d'élasticité)	10 à 20 MPa
<i>A</i> % (allongement à la rupture)	50 à 60 %
<i>E</i> (module d'élasticité)	70 000 MPa

Tableau I.1.2 - Propriétés mécaniques de l'aluminium pur à 20°C. [3]

I.1.2 - Les différents alliages

I.1.2.1 - Les alliages corroyés

Les alliages corroyés sont obtenus par des procédés de déformations plastiques à chaud, coulés en plaques ou billettes puis transformés à chaud par laminage, forgeage, matriçage... Les principales propriétés requises de ces alliages sont : résistance mécanique, ductilité, résistance à la propagation des fissures, résistance à la fatigue, résistance aux multiples formes de corrosion, conductibilité électrique. [7]

I.1.2.2 - Les alliages de moulage

Ces alliages sont obtenus par coulées dans des moules en sable, ou en coquille, ou sous pression. Leurs caractéristiques mécaniques dépendent de leurs compositions chimiques, les modes d'élaboration et de coulée ainsi que des traitements thermiques ou mécaniques. Selon les applications, ils présentent de bonnes qualités telles que coulabilité, retrait faible à la solidification, aucune formation de criques.

Une grande part des alliages de moulage provient de métal recyclé refondu. [7]

❖ Alliages Al-Si

Ces alliages sont les plus importants parmi les alliages de fonderie. Leur teneur en Si varie de 5 à 20%. La plus grande majorité de ces alliages présente une composition eutectique ou hypo-eutectique. Cette dernière leur confère une excellente coulabilité. Le diagramme des phases de (Figure I.1.3) montre l'existence de deux solutions solides α et β .

La solution solide α est riche en aluminium, pauvre en silicium (contient jusqu'à 1,65 % de Si à la température à TE = 577°C). En revanche, la solution solide β , elle est de composition inverse : riche en silicium et pauvre en aluminium (contient jusqu'à 3 % d'aluminium à TE = 577°C).

- **Le solide** : constitué de trois droites CA, AF et FD. La droite horizontale AF représente le palier eutectique avec un point eutectique E défini pour une température de 577°C.
- **Le liquide** : constitué de deux courbes CE et ED. Selon le pourcentage en silicium on distingue trois types d'alliages :
 - $1,65\% \leq \text{Si} \leq 10,5\%$ alliages de composition hypo-eutectique,
 - $11\% \leq \text{Si} \leq 13,5\%$ alliages de composition eutectique,
 - $14\% \leq \text{Si} < 97\%$ alliages de composition hyper-eutectique

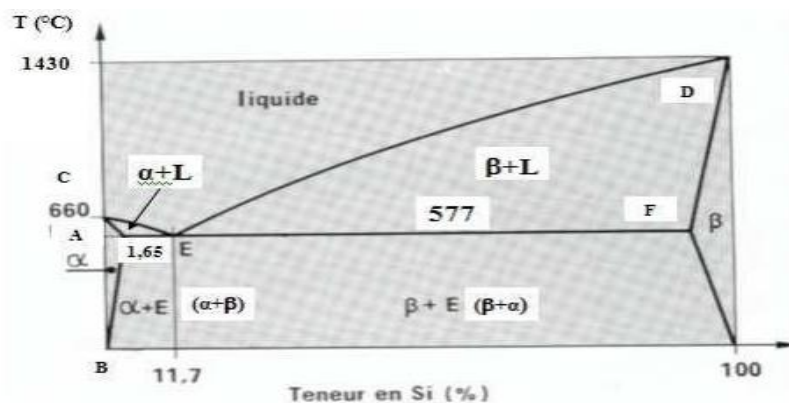


Figure 1.1.3 - Diagramme d'équilibre des phases du système AlSi. [7]

❖ Moulage sous pression

Par injection de métal liquide ou pâteux dans un moule métallique froid ou légèrement chauffé. Ce procédé est utilisé pour la fabrication de petites pièces en grandes séries. Elle est également utilisée pour produire de grosses plaques d'acier, la pression de gaz servant à refouler l'acier liquide dans le moule.

I.1.2.3 - Alliage de frittage – état solide sous forme poudre

Ces alliages sont obtenus suivant la méthode de la métallurgie des poudres. Les alliages Al-Si, Al-Cu, Al-Mg, additionnés respectivement d'une faible quantité de cuivre, de magnésium et de silicium, constituent des alliages de fonderie qui se caractérisent aussi bien par une coulabilité élevée, une faible aptitude à la fissuration à chaud et à la porosité, des bonnes propriétés mécaniques que par une résistance à la corrosion élevée.

Pour affiner le grain et, par suite, améliorer les propriétés mécaniques, on introduit les inoculant (Ti, B, Cl...). [4]

❖ AlSi10Mg (43000)

Cet alliage peut également être coulé sous pression, il est utilisé pour des pièces mécaniques variées, il tend cependant à être supplanter par les alliages AlSi7Mg.

I.1.3 - Désignation des différents alliages d'aluminium

I.1.3.1 - Désignation des alliages de corroyage

La désignation des alliages d'aluminium s'effectue suivant un système de 4 chiffres.[15] Le premier chiffre de la série indique le principal élément alliant en présence et les chiffres subséquent indiquent la composition (voir le tableau I.1.3).

Nous désignerons les alliages d'aluminium corroyés suivant les normes de l'association d'aluminium. Ces normes affectent à chaque type d'alliage un nombre de quatre chiffres qui permet de les classer en séries.

Série	Désignation	Élément d'alliage principal	Phase principale présente dans l'alliage
1000	1XXX	99% d'Al au minimum	-
2000	2XXX	Cuivre (Cu).	Al ₂ Cu, Al ₂ Cu/Mg
3000	3XXX	Manganèse (Mn).	Al ₆ Mn
4000	4XXX	Silicium (Si).	-
5000	5XXX	Magnésium (Mg).	Al ₃ Mg ₂
6000	6XXX	Magnésium (Mg) et Silicium (Si).	Mg ₂ Si
7000	7XXX	Zinc (Zn).	MgZn ₂
8000	8XXX	Autres éléments.	-
9000	-	Non utilisé.	-

Tableau I.1.3 - Désignation des séries principales des alliages de l'aluminium. [16]

I.1.3.2 - Désignation des alliages de moulage**❖ Désignation numérique**

La première partie de la désignation (EN AC-) est suivie de cinq chiffres représentant la composition chimique. Les deux premiers chiffres indiquent le groupe d'alliage et les trois derniers sa composition chimique. [1]

Groupe	Aluminium ou alliage
10000	Aluminium - (teneur > 99.00%)
20000	Aluminium - cuivre
30000	Aluminium - manganèse
40000	Aluminium - silicium
50000	Aluminium - magnésium
60000	Aluminium - magnésium - silicium
70000	Aluminium - zinc
80000	Autre alliages d'aluminium

Tableau I.1.4 - Groupe d'alliages d'aluminium

**CHAPITRE I.2 -
ELABORATION DE L'ALLIAGE
D'ALUMINIUM AlSi9Cu3ZnMg
A PARTIR D' AlSi7Mg**

La composition chimique de l'alliage de fonderie AlSi9Cu3ZnMg est obtenue par fusion à partir de cinq alliages mère AlSi7Mg, AlSi22, AlCu10, AlZn10 et AlMg10 livrés par Pechiney sous forme de lingots. Cet alliage AlSi9Cu3ZnMg, qui régit notre étude, est coulé en coquille par gravitation par la combinaison de 40% de lingots neufs et de 60% de retour.

❖ Propriétés dominantes de l'alliage mère AlSi7Mg

Alliage de fonderie a traitement thermique ayant une bonne coulabilité et une bonne tenue à la corrosion.

I.2.1 - Distinctions entre L'AlSi7Mg et les alliages AlSi7Mg0,3 (42100) et AlSi7Mg0,6 (42200)

Outre l'alliage 42000 le plus utilisé en fonderie, l'industrie d'aluminium met à la disposition des fondeurs deux types d'alliages de compositions très voisines : 42100 et 42200.

Ces alliages ont une teneur maximale en fer plus basse (Fe : 0,15 au lieu de Fe : 0,35).

Les teneurs en magnésium sont : 0,25 à 0,40% pour 42100 et 0,45 à 0,60% pour 42200.

Les teneurs en fer plus basses permettent d'obtenir des caractéristiques mécaniques plus élevées, notamment un meilleur allongement dans les pièces.

42100 est surtout réservé au moulage en sable.

42200 est presque toujours coulé en coquille.

L'influence des éléments composants sur les caractéristiques de ces alliages, les précautions à prendre pour assurer une composition correcte et les conditions de leur fusion sont identiques.

I.2.2 - Les caractéristiques

a) Caractéristiques mécaniques

Sur éprouvettes normalisées NF A 57-702 coulées à part.

Mode de coulée	Etats		σ_r (Mpa)	σ_e (Mpa)	A%	Dureté(HB)
	Nouveaux	Anciens				
Coquille	KF	Y30	170	90	4	60
	KT ₆	Y33	260	180	4	80

Tableau I.2.1 - Caractéristique mécaniques

b) Caractéristiques physiques

Conductibilité thermique à 20°C	0,38 $\mu\text{th cm} / \text{cm}^2 \text{ s } ^\circ\text{C}$
Résistivité à 20°C	4 $\mu\Omega \text{ cm}^2 / \text{cm}$
Coefficient de dilatation entre 20 et 100°C	21,5x10 ⁻⁶
Intervalle de solidification	610 - 570 °C
Retrait moyen	12,5 %

I.2.3 - Elaboration de 42000

✚ L'AlSi7Mg donne des résultats surs, reproductibles et conformes à ceux du tableau ci-dessus, à condition que :

- ✚ La composition chimique de l'alliage reste dans les tolérances prévues.
- ✚ L'emploi des flux soit observé conjointement aux règles générales de fusion.
- ✚ Le traitement thermique éventuel soit effectué correctement.
- ✚ 42000 peut s'utiliser également sans traitement thermique.

I.2.3.1 - Composition chimique de l'alliage EN AC-42000

La composition ci-dessous correspond aux tolérances de composition dans les pièces coulées en sable ou en coquille.

Fe %	Si %	Cu %	Zn %	Mg %	Mn %	Ni %	Pb %	Sn %	Ti %
≤ 0,45	6,5÷7,5	≤ 0,1	≤ 0,1	0,20÷0,40	≤ 0,5	≤ 0,05	≤ 0,05	≤ 0,05	0,10÷0,20

Tableau I.2.2 - Composition chimique de l'alliage EN AC-42000

Un alliage entrant dans ces tolérances de composition, convenablement élaboré et éventuellement traité thermiquement, donne des éprouvettes ayant les caractéristiques mécaniques du tableau ci-dessus.

Les lingots livrés par l'ALUMINIUM FRANÇAIS permettent d'assurer facilement la composition imposée dans les pièces.

I.2.3.2 - Composition des lingots d'AlSi7Mg livrés par l'Aluminium Français :

Fe %	Si %	Cu %	Zn %	Mg %	Mn %	Ni %	Pb %	Sn %	Ti %
≤ 0,35	6,5÷7,5	≤ 0,1	≤ 0,1	0,25÷0,40	≤ 0,3	≤ 0,05	≤ 0,05	≤ 0,05	0,10÷0,20

Tableau I.2.3 - Composition chimique des lingots d'AlSi7Mg

I.2.4 - Influence des éléments alliés

Précautions à prendre pour assurer une composition correcte

- **Silicium**

La teneur en silicium de 6,5 à 7,5 est celle qui assure les meilleures propriétés de moulage ; une teneur plus élevée rend l'alliage un peu plus sensible aux retassures internes et une teneur plus basse favorise les retassures externes.

- **Magnésium**

Le magnésium a une grande influence sur les caractéristiques mécaniques après traitement thermique. Plus sa teneur est importante, plus la charge de rupture, la limite élastique et la dureté sont élevées, mais l'allongement diminue.

La régularité des résultats mécaniques exige une teneur en magnésium précise à l'intérieur des tolérances. On peut être amené à viser des teneurs basses ou des teneurs élevées, selon qu'on recherche avant tout un allongement important ou bien une limite élastique plus élevée.

La fusion entraîne une perte en magnésium, due surtout à l'emploi des flux. Le recyclage des jets accentue l'appauvrissement si l'on ne fait pas de correction.

Précautions.

Eviter les mélanges de jets. Réajuster le titre en magnésium : voir le chapitre « Fusion »

- **Fer**

L'allongement à la rupture est meilleur lorsque la teneur en fer diminue; la charge de rupture est également un peu améliorée, dans le cas du moulage en sable.

Toutefois, cette influence du fer s'atténue pour les basses teneurs; elle est faible au-dessous de 0,20% en moulage sable et de 0,30% en moulage coquille.

Précautions

Ne pas utiliser de creusets en fonte. Poteyer soigneusement les outils de fusion et de coulée.

- **Manganèse**

Jusqu'à 0,50%, la présence de manganèse n'a pas d'inconvénient, mais elle est sans utilité.

- **Titane**

Le titane, aux teneurs comprises entre 0,10 et 0,20, favorise la finesse du grain, réduit les microretassures et améliore les caractéristiques mécaniques. Une teneur supérieure à 0,20% fait apparaître des cristaux constituant des points durs gênants pour l'usinage.

Précautions

L'emploi de flux au titane est utile car il complète l'influence du titane contenu dans les lingots. Il doit être limité pour ne pas enrichir le métal au-delà des tolérances prévues.

I.2.5 - Fusion

I.2.5.1 - Règles générales de fusion

Contrôler la température avec un pyromètre régulièrement étalonné. Eviter de dépasser les valeurs prescrites.

Eviter toute humidité de quelque origine : coke, creusets, réfractaires, outils, métal, flux etc.

Régler convenablement les brûleurs.

Eviter l'enrichissement en fer par contact avec des outils non protégés.

I.2.5.2 - Conduite de la fusion

a) Préparation de la charge

Il est recommandé d'adopter la même proportion de jets dans toutes les charges.

Les fonderies qui disposent d'un spectrographe à lecture directe effectuent, au cours de chaque fusion, une analyse qui permet de calculer exactement et rapidement la correction en silicium, cuivre, magnésium et le zinc.

En l'absence de moyens d'analyses rapides, on adopte dans chaque atelier une valeur de la correction résultant de statistiques. La perte probable est corrigée d'avance par une addition correspondant au poids total de la charge.

La correction dépend beaucoup du procédé de fusion et de la nature des flux utilisés. Elle sera de :

- L'ajout de 2% Si, 3% Cu, avec $Mg < Zn < 1\%$ à l'AlSi7Mg à partir de lingot mère en AlSi22, AlCu10, AlZn10 et AMg10 pour obtenir un alliage contrôlé AlSi9Cu3ZnMg dont analyse chimique est la suivante :

% Al	% Si	% Cu	% Zn	% Mg	% Fe	% Ni	% Mn	% Ti	% Cr
84.4	8.92	2.74	0.69	0.42	1.07	0.31	0,26	0,068	0,067

Tableau I.2.4 - Tableau de l'analyse chimique.

b) Affinage

L'AlSi7Mg est, selon le cas, fondu suivant un procédé avec ou sans sodium.

Dans le cas du moulage en sable, pour améliorer l'allongement et l'étanchéité, on adopte le plus souvent un traitement à la poudre Pacz BTK au sodium. Ce traitement est, par contre, généralement inutile pour le moulage en coquille.

Dans tous les cas, l'action d'un flux au titane affine le grain, favorise la santé des pièces et améliore les caractéristiques mécaniques.

➤ Processus de l'affinage dans le cas du moulage en coquille

- **1^{er} Procédé** : Affinage sans poudre Pacz. C'est le plus utilisé.

Vers 730°C, dans le four de fusion, laver le métal avec 0,20% d'Aluflux 2 T2, répandu à la surface; lorsque le flux est fondu, l'enfoncer dans le bain.

Introduire 0,25% d'Aluflux B en pastilles au moyen d'une cloche à trous poteyée et chaude. Le flux qui remonte est enfoncé plusieurs fois.

Dans le cas de pièces épaisses, il peut être utile de dégazer ensuite avec 0,25% d'Aluflux X.

Terminer par une attente de 10 minutes au moins.

Les traitements à l'Aluflux B et à l'Aluflux X sont faits, de préférence, dans le four de maintien.

- **2^e Procédé** : Affinage avec poudre Pacz BTK.

Dans le cas des pièces épaisses, si l'on désire augmenter un peu l'allongement et éviter plus facilement des retassures, il est intéressant d'utiliser l'un des deux procédés à la poudre Pacz BTK conseillés pour le moulage en sable. Toutefois, la quantité de poudre Pacz sera réduite.

Le traitement à l'Aluflux B peut avoir lieu dans le four de fusion. Le traitement à la poudre Pacz se fait dans le four de maintien; il est renouvelé toutes les 40 minutes.

c) Contrôle du dégazage

Le dégazage est un facteur important de la qualité des pièces en AlSi7Mg. Pour le contrôler, on observe la solidification d'une petite quantité de métal sous un vide partiel de 60 mm de mercure. Cette méthode, parfaitement adaptée à l'atelier, permet de vérifier l'efficacité du processus de fusion.

d) Température de coulée

La température de coulée varie en fonction de l'épaisseur de la pièce, elle est généralement comprise entre 680 et 750°C.

I.2.6 - Moulage en coquille

L'AlSi7Mg se moule également très bien en coquille, sans risques de criques. Veiller à masselotte suffisamment pour assurer une bonne santé interne des parties épaisses, notamment pour les pièces étanches.

I.2.7 - Traitement thermique

L'AlSi7Mg peut subir un traitement thermique qui lui confère les meilleures caractéristiques mécaniques. Ce traitement consiste en une trempe à l'eau après chauffage de mise en solution et un revenu (Etat ST₆ et KT₆).

I.2.7.1 - Chauffage de mise en solution

La température de chauffage avant trempe est de $540 \pm 5^\circ\text{C}$.

La durée normale du maintien varie de 8 à 10 heures, en fonction de la masse et de l'épaisseur des pièces.

La température doit être précise, ce qui exige un four à ventilation forcée, une bonne régulation, des pyromètres surs. Utiliser, autant que possible, un dispositif d'enregistrement.

La manutention des pièces entre le four et le bac de trempe doit être rapide.

I.2.7.2 - Trempe

L'AlSi7Mg n'est pas sensible aux tapures de trempe et peut être trempé à l'eau froide.

Cependant, la trempe à l'eau chaude, particulièrement pour les grandes pièces, réduit les contraintes dues à la trempe.

I.2.7.3 - Intervalle entre la trempe et le revenu

On conseille un intervalle d'au moins 12 heures entre la trempe et le revenu. Un intervalle trop court augmente la charge de rupture et la limite élastique aux dépens de l'allongement.

I.2.7.4 - Revenu

On adopte le plus souvent 4 heures à $160 \pm 5^\circ\text{C}$ ou à $155 \pm 5^\circ\text{C}$, La température et la durée de revenu influent beaucoup sur les caractéristiques mécaniques. Un décalage de 5°C suffit à modifier celles-ci. Lorsque la température du revenu monte, la charge de rupture, la limite élastique et la dureté augmentent, mais l'allongement diminue.

Utiliser un four très sûr, bien adapté à cette température, équipé d'une bonne pyrométrie.

Le fondeur peut d'ailleurs adapter les températures et les temps de revenu comme la teneur en magnésium, s'il doit rechercher soit un allongement élevé, soit, au contraire, une charge de rupture et une limite élastique plus élevées.

I.2.8 - Principaux défauts des pièces traitées**I.2.8.1 - Durcissement insuffisant**

Cause :

- ✚ Teneur en magnésium trop faible.
- ✚ Température de mise en solution trop basse.
- ✚ Temps de manœuvre trop long entre la sortie du four et la trempe.
- ✚ Durée de revenu trop courte et, plus souvent, température de revenu trop basse.

I.2.8.2 - allongement trop faible

Cause:

- ✚ Teneur en magnésium trop forte.
- ✚ Durée de revenu trop longue et, plus souvent, température de revenu trop élevée.
- ✚ Pour remédier aux deux défauts ci-dessus, on peut refaire le traitement complet, sauf si la teneur en magnésium est en cause.

I.2.8.3 - Brûlures de trempe

Une pièce est brûlée lorsqu'elle a été portée à une température supérieure à la température de début de fusion.

Cause:

- ✚ Composition incorrecte, par exemple excès de magnésium ou présence anormale de cuivre.
- ✚ Surchauffe en certains points de la chambre de chauffe ou dérèglement de la pyrométrie.

Caractères et aspect d'une pièce brûlée :

Une pièce brûlée n'est pas forcément crique, mais elle présente des sudations. La qualité mécanique est compromise. Une pièce brûlée ne peut être régénérée par aucun traitement et doit être rebutée.

❖ **Précautions pour assurer une bonne stabilité dimensionnelle**

➤ **Déformations**

Au cours du maintien en température, il convient de prendre quelques précautions pour éviter les déformations des parties en porte-à-faux, ou lorsque les pièces ont des formes complexes.

Prévoir dans ce cas des montages ou des appuis. Eviter les empilages excessifs.

Si, malgré ces précautions, on constate des déformations après contrôle, sur montages ou gabarits à touches, on redressera les pièces dans les quelques heures qui suivent la trempe et avant le revenu.

➤ **Stabilité dimensionnelle des pièces traitées**

La trempe crée dans les pièces des contraintes qui, dans certains cas, peuvent provoquer des déformations au cours d'usinage.

On réduit ces inconvénients par une trempe à l'huile ou à l'eau très chaude, proche de l'ébullition.

Les pièces non trempées sont plus stables. Cette stabilité dimensionnelle est encore augmentée par un chauffage de 8 heures à 240°C. (Etats Y 25 et Y 35).

I.2.9 - Contrôle des résultats

a) Contrôle de la fusion

Se reporter au chapitre Fusion pour les exigences particulières à l'alliage.

Contrôler la teneur en magnésium et l'absence de gaz.

b) Défauts types des pièces en AlSi7Mg

Piqûres et microretassures dans les parties massives. Veiller à l'absence de gaz et utiliser des refroidisseurs.

Allongement trop faible associé à une limite élastique et à une dureté élevées, ou inversement. Surveiller la teneur en magnésium, la température et la durée du revenu.

c) Contrôle des pièces

On effectuera un contrôle radiographique des parties massives, surtout pour les grandes pièces lors de la mise au point du moulage.

**CHAPITRE I.3 - TRAITEMENTS
THERMIQUES ET FOUR**

I.3.1 - Traitements thermiques

I.3.1.1 - Importance des traitements thermiques pour l'aluminium

Les alliages de l'aluminium couvrent un modèle étendu de caractéristique mécaniques, puisqu'en trouve à chaque extrémité de ce domaine :

- D'une part l'aluminium raffiné à l'état recuit avec une résistance à la rupture de l'ordre de 50Mpa
- D'une part les alliages à haute résistance à la rupture de type AL (Zn – Mg –Si – Cu) fortement chargés en éléments d'addition et capables à l'état trempé revenu, d'une résistance à la rupture de 65 à 750Mpa

Une telle gamme d caractéristiques mécanique est obtenue non seulement en agissant sur la composition des alliages, mais aussi en effectuant des traitements thermiques qui permettent soit :

- Une diminution de la résistance mécanique, accompagnée d'une augmentation de l'aptitude à la déformation plastique (adoucissement).
- Une augmentation de la résistance mécanique (durcissement). [5]

I.3.1.2 - Les différents traitements thermiques

Le principal traitement thermique des alliages d'aluminium de fonderie est le durcissement structural, par affinement de la taille des grains. Il s'obtient par une succession de traitements thermiques contrôlés dont le but est d'obtenir une structure fine avec une répartition optimale et homogène des éléments ajoutés et des précipités dans la matrice. Plus les grains et les précipités sont petits et nombreux, plus les mouvements de dislocations seront bloqués, ce qui améliore considérablement les propriétés mécaniques [7,8]. Les procédés de traitements thermiques ou de durcissement structural comprennent les étapes suivantes:

- mise en solution et homogénéisation, à haute température, vers 400-500°C pendant un temps nécessaire à l'établissement de l'équilibre thermodynamique. Les effets de l'homogénéisation peuvent être plus ou moins complexes suivant l'alliage auquel ils s'appliquent ou suivant les conditions de coulée de cet alliage. Pour les alliages d'aluminium, plusieurs évolutions sont observables: la dissolution de phases intermétalliques en excès, le nivellement des concentrations au sein de la solution solide, la coalescence de phases intermétalliques déjà présentes ou la précipitation de nouvelles phases intermétalliques.

- **la trempe** : il s'agit d'un refroidissement rapide par immersion dans un fluide pour geler la solution solide. Ceci ce fait, généralement, à température ambiante, tout dépend de l'alliage.
- **maturation (vieillissement naturel)** : elle ce fait généralement entre et pendant 0 à 24 heures (en fonction de l'alliage). Elle permet un léger durcissement de l'alliage causé par une précipitation cohérente avec la matrice élevant sensiblement les propriétés mécaniques de l'alliage.
- **le revenu (Vieillissement artificiel)** : l'alliage trempé et vieilli est souvent plus dur que nécessaire et, généralement, trop fragile pour son application. La trempe est alors suivie d'un traitement de revenu à des températures comprises généralement entre 100 et 200 C° pendant des durées variant classiquement entre 4 et 24 heures. Le revenu permet non seulement la formation de précipités cohérents mais aussi l'accélérer. [4,8]

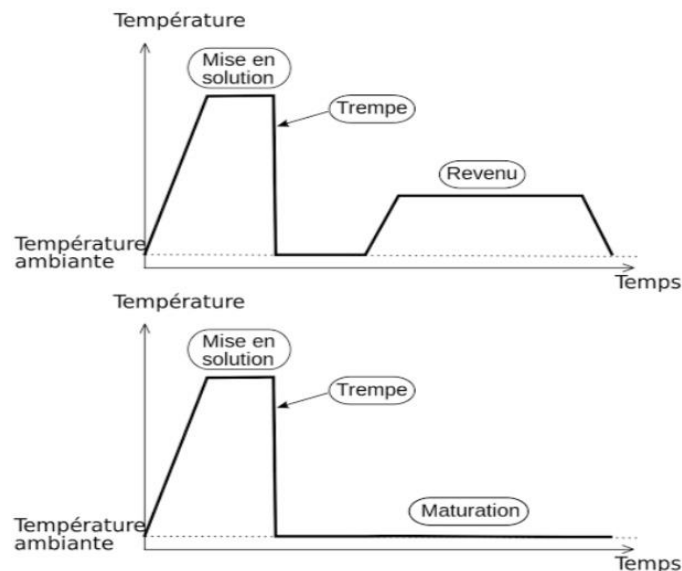


Figure I.3.1 - Cycle de traitement thermique des alliages d'aluminium. [2]

- **Traitement thermique d'homogénéisation** : le traitement thermique d'homogénéisation est plus particulièrement destiné aux alliages moulés, il consiste en un maintien prolongé de 6heures à 48heures à une température la plus élevée possible afin de modifier la structure de l'alliage permettant de faciliter sa mise en œuvre ou améliorer ses propriétés. Selon les alliages, il favorise : La dissolution des phases métalliques en excès, l'homogénéisation des concentrations, la coalescence.
- **Le recuit** : Le recuit est un procédé correspondant à un cycle de chauffage, maintien en température puis refroidissement permettant de modifier des caractéristiques d'un métal.

Lors de recuit, les grains monocristaux de métal se reforment. Ce procédé est utilisé pour éliminer les effets de phénomène mécanique ou thermiques considéré comme néfastes.

Le recuit est également utilisé pour changer les propriétés magnétiques d'une pièce. Le recuit de cristallisation, après écrouissage, a pour but de conférer au métal une taille de grain optimale pour son utilisation future (pliage, emboutissage).

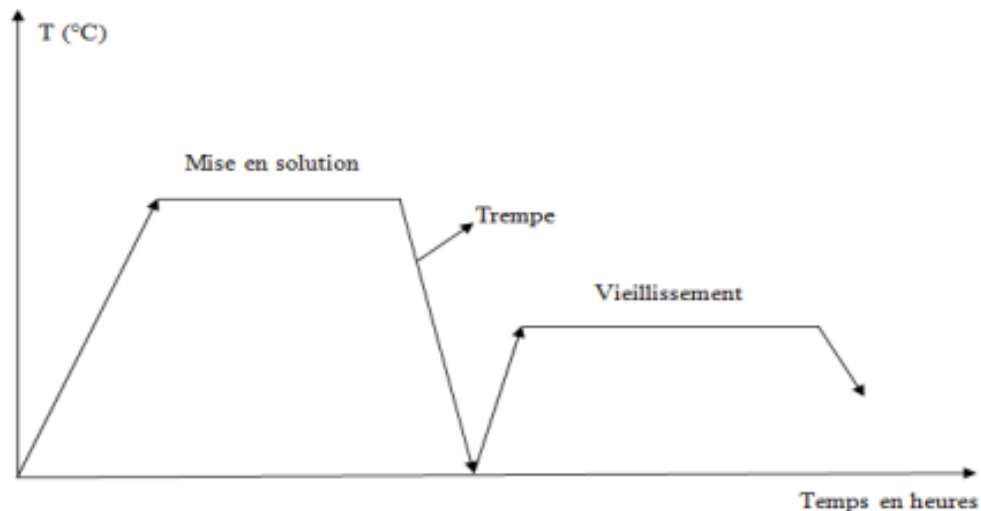


Figure I.3.2 - Cycle thermique du durcissement structural

- **Le traitement d'adoucissement :** Il a pour but d'adoucir un métal ou un alliage durci par écrouissage ou par trempe structurale. Dans le cas de l'écrouissage, ce sont des traitements de restauration ou il s'effectue entre 200-300 °C pendant 1 heure à 8 heures et des recuits de recristallisation qui s'effectue entre 300-400°C pendant 0,5 à 3 heures de temps. Ce traitement a des effets semblables à ceux décrits pour l'aluminium.
- **le traitement de trempe structurale :** Il assure un durcissement structural. Il comprend généralement une mise en solution suivi immédiatement d'un refroidissement convenable (trempe) ou une maturation ou revenu produisant un durcissement.

I.3.2 - Désignation des traitements thermiques :

Selon la norme NF EN 1706, les états métallurgiques sont désignés de la façon indiquée au tableau (I.3.1).

Etat métallurgique	Désignation
Brut de fonderie	F
Recuit	O
Refroidissement contrôle après solidification et vieillissement naturel (maturation)	T1
Traitement thermique de mise en solution et vieillissement naturel (maturation)	T4
Refroidissement contrôle après solidification et vieillissement artificiel ou sur- revenu (stabilisation)	T5
Traitement thermique de mise en solution et vieillissement artificiel (revenu) maximum	T6
Traitement thermique de mise en solution et sous-vieillissement artificiel (sous-revenu)	T64

Tableau I.3.1 - Désignations des états métallurgiques.

I.3.3 - Les fours

a) Les fours à creuset

Il est constitué d'une coque en tôle doublée de matériau réfractaire. Le métal fondu est contenu dans un récipient, qui est le creuset. Ce dernier est reçu par la partie centrale et posé sur un support réfractaire appelé fromage, le chauffage du four est assuré par un ou deux brûleurs à gaz à sa base, lors de la vidange le four est incliné pour assurer le fonctionnement. La capacité du four est exprimée en "minutes", une telle minute équivaut à un kilogramme de bronze en fusion. Étant donné que le bronze est un alliage de cuivre et d'étain, sa densité est de 8,2 kg/dm³, tandis que la densité de l'aluminium est de 2,7 kg/m³, son poids est donc trois fois celui du bronze et son volume est trois fois celui du même poids... On peut donc estimer qu'un creuset de capacité 100 points contient 1000 kg de bronze fondu et donc 330 kg d'aluminium.

➤ Le creuset

C'est un récipient réfractaire utilisé pour la fusion des métaux. Il est généralement composé de graphite (35% de carbone) et de carbure de silicium (12%) mélangés à un liant argileux réfractaire. Du fait de sa fragilité lors des opérations de manutention, de stockage et d'installation du four, des précautions d'emploi sont nécessaires.

b) Les fours à sole

Sont le plus souvent basculants. On distingue dans cette catégorie :

- Les fours électriques à résistance fixée sous la voûte, de capacité généralement supérieure à 500 Kg.
- Les fours à flammes directes, au fuel ou gaz qui ont un très bon rendement mais risquent davantage de gazer le métal. Ils augmentent aussi les pertes au feu.

c) Les fours à induction

Ils ont des rendements élevés mais ne conviennent qu'à un fonctionnement continu pour la production en série d'un alliage donné. Leurs installations sont assez chères. Une surveillance spéciale des turbulences est nécessaire pour éviter l'oxydation. Le métal obtenu était non gazé et de bonne qualité.

d) Les fours de maintien

Il est semblable au four de fusion, sauf qu'il est fixe. L'opération de chauffage est généralement assurée par un courant électrique. Ce four est utilisé pour stocker, et maintenir le métal liquide en température. Lors de prélèvement de métal fondu dans le creuset, on utilise des louches.

**CHAPITRE I.4 -
ESSAIS MECANIKUES ET
MICROSTRUCTURE**

I.4.1 - Essai de flexion

La flexion est la déformation d'un échantillon qui se traduit par une courbure. Dans le cas d'une poutre, elle tend à rapprocher les deux extrémités de la poutre.

L'essai de flexion d'une poutre est un essai mécanique utilisé pour tester la résistance en flexion. On utilise la flexion dite « trois points » et la flexion dite « quatre points ».

En chaudronnerie, le pliage d'une tôle est une flexion pour laquelle on veut dépasser la limite élastique du matériau, afin d'avoir une déformation définitive (déformation plastique). Dans la plupart des autres cas, on cherche au contraire les conditions nécessaires pour ne pas dépasser la limite élastique, afin de préserver l'intégrité de la pièce. [14]

I.4.1.1 - Essai de flexion trois points

L'essai de flexion 3 points permet également de mesurer la résistance à la rupture d'un matériau. Une éprouvette du matériau à tester est placée sur deux appuis et l'on applique au centre de la barrette une force croissante jusqu'à rupture. Comme l'essai de compression, l'essai de flexion ne permet généralement pas d'atteindre la rupture des matériaux ductiles. L'essai de flexion est surtout adapté aux matériaux fragiles. Cet essai se caractérise par la simplicité du montage de l'éprouvette et sa géométrie simple (peu ou pas d'usinage). Lors du test, la partie supérieure est en compression et la partie inférieure en traction. [15]

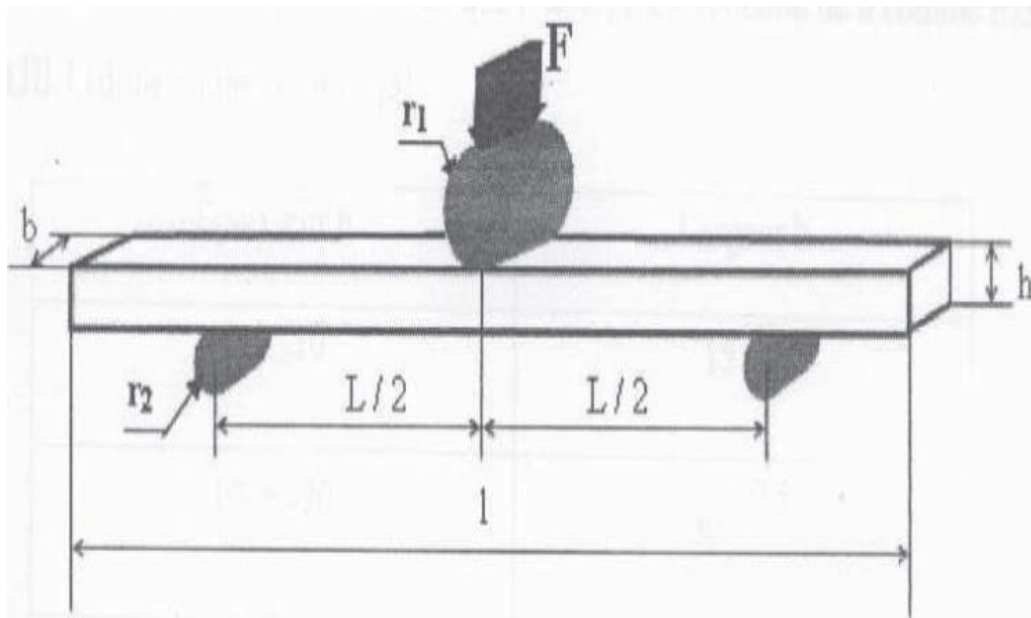


Figure I.4.1 - Schéma représentant l'essai de flexion trois points

Avec :

F : charge appliquée ;

r1 : rayon du cylindre de la panne ;

r2 : rayon des cylindres appuis ;

L : longueur entre appuis ;

l : longueur totale de l'éprouvette ;

h : hauteur de l'éprouvette ;

b : largeur de l'éprouvette.

On note cependant que les contraintes normales maximales sont en fonction de la distance entre appuis, ce qui n'est pas le cas de la contrainte de cisaillement maximale. En pratique, lors des essais de flexion, il est donc possible de privilégier un mode de rupture par rapport à l'autre en jouant sur la distance entre appuis.

La variation de la contrainte normale σ_N est donnée par la relation :

$$\sigma_N = \pm \frac{3FL}{2bh^2}$$

La contrainte de cisaillement inter-laminaire τ est donnée par la relation :

$$\tau = \frac{3F}{4bh}$$

Pour l'effort tranchant on a :

$$\diamond 0 \leq x \leq L/2 : T = R_A = F/2$$

$$\diamond L/2 \leq x \leq L : T = -R_B = -F/2$$

Pour le moment fléchissant, on a :

$$M_f = \int_0^x T dx$$

Les diagrammes des efforts en flexion 3 points sur une poutre sont représentés dans la figure ci-dessous

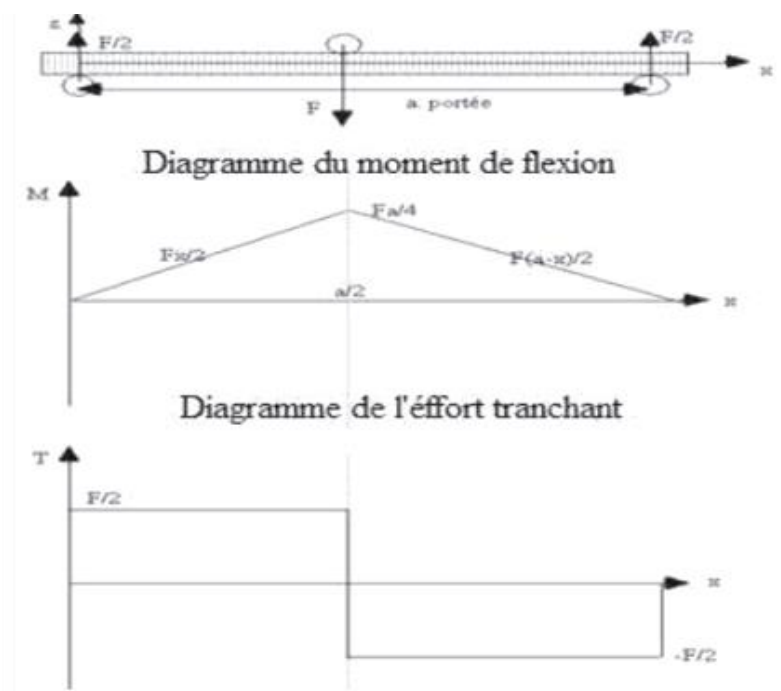


Figure I.4.2 - Diagramme de l'effort tranchant et du moment fléchissant

I.4.1.2 - Essais de flexion quatre points

La différence principale avec la flexion trois points se situe entre les deux charges : le moment fléchissant est constant et l'effort tranchant est nul. Cette situation est qualifiée de flexion pure. [14]

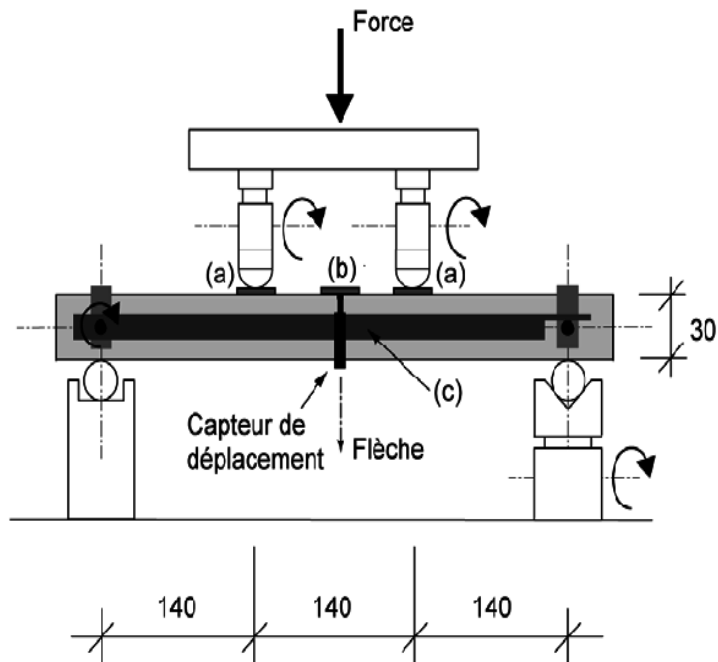


Figure I.4.3 - Essai de flexion 4 point

I.4.2 - Dureté (HB, Hv, HR) 15kgf

I.4.2.1 - La dureté [1.2]

La mesure de la dureté correspond en pratique à celle de la résistance à la pénétration locale du matériau considéré. La dureté est alors une propriété mécanique complexe est difficile à interpréter, qui dépend non seulement des caractéristiques de ce matériau, mais aussi de la nature et de la forme du pénétrateur et du mode de pénétration.

I.4.2.2 - Types d'essais

Ils existent plusieurs essais mais les plus utilisés sont l'essai de Brinell, Vickers et Rockwell.

- **Essai de Brinell (NF EN 10003-1 à 3) :** Le pénétrateur est une bille en acier trempé (dureté HBS) ou en carbure de tungstène (HBW) de diamètre **D** (mm). L'empreinte est une calotte sphérique de diamètre moyen **d** (en mm, moyenne de deux diamètres orthogonaux mesuré à l'aide d'un appareil optique approprié).

La charge d'essai **F(N)** est choisie dans une gamme adaptée à **D** et au matériau testé. La dureté est donnée par le rapport de **F** (en Kg force à l'origine) à la surface de l'empreinte, exprimée sans dimension :

$$HBW = \frac{0,102 * 2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

F : est la force appliquée en Kg-force (Kgf) ; si F est Newton il faut multiplier F par 0,102

D : le diamètre de la bille en (mm)

d : le diamètre de l'empreinte laissée par la bille en (mm)

h : profondeur en (mm)

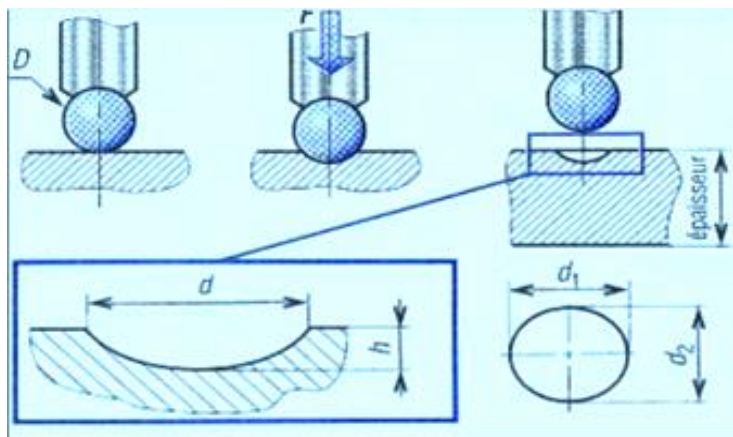


Figure I.4.4 - Essai de dureté Brinell

I.4.3 - Microdureté Hv (0,05g - 0,1g)

- **Essai de microdureté Vickers [1]**

Cet essai consiste à imprimer dans la pièce à étudier un pénétrateur en forme pyramidale droit, à base carré, d'angle au sommet 136° , sous une charge F , et à mesurer la diagonale d de l'empreinte laissée sur la surface après enlèvement de la charge. La dureté est donnée par le rapport de F (en kg-force à l'origine) à la surface latérale de l'empreinte pyramidale, exprimée sans dimension :

$$HV = 0,102 \frac{2F \cdot \sin\left(\frac{136^\circ}{2}\right)}{d^2} = 0,189 \frac{F}{d^2}$$

$$H_v := F/S$$

$$S = d^2 / (2 \cdot \sin A/2)$$

d : la diagonale moyenne de l'empreinte (en mm) ;

A : angle au sommet du pénétrateur : 132° ;

F : charge d'essai en newton ;

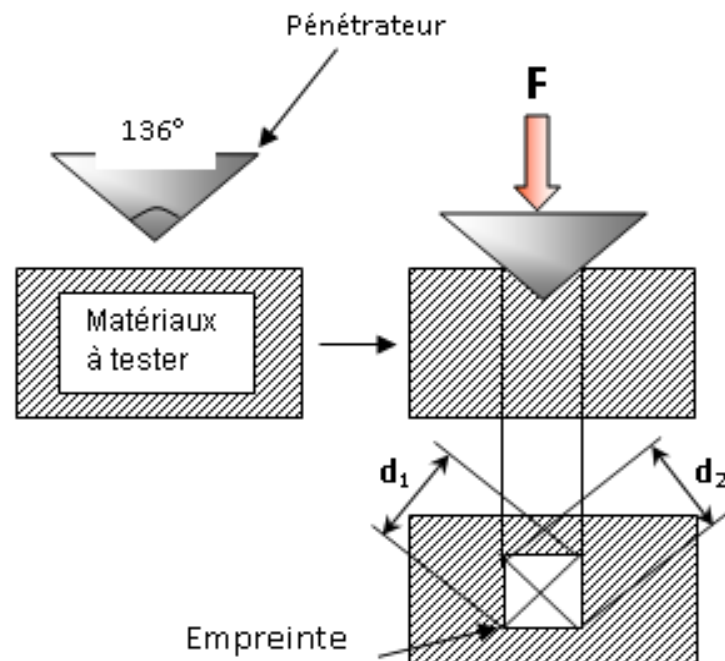


Figure I.4.5 - Principe de l'essai Vickers

- Essais de Rockwell

Le pénétrateur est une bille en acier trempé, soit un cône en diamant, et la charge d'essai peut prendre plusieurs valeurs. La durée est définie à partir de la différence de profondeur de pénétration après application de la charge.

Pour les duretés intenses on utilise un pénétrateur en diamant conique (essai HRC) [1.2], et pour les duretés moins intenses on utilise un pénétrateur en acier trempé avec bille (essai HRB et HRF).

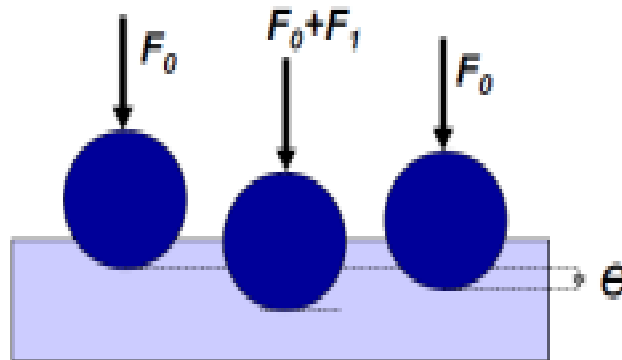


Figure I.4.6 - Principe de l'essai Rockwell B (HRB)

I.4.4 - La résilience [2]

L'essai Charpy : a pour but de déterminer la résistance aux chocs des matériaux. On mesure ce que l'on appelle leur résilience, c'est-à-dire l'énergie consommée pour rompre une éprouvette de référence de section égale à 1cm^2 en utilisant un mouton-pendule.

L'éprouvette de référence utilisée est un barreau de longueur **55 mm**, à section carrée de **10x10 (mm²)** et entaillée sur une profondeur de 5 mm L'entaille peut revêtir diverses formes, en U ou, en V. Comme il ne s'agit pas d'une fissure parfaite mais d'une entaille, on peut observer une dispersion des résultats liés à la nucléation d'une fissure principale au fond de l'entaille.

L'énergie consommée pour rompre le barreau est mesurée en faisant la différence d'énergie potentielle entre la hauteur de la chute du mouton est celle à laquelle il remonte après avoir rompu le barreau. Si ce dernier était au contraire extrêmement tenace, il ne serait pas rompu et le pendule ne remonterait pas du tout. L'énergie de rupture ainsi déterminée s'appelle la résistance. Plus cette énergie est élevée, plus le matériau n'est tenace.

La résilience, généralement notée **K_{cv}** se calcule comme suit :

$$K_{cv} (J/cm^2) = \frac{Mg\Delta h}{1cm^2}$$

Avec la résistance K_{CV} : l'énergie consommée lors de la rupture d'éprouvettes de référence de section égale à 1 cm^2 au cours d'un essai Charpy.

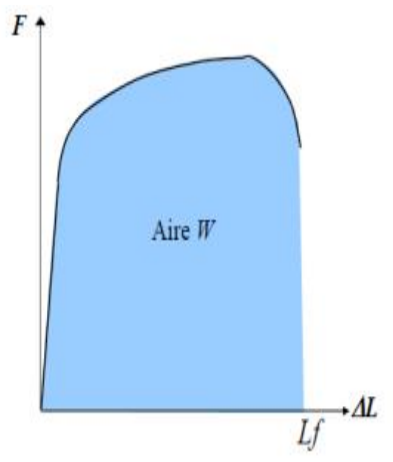


Figure I.4.7 - Courbe de traction Montrant la ténacité

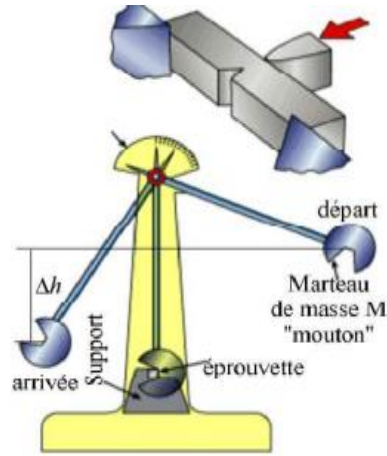


Figure.I.4.8 - Essai de Charpy

➤ **Eprouvettes**

L'éprouvette est constituée d'un barreau entaillé par usinage en son milieu. La forme de l'entaille la plus fréquente est la forme en V (type A dans la norme ASTM) d'une profondeur de 2 mm Il existe également une éprouvette avec une entaille en U (type C dans la norme ASTM).

Les dimensions générales des éprouvettes sont dans le tableau suivant :

Dimensions en mm	Eprouvette en V	Eprouvette en U
Longueur	55	55
Hauteur	10	10
Largeur	10	10
Hauteur éprouvette à fond d'entaille	8	5
Rayon à fond d'entaille	0,25	1
Angle de l'entaille	45°	Bords parallèles

Tableau I.4.1 - Les dimensions des éprouvettes de résilience

I.4.5 - Microscopie métallographique

I.4.5.1 - Microstructure

Elle décrit l'ensemble des grains ou des particules microscopique qui caractérisent la structure d'un grand nombre de matériaux.

Selon ce que l'on cherche à observer on peut caractériser la microstructure des matériaux à différentes échelles, d'où il faut faire appel à un outil de taille approprié, de l'échelle macroscopique à l'observation de la microstructure et à la détermination de l'arrangement des atomes. Ces analyses mettent successivement en jeu le microscope optique, le microscope électronique et la diffraction X dont la longueur d'onde est de l'ordre du dixième de nm, pour étudier les structures cristallines. [3.15]

I.4.5.2 - la macrographie

La macrographie consiste en un examen d'ensemble d'une structure métallique ou d'alliage qui s'effectue à l'œil nu, ou avec de faible grossissement (inférieur à 100). Cet examen peut aussi s'effectuer sur des sections prélevées sur des ébauches (lingot, pièce de forge...) que sur des produits finis. Il permet de déterminer l'allure de la constitution cristalline de grandes surfaces.

La macrographie met en évidence :

- La grosseur et la forme des grains.
- L'observation de la déformation des grains et la différence de taille de grains lors des traitements mécaniques.
- La répartition d'inclusion ou de cavités.

I.4.5.3 - La micrographie

Elle a pour but la mise en évidence de la structure de l'échantillon et des inclusions métalliques, des microfissures et aussi de l'organisation de diverses phases présentes (taille, formes, leur distribution).

- ❖ **Observation par microscope optique** : il n'est utilisé en pratique que pour la détermination de la structure et la texture granulaire des matériaux étudié.
- ❖ **Microscopie électronique à balayage** : utilisé pour l'observation plus finement l'état de surface des matériaux et rendre compte des précipités grossiers présents dans les divers matériaux. Le principe de l'image de MEB consiste à composer une image de

surface à partir des électrons secondaires éjectés du matériau sous l'effet du faisceau primaire.

L'énergie de ces électrons dépend directement de l'énergie des électrons primaires et du numéro atomique de l'élément qui interagit avec le faisceau primaire. [3]

➤ **Importance de la métallographie**

L'étude métallographique est un moyen de contrôle essentiel de la structure micrographique des matériaux métalliques.

Toutes études d'un matériau métallique passe par l'étude des constituants micrographiques.

Ce sont eux qui donnent aux métaux leurs différentes caractéristiques mécaniques et grâce aux différents microscopes il est devenu possible de visualiser tous types de surfaces avec un grossissement qui peut atteindre jusqu'à 1000 fois.

**CHAPITRE I.5 - DEFAUTS
CRISTALLINS ET DIFFUSION**

I.5.1 - Défauts cristallins [1]

Les métaux utilisés dans l'industrie ne sont pas constitués de cristaux parfaits, ils ne sont généralement pas purs et souvent, même, ils sont utilisés sous forme d'alliage c'est-à-dire qu'ils contiennent des atomes étrangers ajoutés volontairement.

Cette situation va engendrer la présence dans le métal de base d'un certains nombres d'anomalies que l'on peut répertorier sous le titre de défauts cristallins.

On distingue quatre types de défauts :

- Les défauts ponctuels, de dimension 0 : ils concernent un nœud unique, et ne perturbe que les quelques nœuds voisins, par exemple les atomes interstitiels.
- Les défauts linéaires : les dislocations, dimension 1 : il ne concerne que les nœuds situés sur une courbe. Et ne perturbent que quelques nœuds voisins.
- Les défauts plans, de dimension 2 : surface, joints de grains, joints de macles
- Les défauts en volume, de dimension 3 : des précipites, des inclusions (les saletés) des pores.

I.5.1.1 - Les défauts ponctuels

En cristallographie, les défauts ponctuels sont des défauts qui existent au niveau des dimensions atomique, et peuvent être créés par agitation thermique, écrouissage,...

Ils influent sur certaines propriétés physiques tels que la conductibilité électrique, les propriétés magnétiques,... ces défauts correspondent à 4 situations :

- **Lacune (1) :**
Elle caractérise l'absence d'un site normale du réseau cristallin.
- **Atomes auto-interstitiel (2) :**
Lorsqu'un atome constitutif du cristal est placé en insertion, on a affaire à auto-interstitiel.
- **Atome étranger en substitution (3) :**
Un atome étranger occupe un nœud du réseau. Chimiquement, il s'agit d'une impureté, mais on dit ici qu'il s'agit d'un élément d'alliage car cet atome étranger est dissous dans le métal de base. La présence d'un tel atome étranger provoque de légers déplacements des atomes environnants.
- **Atome étranger en insertion (4) :**
Lorsqu'un atome de petite taille (4) s'insère dans les espaces vides du réseau cristallin.

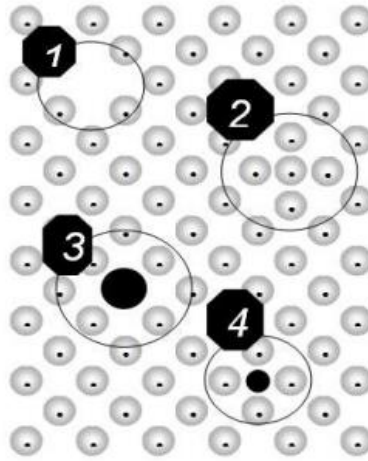


Figure I.5.1 : type de défauts ponctuels

I.5.1.2 - Défauts à une dimension (défaut linéaire)

Une façon d'expliquer le glissement consiste à imaginer que les mouvements atomiques plans sur plan se font de manière rigide. C'est-à-dire que tous les atomes se déplacent en même temps. Une autre façon plus économique en énergie de produire un glissement est de faire glisser certaines parties du cristal avant d'autres. C'est le concept localisé. A un instant donné la frontière entre la partie du plan qui a déjà glissé et la partie de plan encore intact correspond à un défaut linéaire appelé dislocation.

Il faut distinguer essentiellement deux types de dislocation : La dislocation vis et la dislocation coin. Pour caractériser une dislocation on utilise le concept de vecteur et de circuit de Burgers.

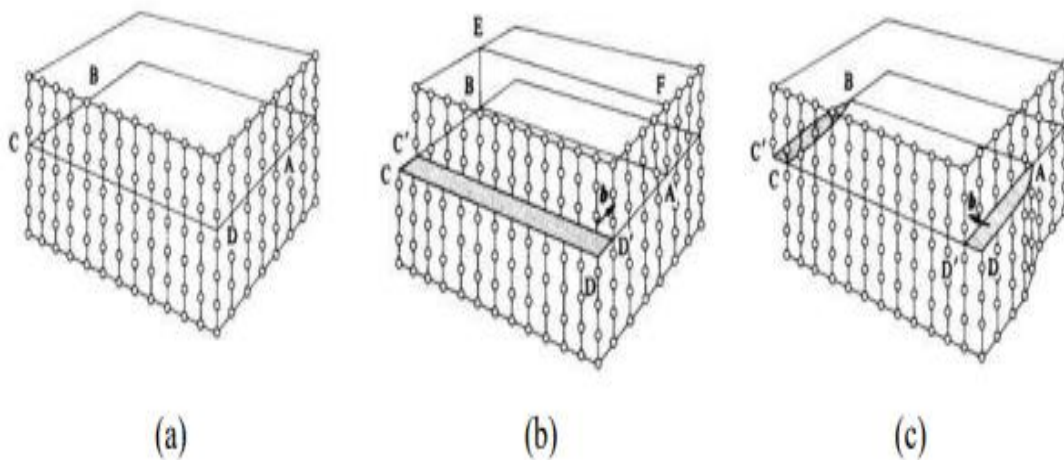


Figure I.5.2 - (a) Modèle d'un cristal parfait. (b) dislocation coin. (c) dislocation vis

➤ **Dislocation coin**

Elle est le défaut linéaire résultant de l'absence d'un demi-plan atomique. La dislocation coin peut être représentée par un plan cristallographique qui se termine à l'intérieur de réseau cristallin. Au voisinage de la dislocation le cristal est déformé entraînant des contraintes de compression d'un côté et de traction de l'autre côté.

➤ **Dislocation vis**

Les dislocations vis peuvent être comprises comme la ligne de séparation entre le réseau cristallin non perturbé est une zone de décalage partiel du réseau cristallin par rapport à la région avoisinante du réseau, ce genre de dislocation peut changer facilement de plan de glissement, car le champ de contraintes a une symétrie radiale.

Et on distingue par une dislocation mixte la combinaison des deux types suscités :

➤ **Dislocation mixte**

Elle est le résultat de l'existence des deux dislocations linéaire ; vis et coins

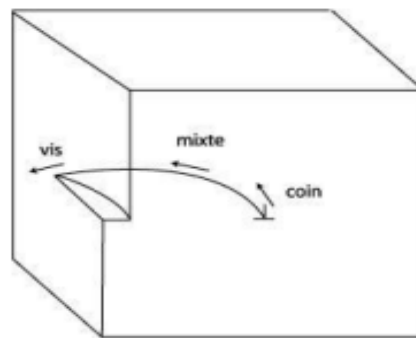


Figure I.5.3 - Dislocation mixte

➤ **Le vecteur de Burgers [2]**

Il se définit comme étant le vecteur nécessaire à boucler un circuit initialement fermé dans le cristal Parfait et qui se trouve ouvert lorsqu'il enlace la ligne de dislocation. Ce vecteur n'est pas quelconque dans un cristal mais représente une translation du réseau. En terme mathématique il s'agit de l'intégrale du déplacement sur un circuit fermé enlaçant la ligne de dislocation, le vecteur de Burgers représente l'amplitude de la déformation transportée par une dislocation. Comme les dislocations sont des objets flexibles, deux dislocations peuvent interagir pour former une troisième dislocation si est seulement si la quantité de déformation est conservée, on parle de jonction attractive. Il s'ensuit qu'à un nœud entre plusieurs dislocations, la somme des vecteurs de Burgers est nulle.

I.5.1.3 - Défauts à deux dimensions (défauts plans)

Ce sont les surfaces libres telles que les perturbations du voisinage des atomes de surface qui ont perdu certains de leurs voisins, et les interfaces entre grains, ou entre phases différentes.

➤ les joints de grains

Les matériaux cristallins utilisés couramment sont rarement constitués d'un seul cristal à l'exception de certains cas (semi-conducteurs, diodes et les transistors), ils sont formés d'un ensemble de petits cristaux ; des grains qui forment un milieu continu. Les surfaces d'accolement des grains adjacents sont des joints de grains ; ils assurent la cohésion entre des cristaux d'orientation différente. L'épaisseur d'un tel joint est de deux ou trois la distance interatomique.

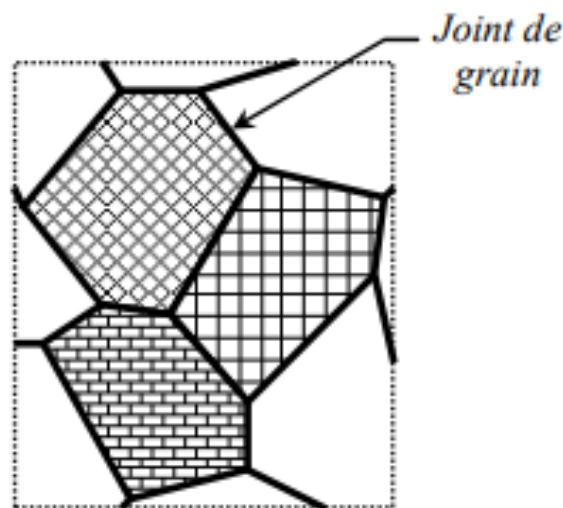


Figure I.5.4 : joint de grains

➤ Les joints de macles

C'est un plan dans lequel les nœuds restent correctement ordonnés selon le système cristallin du métal et duquel les réseaux des cristaux sont symétriques et non pas alignés comme est le cas dans un cristal unique. Les macles apparaissent fréquemment au cours de la déformation plastique des matériaux CFC.

I.5.1.4 - Défauts 3D (défauts volumique)

Ils sont essentiellement des cavités, des phases non désirées, des inclusions, ils proviennent notamment de l'élaboration du matériau ou de l'endommagement de celui-ci lors de son utilisation.

➤ **Les pores**

Ce sont des cavités à l'intérieur du cristal rempli de gaz. On a deux types de pores : les pores inter-granulaires ou les intra granulaires qui se disposent respectivement le long des joints de grains ou à l'intérieur des grains, ils possèdent deux caractéristiques importantes qui sont la taille et la morphologie.

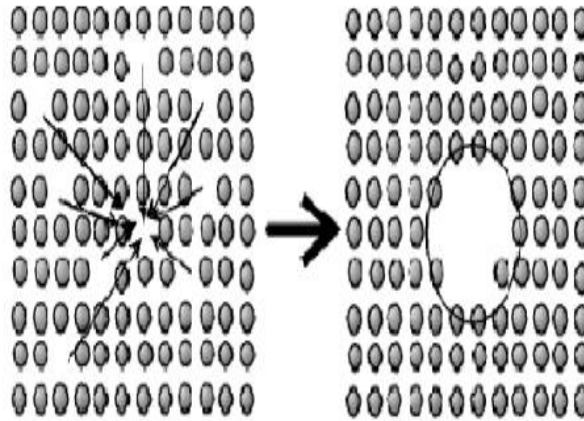


Figure I.5.5 : représentation schématique d'un pore

➤ **Les inclusions**

Ce sont des saletés qui proviennent de l'élaboration du métal à l'état liquide, plus souvent des oxydes, des sulfures ou des silicates. Ces inclusions peuvent être des particules étrangères solides, liquides ou gazeuses.

➤ **Les précipités**

Elles sont des particules de seconde phase, de composition chimique différente de la matrice et se forment par réactions entre métal de base et un ou plusieurs de ses éléments d'alliage ou entre ses éléments d'alliage eux même.

Les précipités peuvent être classés en trois types selon le degré de cohérence cristallographique qu'ils présentent avec la matrice dont laquelle ils sont inclus.

- ❖ **Les précipités cohérents** : présentent une continuité cristallographique avec la matrice, les réseaux cristallins de la matrice et du précipité sont semblable, seul différé légèrement les paramètres des deux réseaux. Ceci génère des distorsions élastiques à l'interface précipité-matrice.

- ❖ **Les précipités semi-cohérents** : présentent une continuité cristallographique avec la matrice seulement selon certains plans et il n'y a aucune continuité selon les autres plans ; la semi-cohérence est parfois obtenues grâce à la présence de dislocations coin le long de l'interface.
- ❖ **Les précipités incohérents** : ont un réseau cristallin trop différent de celui de la matrice. Pour qu'il existe une continuité entre les deux réseaux l'interface matrice-précipité est semblable à un joint de grain quelconque.

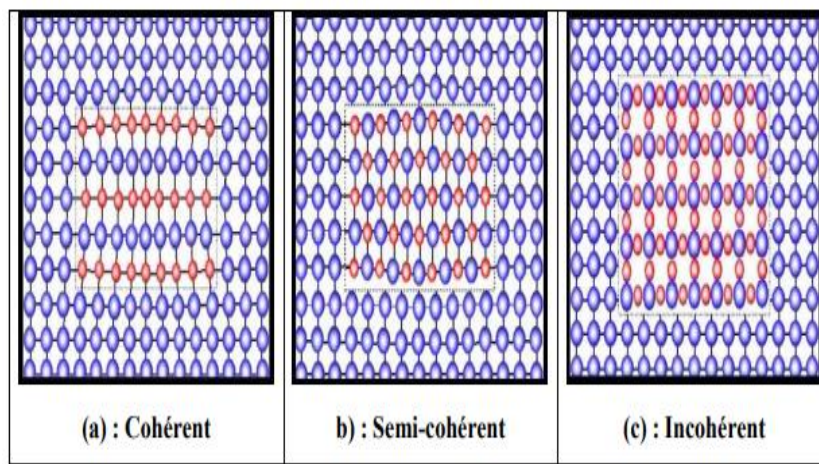


Figure I.5.6 : Différentes précipités

I.5.2 - La diffusion [2]

I.5.2.1 - Définition

La diffusion est un déplacement des atomes dans un solide à des distances supérieures au paramètre de maille. La force motrice phénomène peut être la température, le gradient de concentration etc.

Lorsque l'atome diffuse sans son propre réseau on dit qu'il a autodiffusion. Par contre quand des atomes diffusent dans un autre réseau, il y a hétéro-diffusion.

I.5.2.2 - Mécanisme de diffusion

- **Autodiffusion** : pour qu'un atome puisse diffuser vers la lacune voisine, il faut qu'il y ait énergie cinétique d'activation de diffusion des atomes due à l'agitation thermique suffisamment élevée pour écarter les atomes voisins et ainsi atteindre la lacune ; le phénomène de diffusion s'effectue donc grâce à la présence des lacunes en équilibre dans le cristal. Plus la température est élevée plus sera la fraction d'atome ayant une énergie cinétique minimale requise pour occuper une lacune voisine. Ce qui montre que la diffusion est un phénomène activé thermiquement. (figure I.5.7)

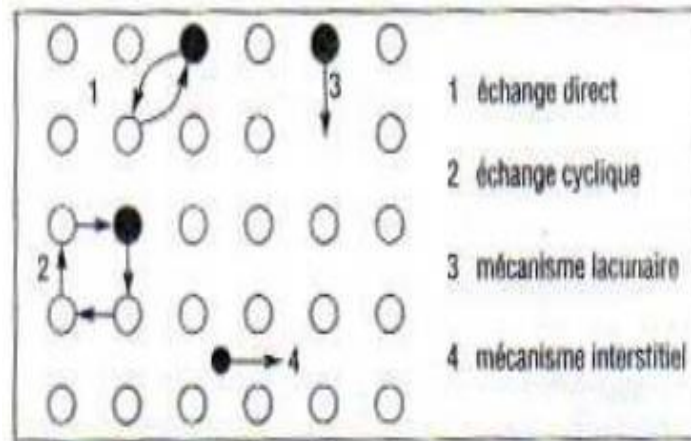


Figure I.5.7 - Mécanisme de diffusion à l'échelle atomique

- **Diffusion d'atomes de soluté en insertion** : lorsqu'un atome étranger est en solution d'insertion occupant un site formé par les atomes de la matrice, il possède une énergie cinétique minimale qui lui permet de s'insérer dans la matrice et occuper un site semblable voisin.

I.5.2.3 - lois de la diffusion

Les lois de la diffusion permettent de déterminer la concentration en élément diffusant dans le solide. On trouve deux cas possibles :

- Etat stationnaire : lorsque le gradient de concentration est constant.
- Etat non stationnaire : lorsque le gradient de concentration varie dans le temps.

- **Etat stationnaire (première loi de Fick)**

La première loi de Fick (1855) est purement phénoménologique et s'apparente aux célèbres lois de Fourier. En effet, cette loi démontre que le flux de matière est proportionnel au gradient de la concentration ce flux est donné par la loi suivante :

$$j = -D \cdot \text{grad}C$$

C : Concentration de l'espèce diffusante.

D : Le coefficient de diffusion en m^2/s et dépend fortement de la température.

grad C : Le gradient de la concentration et le signe (-) indique que le flux va des endroits le plus concentrées vers les moins concentrées.

- **Etat non stationnaire (2^{eme} loi de Fick)**

Lorsque le gradient est variable dans le temps et change en fonction de la distance x , il est défini par une fonction à deux variables. On détermine alors la concentration comme la solution d'une équation différentielle du second ordre.

Pour un problème à 1D, la seconde loi de Fick est donnée par :

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \left(\frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \right)$$

Avec C la concentration de l'espèce, D : le coefficient de diffusion et x la distance

La solution est : $C = f(x,t)$

Partie II

PARTIE EXPERIMENTALE

CHAPITRE II.1 - APPAREILLAGE

38 - 45

CHAPITRE II.2 - METHODE EXPERIMENTALE ET

ELABORATION DE L'ALLIAGE AlSi9Cu3ZnMg

46 - 50

CHAPITRE II.1 - APPAREILLAGE

Introduction [3]

Ce chapitre est consacré d'une part à la présentation des différents types d'appareils utilisés au cours de notre étude expérimentale et d'une autre part il décrit les différents modes préparatoires après avoir réalisé les essais mécaniques.

Le traitement thermique de l'alliage de fonderie AlSi9Cu3ZnMg et les essais de flexion et de dureté de Brinell, ainsi les observations de la micrographie ont été réalisées au niveau de différents laboratoires de département de Génie Mécanique, par contre l'essai de résilience et l'analyse chimique de l'alliage ainsi que l'analyse avec le microstructure électronique à balayage ont été réalisés respectivement au sein de laboratoire de l'Electro-Industriel (Fréha), de l'ENIEM et de laboratoire de chimie des matériaux de Hasnaoua.

II.1 - Appareillages

Toutes les opérations de l'usinage ont été réalisées au niveau de Hall de Technologie de Oued Aissi.



Figure II.1.1 - Moule en coquille

Il est composé de deux parties qui sont assemblées par boulonnage et d'un système de coulée qui est composé d'un système d'attaque.



Figure II.1.2 - Cylindres moulés en coquille

Diamètre : 82 mm

Longueur : 1M

II.1.1 - Scie mécanique

Le découpage du brut des éprouvettes, des échantillons pour la dureté et la microstructure a été réalisé par l'utilisation d'une scie mécanique (figure II.1.3).



Figure II.1.3 - Scie mécanique de type ALMOSMA3 [7]

II.1.2 - Usinage des éprouvettes et des échantillons

L'usinage des éprouvettes de flexion et de résiliences ainsi que celles des échantillons a été réalisé par l'utilisation d'une fraiseuse verticale (figure II.1.4).



Figure II.1.4 - Fraiseuse Verticale F ,5AI

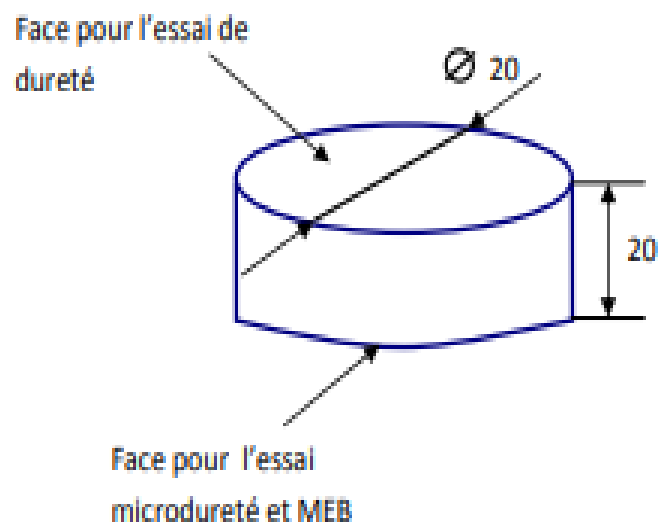


Figure II.1.5 - échantillon pour l'essai de dureté et de la structure.

II.1.3 - Traitement thermiques [5,6]**II.1.3.1 - Four de trempe**

C'est un four à résistance électrique, construit en tôle et profilés robustes. Isolé avec de laine d'alumine pour isolation thermique et le rendre plus léger. Un contact électrique coupe le circuit de résistance dès l'ouverture de la porte pour éviter au manipulateur toute décharge électrique.

Ce four possède les caractéristiques suivantes :

- Tension $T = 380V$
- Puissance $P = 11KW$
- La température maximale est de $1200^{\circ}C$



Figure II.1.6 - Four de trempe

II.1.3.2 - Etuve [1]

Nos traitements de revenu ont été réalisés dans une étuve de type MEMMERT ALIMENT2 par un courant de 380 volts. Elle est composée essentiellement de :

1. Afficheur de temps (maintien)
2. Indicateur de mode de fonctionnement
3. Indicateur de température de consigne (recommandée)
4. Indicateur de régime de la ventilation
5. Indicateur de la température d'intervention du dispositif de sécurité

L'étuve est dotée d'une ventilation naturelle par convection à thermosiphon. Le brassage d'air s'effectue par une turbine installée à l'intérieur sur la paroi du fond de l'appareil.



Figure II.1.7 - Etuve utilisé

II.1.4 - Les essais mécaniques

II.1.4.1 - Machine de flexion

La machine utilisée pour l'essai de flexion est de type IBERTEST alimentée sous une tension de 202 V, ayant une charge maximale de 400 KN, dotée d'un microordinateur qui suit l'évolution des essais et de les sauvegarder.



Figure II.1.8 - Machine de flexion (IBERTEST)

II.1.4.2 - La machine de résilience

Un couteau fixé sur un marteau oscille dans un plan vertical autour d'un axe O. une partie de l'énergie emmagasinée lors de la chute du pendule est utilisée pour rompre l'éprouvette.



Figure II.1.9 - Pendule de Charpy



a-Avant rupture



b- Après rupture

Figure II.1.10 - Epreuve de résilience [5]

II.1.4.3 - Les Polisseuses

Polisseuse à deux disques de type 'Struers' alimentée sous une tension de 220 V et munie d'un dispositif d'arrosage.

Polisseuses à un disque de type 'Struers' alimentée sous une tension de 220 V.

La vitesse de rotation du disque est (150 tr/mn et 300 tr/mn).



Figure II.1.11 - Les polisseuses

II.1.4.4 - Duromètre et microduromètre

L'essai de dureté a été réalisé avec un duromètre ce dernier est muni d'une bille de diamètre 2,5 d'un sélecteur de charge de 15 kgf, une table sur laquelle on pose l'échantillon et d'un cadran permettant la mesure du diamètre de l'empreinte laissée par le pénétrateur. Il possède les caractéristiques suivantes : Tension $T=220\text{ V}$, Fréquence $f=50\text{ Hz}$.



Figure II.1.12 - Duromètre

II.1.4.5 - Attaque chimique

Elle a pour but de révéler les joints des cristaux et de différencier les constituants de l'alliage utilisé, après le polissage de finition. Nous rinçons notre échantillon et nous le sèche, puis nous le soumettons à une attaque chimique qui consiste à faire tremper la face à attaquer dans le réactif pendant un temps convenable à la température ambiante, puis nous lavons l'échantillon avec un jet d'eau et nous le séchons à l'aide d'un séchoir.

II.1.4.6 - Analyse microscopes [8]

II.1.4.6.1 - microscope optique

Pour procéder à l'observation des différentes structures de surfaces, après le plissage et l'attaque chimique, des échantillons de l'alliage étudiés, on s'en est servi d'un microscope optique qui les caractéristiques suivantes :

Nous avons utilisé un microscope optique universel de type ZEISS, alimenté sous une tension de 220 V avec une fréquence de 50 Hz et une puissance de 100W, muni d'un appareil-photo automatique et ayant un pouvoir de résolution allant de 50 à 1000 fois.

II.1.4.6.2 - Microscope électronique à balayage (MEB)

Le MEB est un appareil d'observation d'état de surface ainsi que les précipités présents dans les matériaux plus finement. Le principe de l'imagerie (MEB) consiste à composer une image de surface grâce à des électrons secondaires éjectés du matériau sous l'effet du faisceau primaire. L'énergie de ces électrons dépend directement de l'énergie des électrons primaires et du numéro atomique de l'élément qui interagit avec le faisceau primaire.



Figure II.1.13 - Microscope optique



Figure II.1.14 - MEB

**CHAPITRE II.2 - METHODE
EXPERIMENTALE ET ELABORATION
DE L'ALLIAGE AlSi9Cu3ZnMg**

Dans ce qui suit, nous étudierons la séquence de précipitation dans le cas élémentaire d'un alliage d'aluminium de fonderie coulé en coquille par gravitation de désignation AlSi9Cu3ZnMg. Nous vous présentons les techniques expérimentales que nous avons utilisé afin de caractériser notre matériau après qu'il a subi un traitement thermique de variation de températures d'homogénéisation par pas (10 – 20°C) des différents états à savoir :

- Brut de coulée noté **F**
- de variation de températures d'homogénéisation notée : **TH520 °C, TH540 °C, TH550°C**, suivi d'un revenu à 160°C pendant 6 heures avec une moyenne de trois éprouvettes identiques pour chacun des quatre états considérés.

II.2.1 - Matériau étudié

Le matériau étudié, il s'agit d'un alliage de l'aluminium de fonderie de désignation chimique AlSi9Cu3ZnMg obtenu par moulage en coquille par gravitation.

II.2.2 - Elaboration de matériau a étudié

II.2.2.1 - Usinage

Pour notre étude nous avons usiné 12 éprouvettes pour l'essai de flexion, 12 éprouvette pour l'essai de résilience et préparer 12 échantillons pour l'analyse micrographique et l'analyse chimique, en utilisant une fraiseuse verticale, à partir d'un barreau en alliage de l'aluminium AlSi9Cu3ZnMg de 82mm de diamètre de longueur 1m coulé en coquille.

II.2.2.2 - Traitements thermiques [4]

❖ Différentes étapes

Après l'usinage de différentes éprouvettes et échantillons, nous allons procéder aux traitements thermiques de durcissement structural. Tout d'abord nous prélevons trois éprouvettes de flexion, trois éprouvette de résiliences et quatre échantillons usiné à l'état brut de coulée pris comme références notés **F**. les autres éprouvettes et échantillon vont subir le traitement thermique qui se fait en quatre étapes suivantes :

- **Première étape** : chauffage et mise en solution avec homogénéisation respective **TH520 °C, TH540 °C, TH550 °C** de manière à dissoudre totalement et à repartir d'une manière homogène les éléments ajoutés à l'aluminium. Il s'est fait dans un four de trempe avec un maintien de 8 heures pour chacun des trois respective.

- **Deuxième étape** : suivi immédiatement d'une trempe à l'eau à température ambiante.
- **Troisième étapes** : Traitement de maturation de 16 heures
- **Quatrième étape** : suivi d'un revenu immédiatement à 160 °C pendant 6heures et d'un refroidissement à l'air libre pour chaque état considéré.

❖ **Cycle thermique**

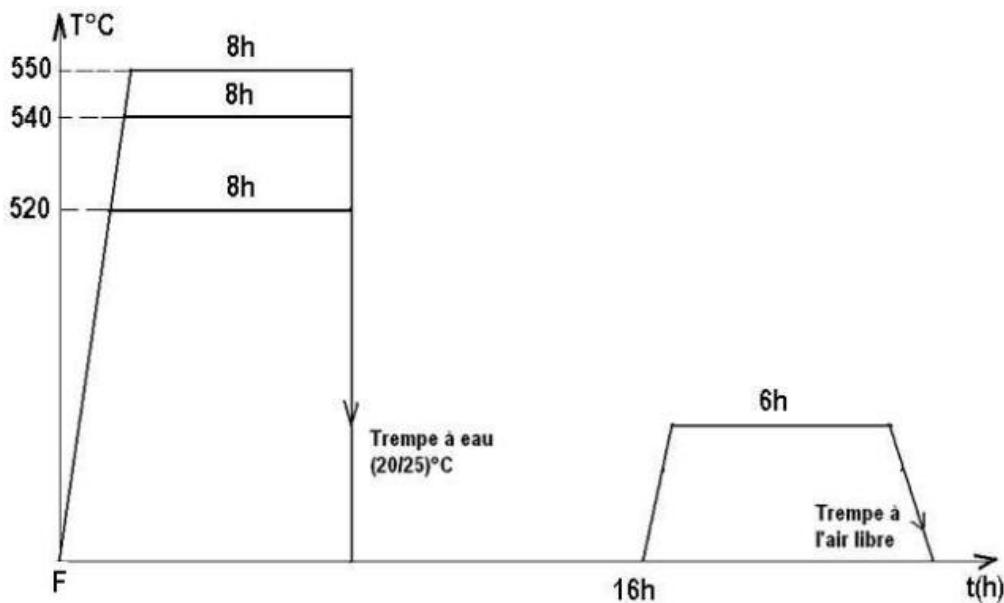


Figure II.2.1- Cycle thermique

II.2.3 - Essais mécaniques

Nous avons effectué trois essais mécaniques : la flexion, la dureté et la résilience Kcv.

II.2.3.1 - Essai de flexion

Cet essai a pour but la caractérisation d'un matériau en flexion. Ses caractéristiques sont les suivantes :

σ_{\max} ; avec :

$$\sigma_{\max} = \frac{3Fl}{2bh^2}$$

ϵ_{\max} ; avec :

$$\epsilon_{\max} = \frac{6hf}{L^2}$$

La forme et les dimensions de l'éprouvette de l'essai de flexion sont :

L=128 ; b=15mm ; l=170mm ; h=08mm

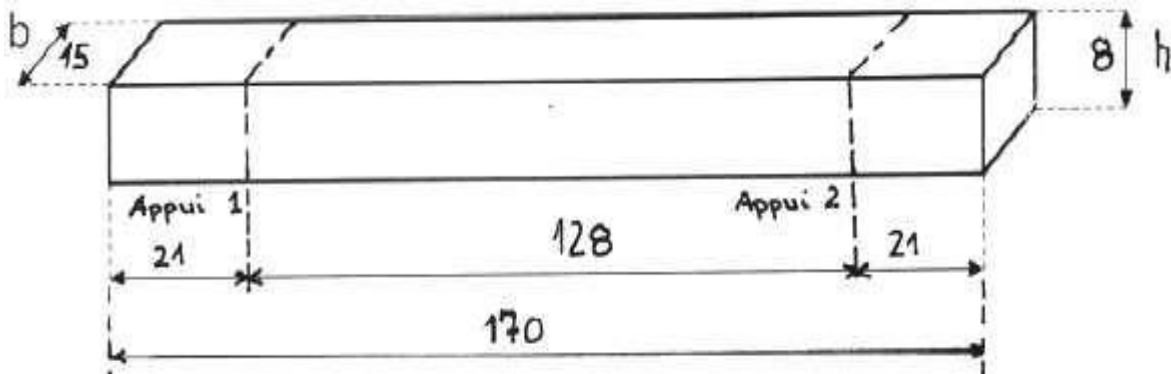


Figure II.2.2 - Géométrie de l'éprouvette pour l'essai de flexion

II.2.3.2 - Essai de dureté

Dans notre travail nous avons choisi l'essai Brinell HB pour déterminer la valeur de la dureté surfacique correspondante au diamètre.

La forme des échantillons utilisés lors de cet essai est présentée par la figure ci-dessous,

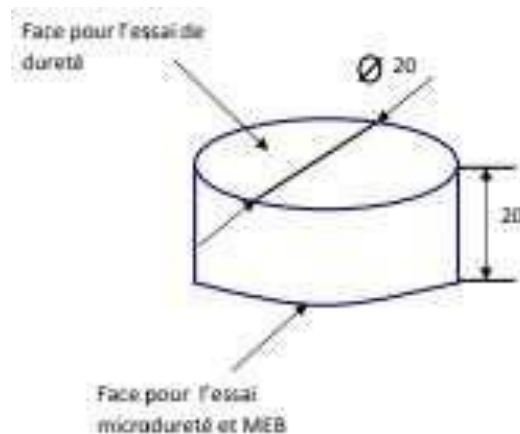


Figure II.2.3 - Formes et dimension de l'échantillon pour l'essai de dureté

II.2.3.3 - La résilience

L'éprouvette est constituée d'un barreau entaillé par usinage en son milieu. La forme de l'entaille la plus fréquente est la forme en V (type A dans la norme ASTM) d'une Profondeur de 2mm. Il existe également une éprouvette avec une entaille en U (type C dans la norme ACTM).

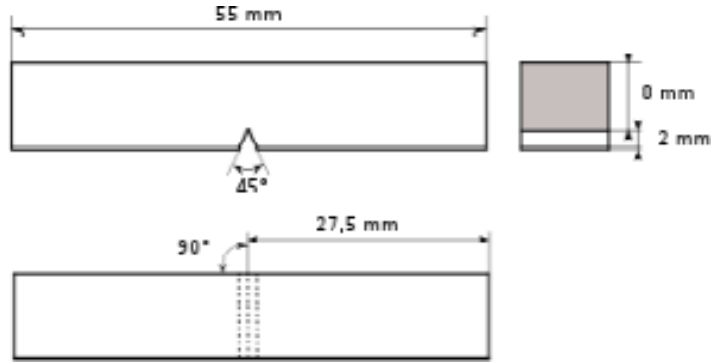


Figure II.2.4 - forme et dimension de l'éprouvette de résilience [2]

II.2.4 - Attaque chimique

Pour faire apparaître les joints de grains, nous utilisons une solution d'attaque au chlorure de zinc de composition chimique, (voir le tableau II.2.1).

H₂O	NaOH	ZnCl₂
100ml	0 ,5g	1g

Tableau II.2.1 - Composition pondérale du réactif

II.2.5 - Analyse microstructurale

II.2.5.1 - Préparations des échantillons

La préparation des échantillons pour l'observation microscopique nécessite un polissage mécanique (Fig.II.1.11). Cette opération consiste à polir la surface de l'échantillon avec des papiers abrasifs de granulométrie allant de : 200, 400, 600 et 1200. L'opération de finition (Fig.II.1.11) a été effectuée sur un disque recouvert de feutre imbibé d'une pâte diamantée.

II.2.5.2 - Microscope optique

Les surfaces préparées sont observées au microscope optique. Ces observations permettent d'évaluer qualitativement l'état de la microstructure des différents échantillons. Pour chaque échantillon observé nous avons pris des photos à différentes échelle.

II.2.5.3 - Microscope électronique à balayage

Pour une bonne résolution et des grossissements plus importants que le microscope optique, nous avons recouru au MEB. Ce dernier est à émission thermoélectronique, équipé d'un système d'analyse permettant de faire une étude qualitative et quantitative de différentes phases intermétalliques. Nous avons pris en considération les états suivants : **F**, **TH520 °C**, **TH540 °C**, **TH550 °C**, afin de faciliter l'interprétation des résultats.

Partie III

RESULTATS ET DISCUSSION 51- 62

III.1 - INTRODUCTION

Cette présente étude porte sur l'influence de l'homogénéisation sur l'évolution des caractéristiques de flexion simple en trois points, de dureté Brinell, de microdureté Vickers, de résilience Kcv et de structures de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation en considérant quatre états du matériau : brut de coulée noté : F et variation de la température d'homogénéisation par pas de (10 - 20)°C désignées respectivement TH520°C, TH540°C et TH550°C afin de déterminer expérimentalement la température la plus favorable qui doit afficher des propriétés de résistances maximales avec un compromis de ductilité. L'ajout d'un pourcentage de silicium (9% Si), de cuivre (3% Cu) avec Mg < Zinc < 1% à l'aluminium sont les principaux agents d'amélioration des caractéristiques mécaniques.

Pour chercher à augmenter plus les caractéristiques de résistances, l'alliage AlSi9Cu3ZnMg sera soumis aux traitements spécifiques.

Pour cela cinq techniques sont utilisées; à savoir: la flexion simple à 3 appuis, la dureté Brinell HB, la microdureté Vickers Hv, la résilience Kcv et la microstructure.

III.2 - INFLUENCE DU DURCISSEMENT STRUCTURAL SUR LA FLEXION

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.

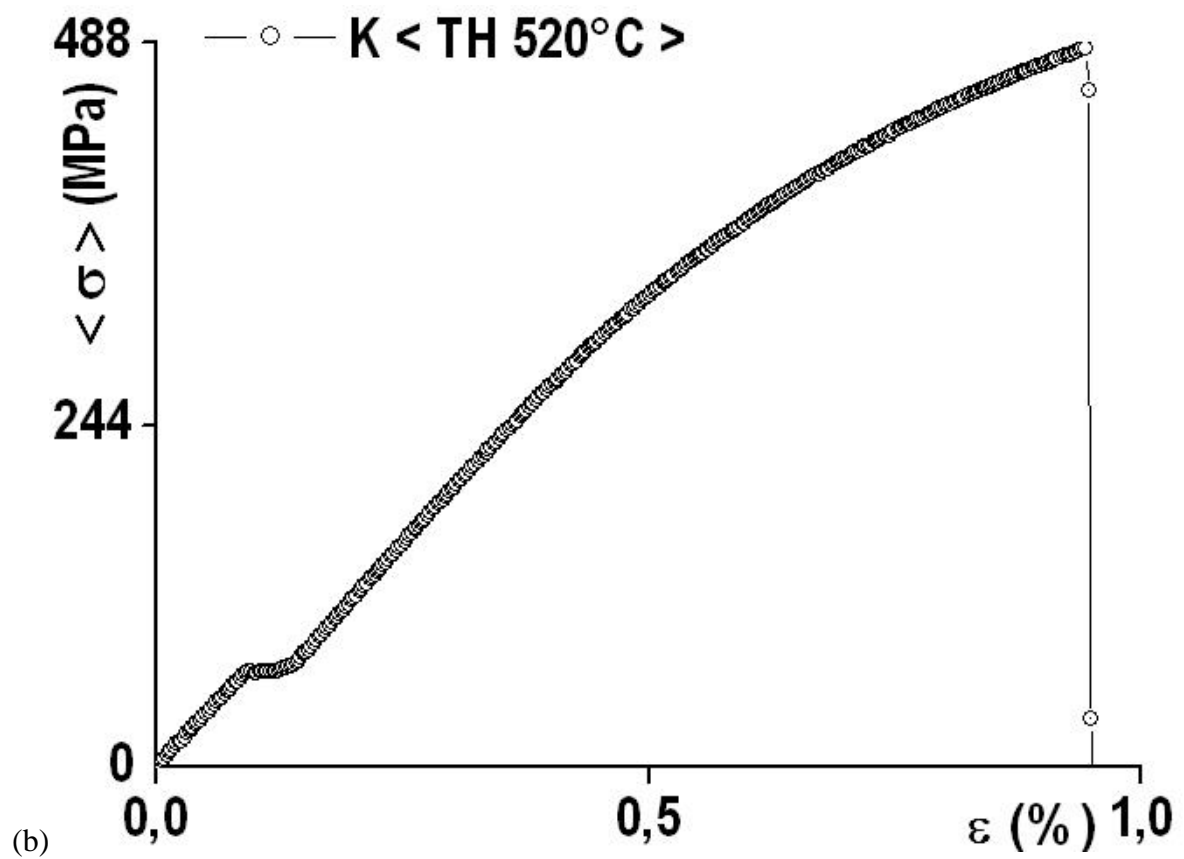
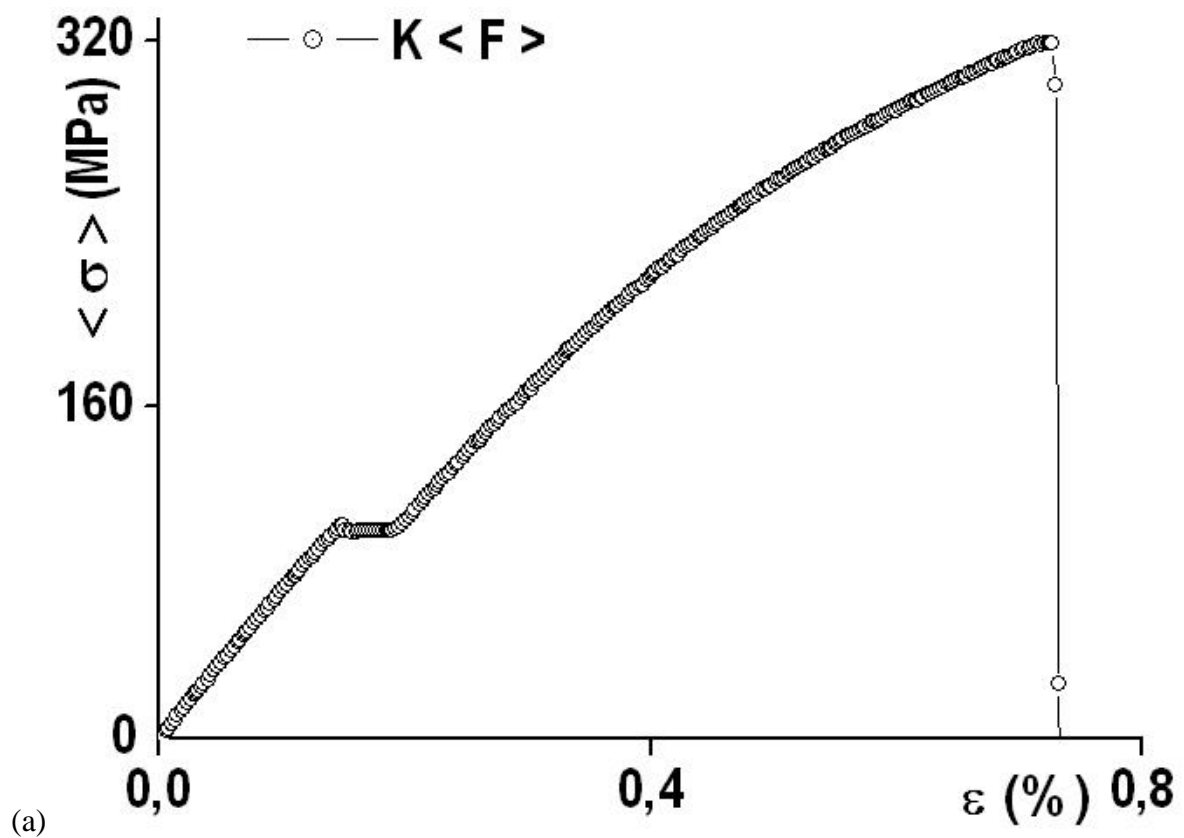
Toutes les courbes obtenues présentent presque une même allure qui se distingue par trois régions différentes :

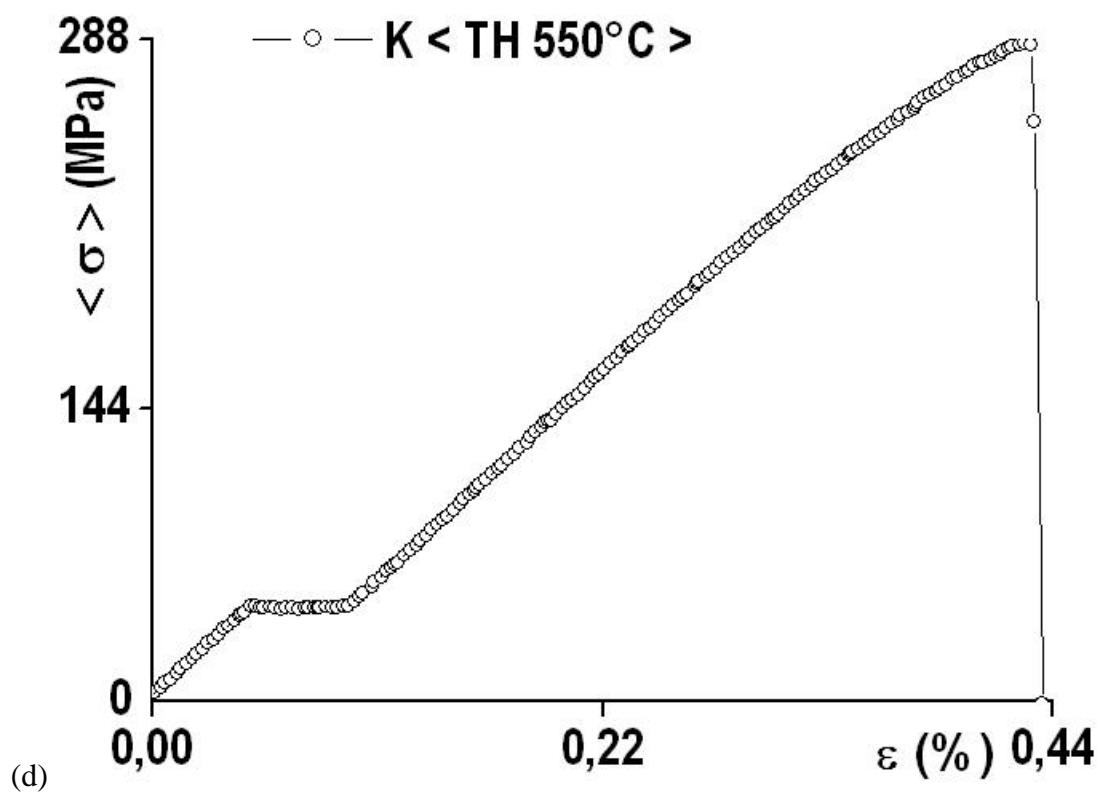
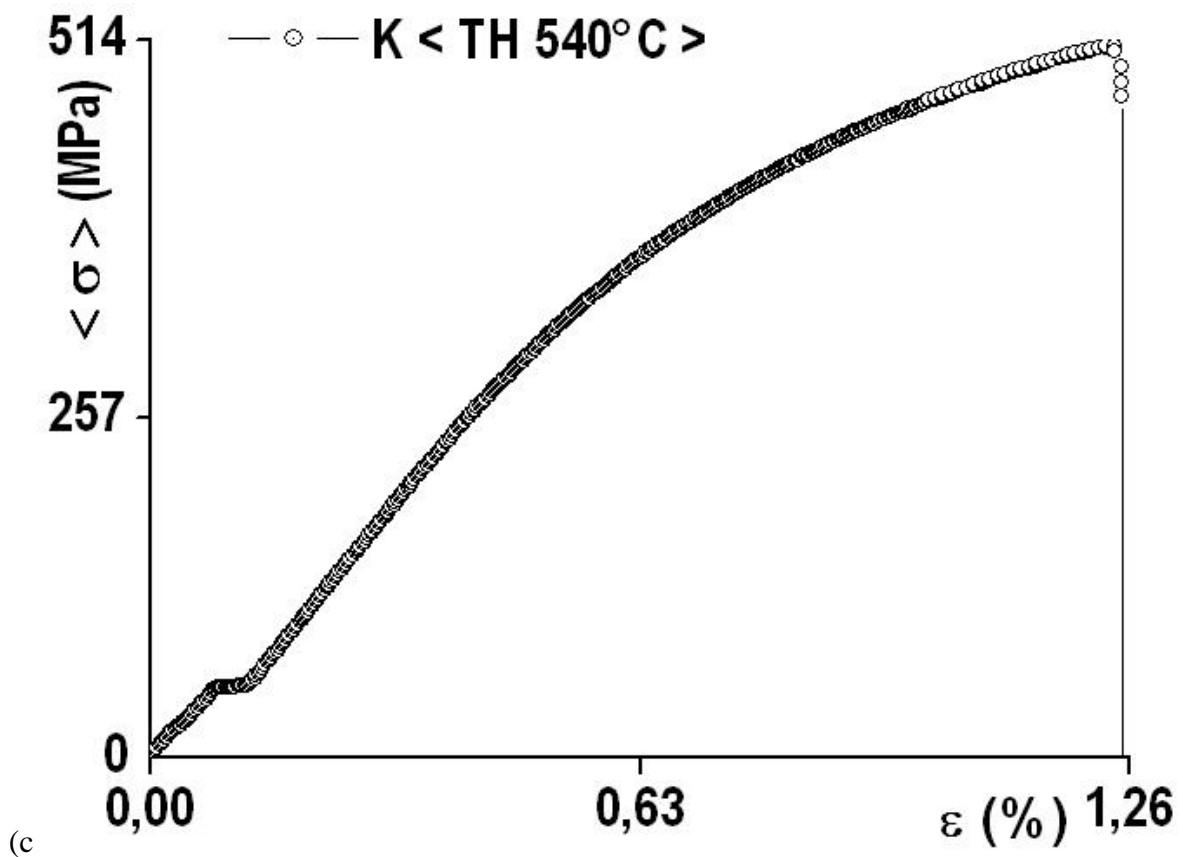
- i - Une partie élastique linéaire d'équation $\sigma_e = E\varepsilon_e$,
- ii - Une partie Plastique de forme $\sigma = K\varepsilon^n$,
- iii - Une deuxième partie plastique cette fois-ci hétérogène d'équation d'une droite verticale qui implique une rupture fragile de l'alliage considéré.

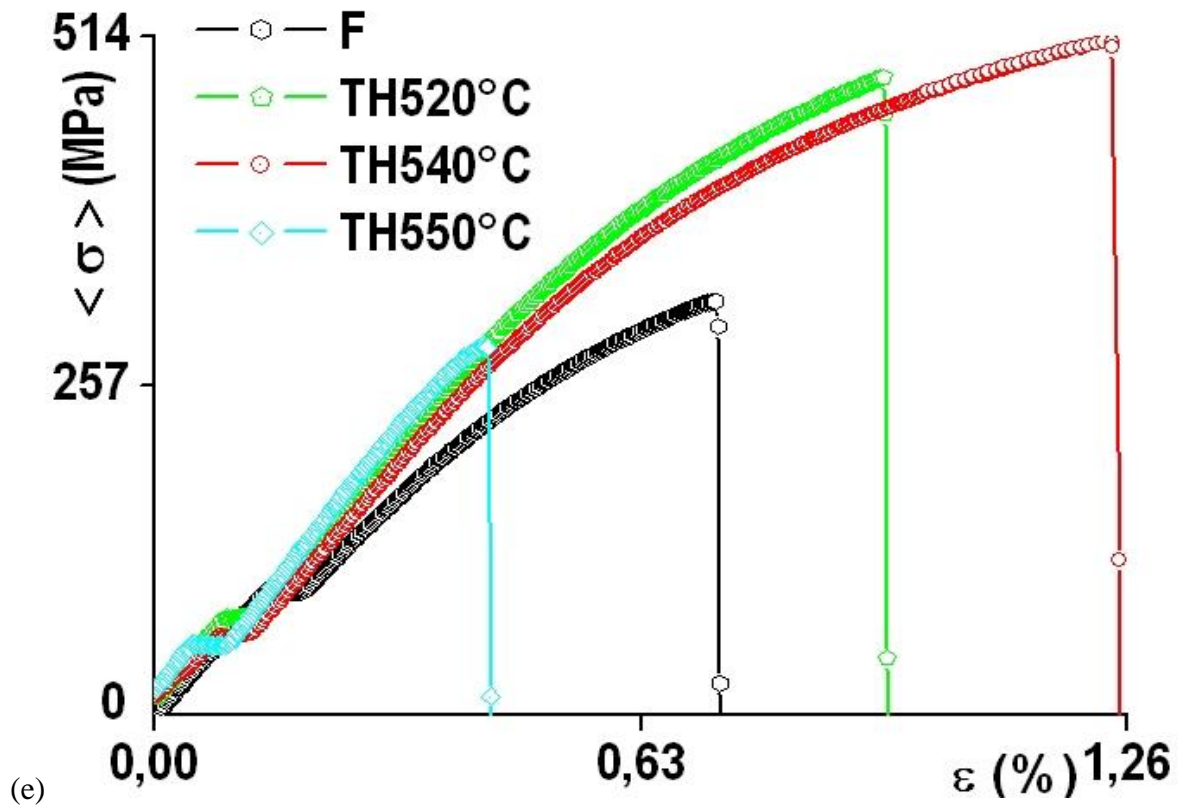
III.3 - INTERPRETATION DES RESULTATS

Les valeurs moyennes des propriétés mécaniques de flexion, de résilience Kcv, de dureté HB et de microdureté $Hv_{0,1}$ de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille sont représentées par les figures de 1 à 11 ci-dessous.

III.3.1 - Courbes de flexion de l'alliage de fonderie AlSi9Cu3ZnMg







La Figure III.1 - Courbes de la contrainte normale en flexion en fonction de la déformation de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg aux états : (a) - brut de coulée noté : $\langle F \rangle$ et homogénéisés notés : (b) - $\langle TH520^{\circ}C \rangle$, (c) - $\langle TH540^{\circ}C \rangle$, (d) - $\langle TH550^{\circ}C \rangle$ et (e) – groupement des 4 états correspondants avec $\langle \sigma \rangle$ - contrainte moyenne, $\epsilon(\%)$ – déformation.

Les Figures III.1 - ((a), (b), (c), (d)) représentent respectivement les courbes de flexion moyennes (contraintes – déformations) de trois éprouvettes d'AlSi9Cu3ZnMg pour chacun des quatre états considérés qui sont : (a) - brut de coulée noté : $\langle F \rangle$ et homogénéisés notés : (b) - $\langle TH520^{\circ}C \rangle$, (c) - $\langle TH540^{\circ}C \rangle$ et (d) - $\langle TH550^{\circ}C \rangle$.

On regroupe à chaque fois trois éprouvettes de chaque état dans un même graphe afin de voir si les résultats sont proches et en suite on fait une courbe moyenne de chaque état.

La Figure III.1 - (e) représente le groupement des courbes moyennes de comparaison (contraintes – déformations) des quatre états du mode de coulée en coquille afin de déterminer l'état ayant un compromis maximal entre la résistance et la ductilité.

L'étude des courbes précédemment citées nous a permis de déterminer les caractéristiques mécaniques de chaque état de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg.

Les figures (III.2 – III.11) représentent les différents résultats obtenus au cours de notre étude des différentes propriétés mécaniques de notre l'alliage AlSi9Cu3ZnMg.

III.3.2 - Propriétés mécaniques de l'alliage de fonderie AlSi9Cu3ZnMg

III.3.2.1 - résistance

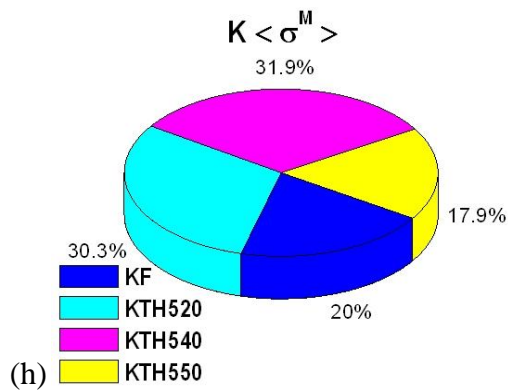
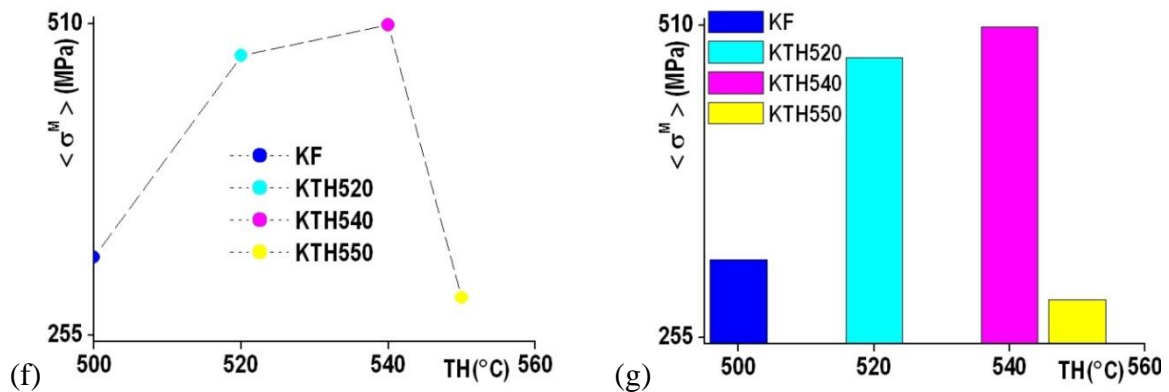


Fig.III.2 - (f) – graphe, (g) – histogramme et (h) – secteur de la contrainte maximale $\langle \sigma^M \rangle$ en fonction de l’homogénéisation de l’alliage AlSi9Cu3ZnMg.

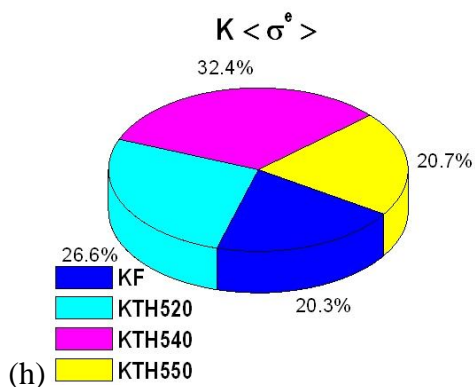
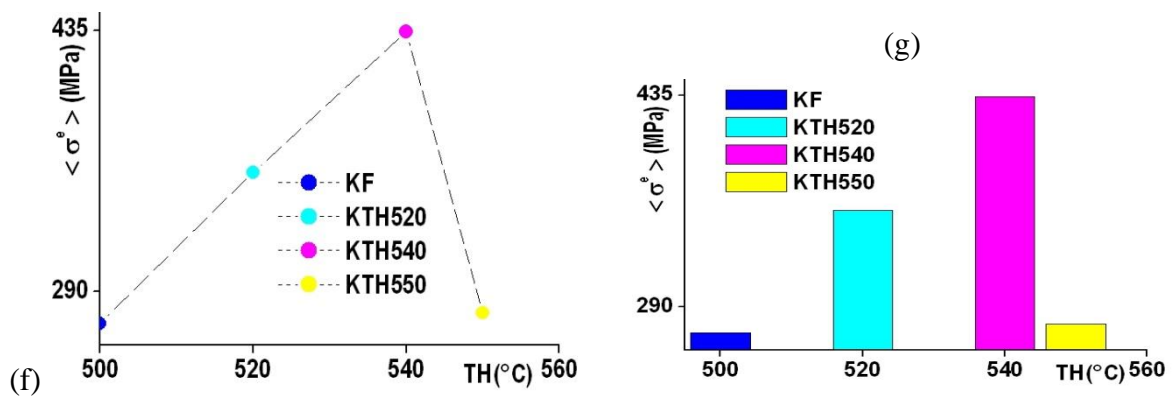


Fig.III.3 - (f) – graphe, (g) – histogramme et (h) – secteur de la contrainte d’élasticité $\langle \sigma^e \rangle$ en fonction de l’homogénéisation de l’alliage AlSi9Cu3ZnMg.

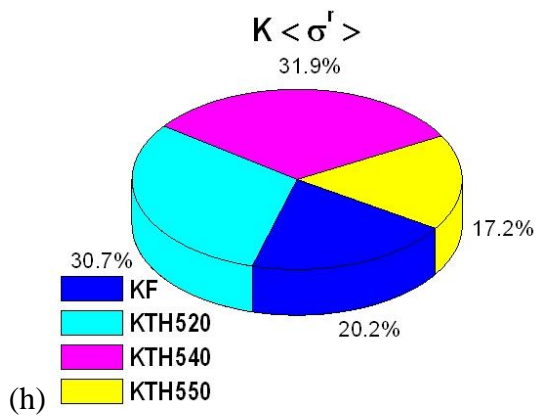
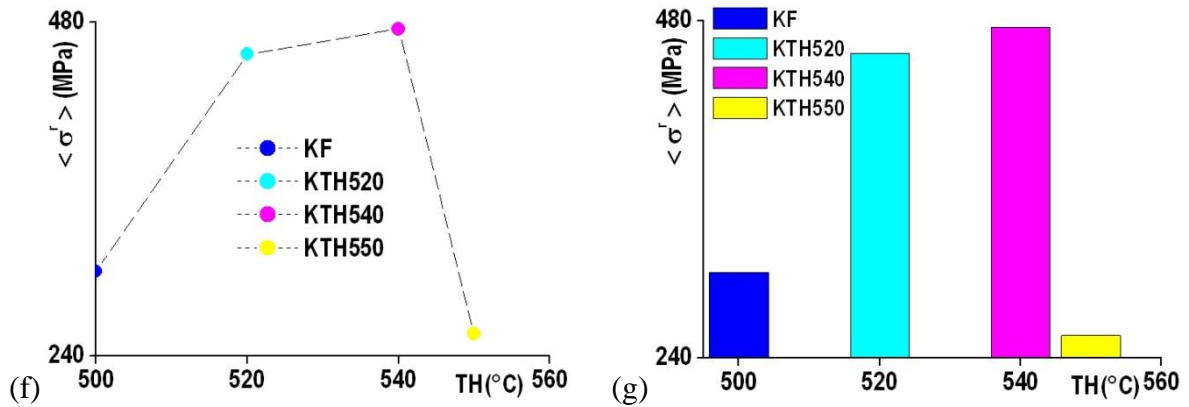


Fig.III.4 - (f) – graphe, (g) – histogramme et (h) – secteur de la contrainte de rupture $\langle \sigma^r \rangle$ en fonction de l’homogénéisation de l’alliage AlSi9Cu3ZnMg.

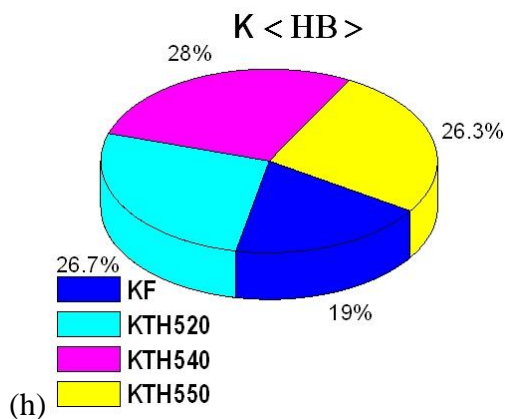
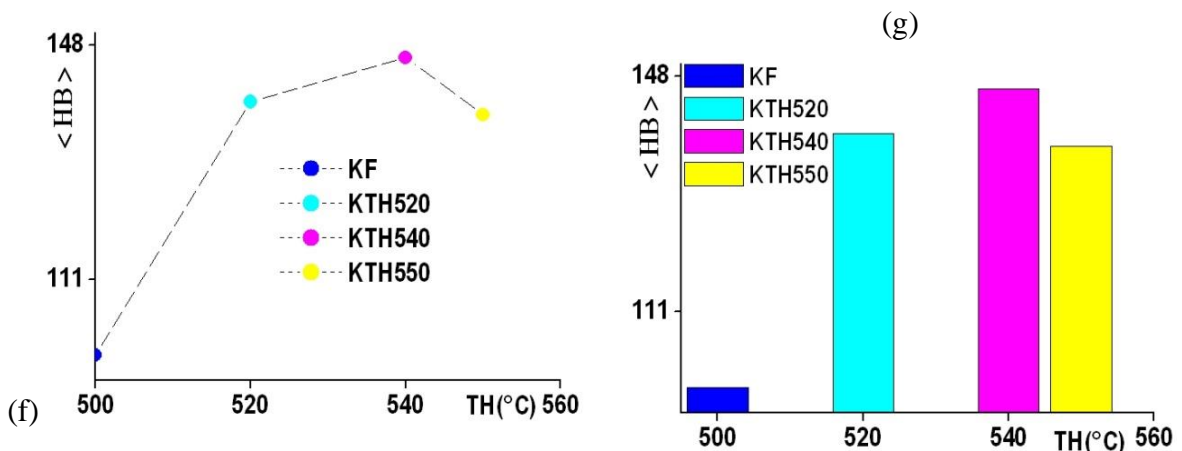


Fig.III.5 - (f) – graphe, (g) – histogramme et (h) – secteur de la dureté Brinell $\langle HB \rangle$ en de l’homogénéisation de l’alliage AlSi9Cu3ZnMg.

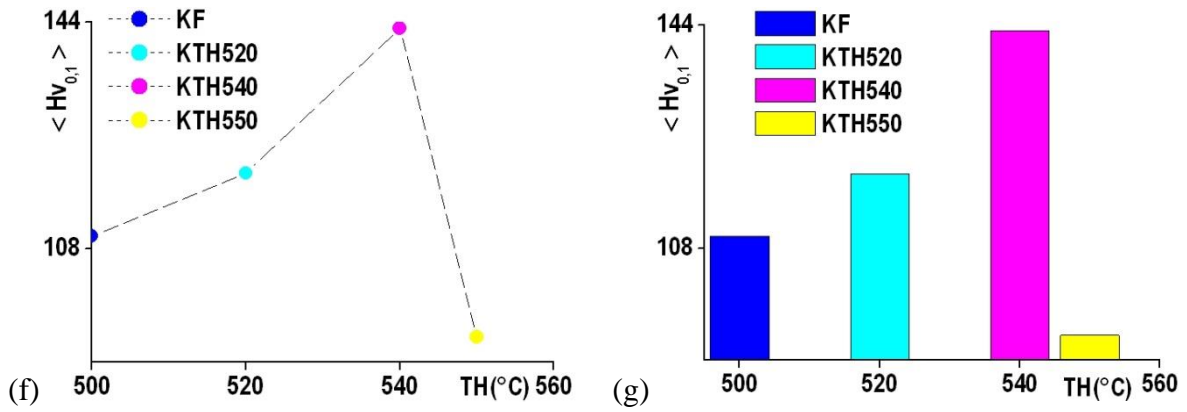


Fig.III.6 - (f) – graphe, (g) – histogramme et (h) – secteur de la microdureté Vickers $\langle Hv_{0,1} \rangle$ en fonction de l’homogénéisation de l’alliage AlSi9Cu3ZnMg.

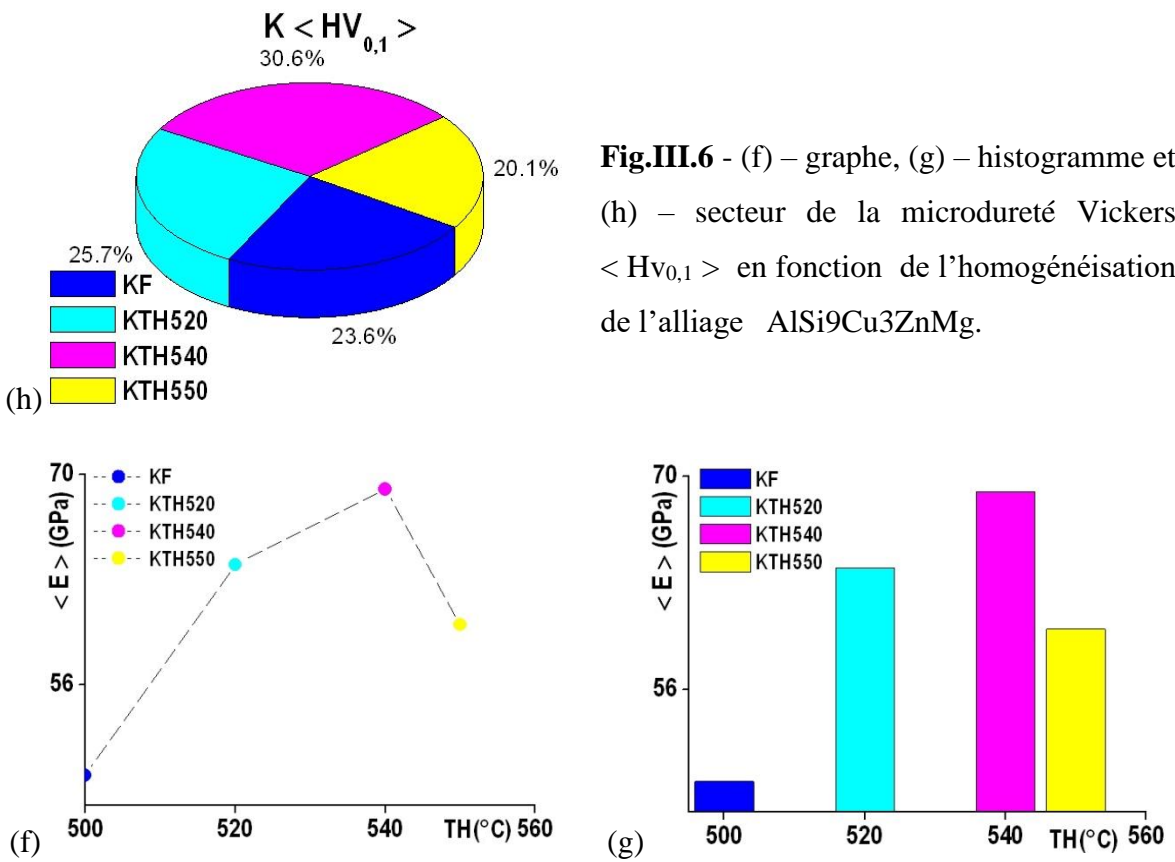


Fig.III.7 - (f) – graphe, (g) – histogramme et (h) – secteur du module d’Young $\langle E \rangle$ en fonction de l’homogénéisation de l’alliage AlSi9Cu3ZnMg.

III.3.2.2 - Ductilité

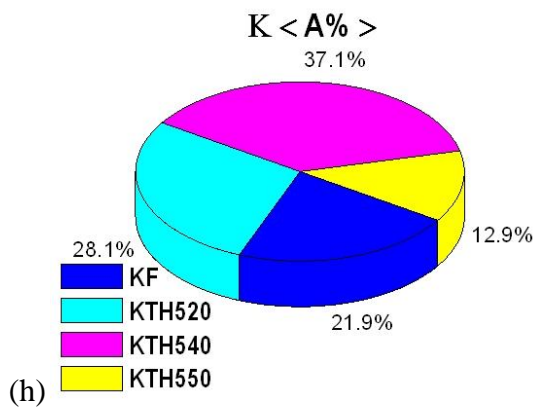
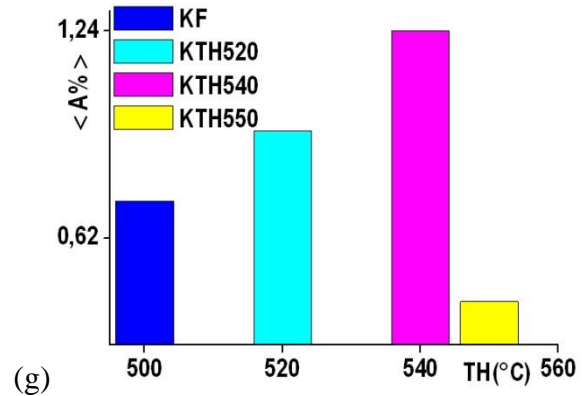
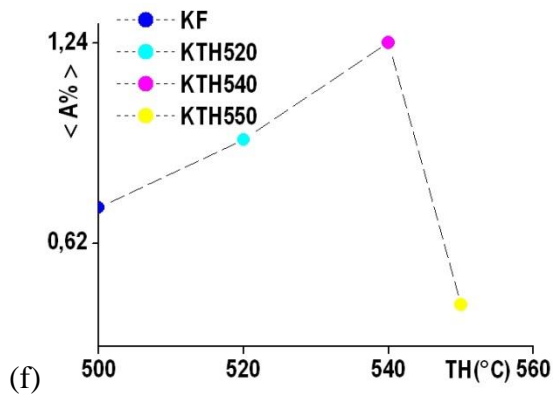


Fig.III.8 - (f) – graphe, (g) – histogramme et (h) – secteur de l’allongement < A% > en fonction de l’homogénéisation de l’alliage AlSi9Cu3ZnMg.

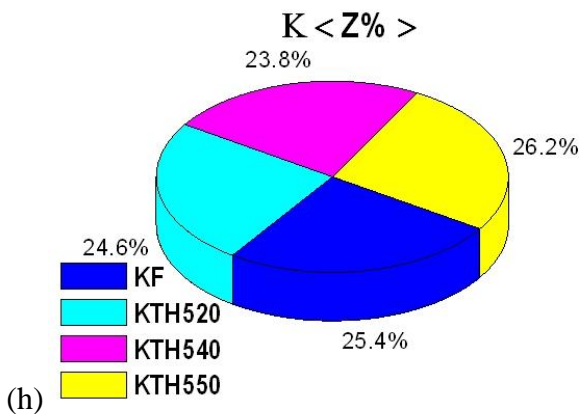
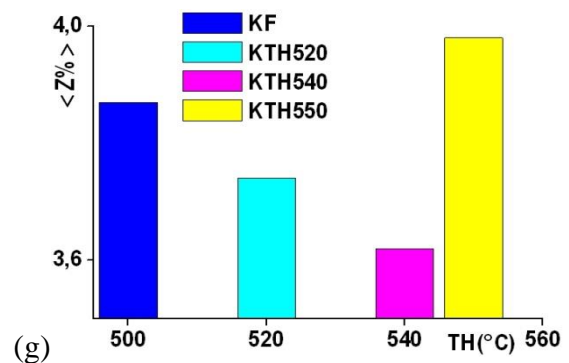
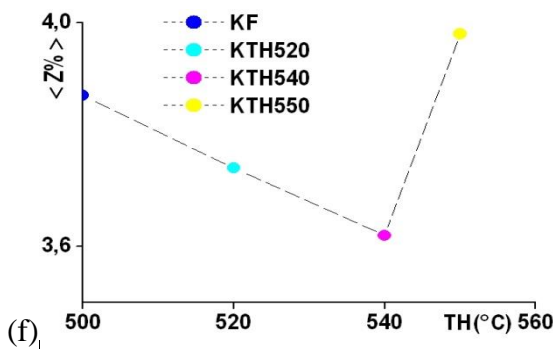


Fig.III.9 - (f) – graphe, (g) – histogramme et (h) – secteur du coefficient de striction < Z% > en fonction de l’homogénéisation de l’alliage AlSi9Cu3ZnMg.

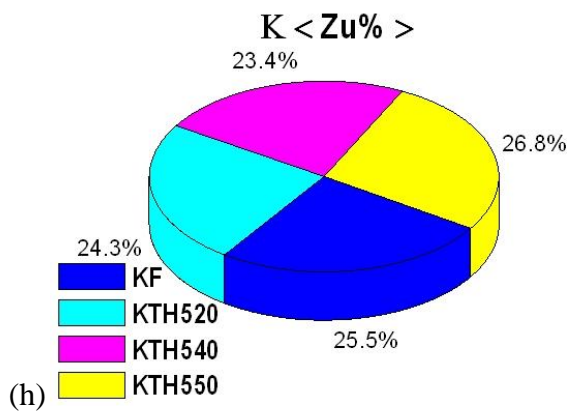
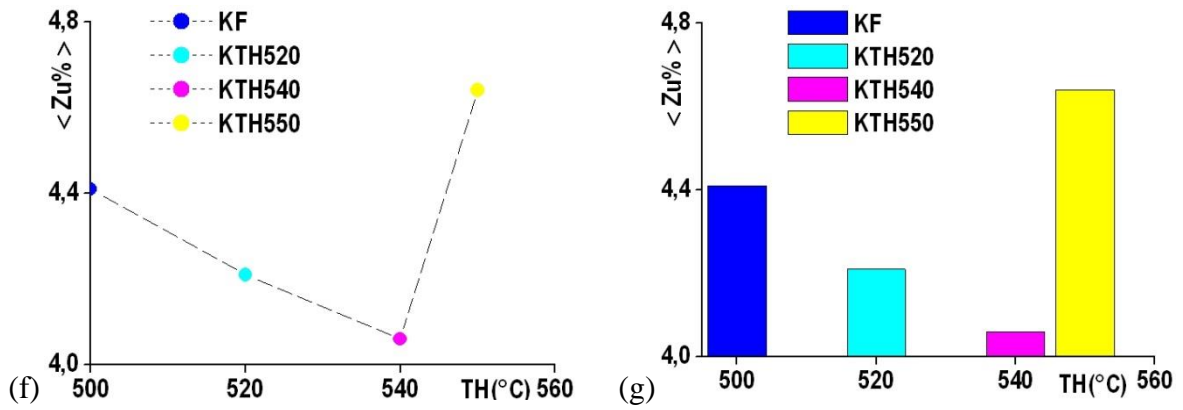


Fig.III.10 - (f) – graphe, (g) – histogramme et (h) – secteur de l’allongement de striction $\langle Zu\% \rangle$ en fonction de l’homogénéisation de l’alliage AlSi9Cu3ZnMg.

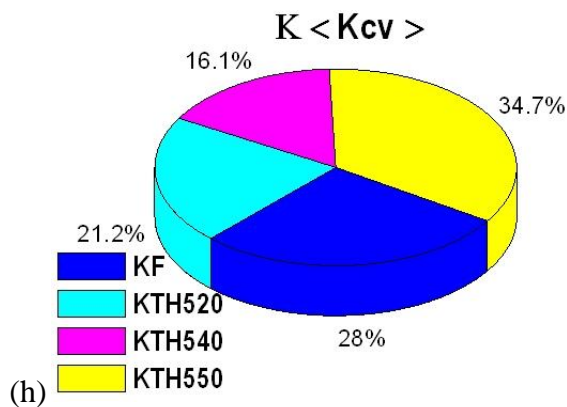
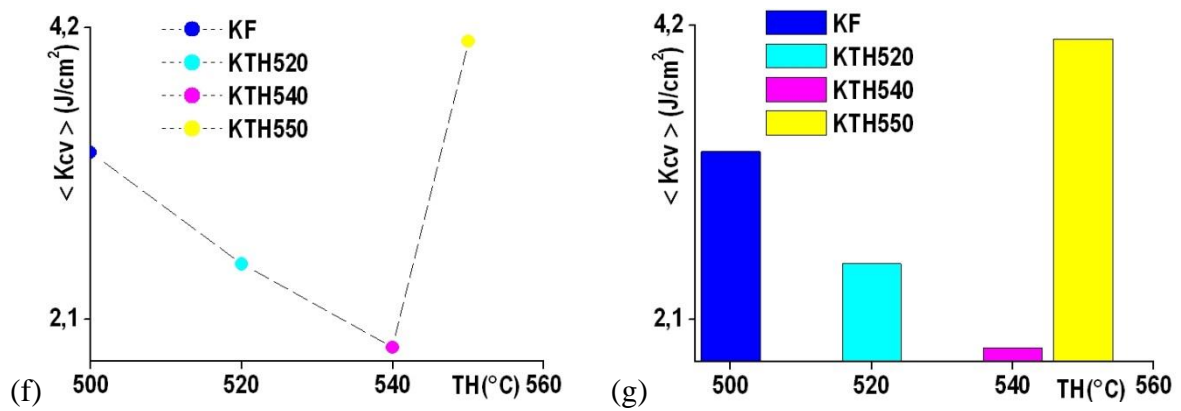


Fig.III.11 - (f) – graphe, (g) – histogramme et (h) – secteur de la résilience $\langle Kcv \rangle$ en fonction de l’homogénéisation de l’alliage AlSi9Cu3ZnMg.

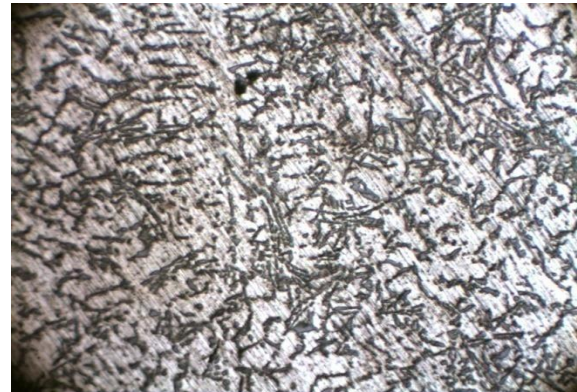
DISCUSSION

La Figure III.1 - (e) nous montre que la courbe moyenne de l'état < TH540°C > est définie par des propriétés de résistances maximales par rapport à toutes les courbes des autres états. Les propriétés mécaniques de résistance croissent respectivement d'une façon linéaire de l'état brut de coulée: < F > pour atteindre les valeurs maximales à l'état < TH540°C > pour ensuite décroître jusqu'à < TH550°C > (Fig.III.2 – Fig.III.7) au détriment des propriétés mécaniques de ductilité extrinsèques qui décroissent d'une façon presque linéaire respectivement de l'état brut de coulée: < F > jusqu'à l'état < TH540°C > pour enfin croître jusqu'à < TH550°C > (Fig.III.8 – Fig.III.11).

III.4 - STRUCTURE DE L'ALLIAGE AlSi9Cu3ZnMg



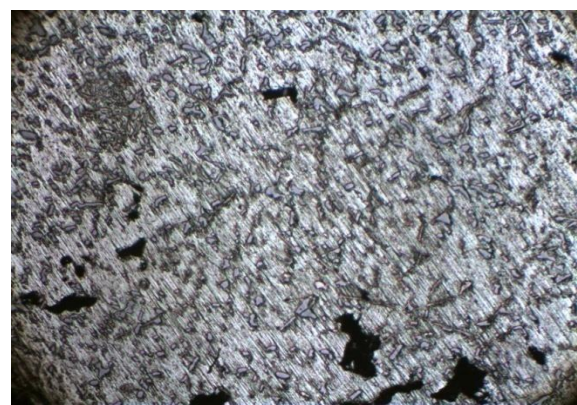
Kfx100



KTH520°Cx100



KTH540°Cx100



KTH550°Cx100

Figure III.12 - Structures micrographiques de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg

III.5 - METALLOGRAPHIE DE L'ALLIAGE ETUDIE

Dans les moules métalliques, la solidification se produit beaucoup plus rapidement. Il en résulte une structure plus fine (Fig.III.12). 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 AlSi9Cu3ZnMg renferme généralement de gros grains répartis d'une façon aléatoire et formés après solidification et dans lesquels la distribution de la teneur en différents éléments d'aditions (Si, Cu, Zn et 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 du matériau, 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 finement dispersés (Mg_2Si , Al_2Cu , Al_2CuMg , $MgZn_2$, Si, Cu, Zn, Mg etc.), pour cela nous avons fait subir à l'alliage un traitement thermique qui s'effectue en quatre étapes. L'observation métallographique met en évidence dans l'alliage étudié aux états brut de coulée une répartition assez hétérogène des différents éléments d'aditions (Si, Cu, Zn et Mg), par contre leurs répartitions dans la matrice aux états maturés et revenus sont homogènes. Lors de l'analyse des microstructures obtenues par la microscopie optique, nous avons remarqué que la taille des grains obtenue par l'état K < TH540°C > sont plus fins que celle obtenue aux autres états, ce qui explique les résultats obtenus lors de l'essai de flexion plane, de dureté. Et de microdureté. L'analyse de ces résultats nous montre que le compromis est l'état TH540°C pour des pièces de résistance quel que soit l'état car le processus de vieillissement naturel s'est achevé au bout de 16h de maturation suivi d'un revenu à 160°C pendant 6h.

CONCLUSION

L'observation microscopique met en évidence dans l'alliage étudié aux états brut de coulée une répartition assez hétérogène des différents éléments d'aditions (Si, Cu, Zn et Mg), par contre leurs répartitions dans la matrice aux états homogénéisés et revenus sont homogènes avec présence de précipités finement dispersés (Mg_2Si , Al_2Cu , Al_2CuMg , $MgZn_2$, Si, Cu, Zn et Mg etc.) qui bloquent le mouvement des dislocations. Lors de l'analyse des microstructures obtenues par la microscopie, nous avons remarqué que la taille des grains obtenue par l'état

< TH540°C > sont plus fins que celle obtenue aux autres états, ce qui explique les résultats obtenus lors de l'essai de flexion, de dureté et de microdureté.

L'analyse des résultats expérimentaux montrent que le meilleur compromis d'homogénéisation de l'alliage pour obtenir des caractéristiques de résistances maximales avec un compromis de ductilité est la température 540°C pendant un temps de 8h quels que soient les états considérés.

Afin de répondre aux exigences des constructeurs pour une utilisation rationnelle de ce matériau dans divers mécanismes, il est préférable d'élaborer les différentes pièces à l'état < TH540°C > pour les pièces de résistance. Donc l'alliage $AlSi9Cu3ZnMg$ est un alliage de fonderie à traitement thermique.

CONCLUSION GENERALE

Dans cette présente étude, on s'est intéressé à l'étude de l'alliage de fonderie AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravité conjugué à celui du traitement thermique par variation de la température d'homogénéisation par incrément de (10 - 20)°C sur les caractéristiques de résistances, de ductilité et structurales.

Le choix de cet alliage est dû au fait de sa large utilisation dans de nombreux domaines tandis que leurs traitements thermiques ont été choisis suite aux améliorations considérables de certaines propriétés mécaniques recherchées, qu'on peut obtenir aussi par ajout d'éléments d'additions.

Les résultats nous montrent aussi que l'alliage de fonderie AlSi9Cu3ZnMg possède des propriétés mécaniques intéressantes à l'état de température d'homogénéisation TH540°C quels que soient les états considérés.

La trempe provoque à l'intérieur de l'alliage un champ de contraintes résiduelles constituées d'un système équilibré de compression en surface et de tension au cœur suivi d'une grande précipitation d'Al₂Cu, ce qui fait augmenter les différentes contraintes, la dureté et les microduretés de l'alliage.

Les températures d'homogénéisation suivies de revenu considérés provoquent la migration des éléments d'addition principalement (Si, Cu, Zn et Mg) vers les dislocations avec apparition de différents précipités (Mg₂Si, Al₂Cu, Al₂CuMg, MgZn₂ etc.). Ces phénomènes conduisent à l'élévation de propriétés de résistance au détriment de la ductilité.

D'une façon générale, si l'on veut obtenir une résistance mécanique élevée et conserver néanmoins des allongements substantiels, il faut plutôt choisir une température d'homogénéisation TH540°C pendant 8 h suivie d'une Maturation de 16 h et d'un revenu à 160°C pendant 6 heures avec refroidissement à l'air libre pour chaque état respectif.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] Beatriz Cordero, Verónica Gómez, Ana E. Platero-Prats, Marc Revés, Jorge Echeverría, Eduard Cremades, Flavia Barragán et Santiago Alvarez, « Covalent radii revisited », Dalton Transactions, 2008, p. 2832 - 2838 (DOI 10.1039/b801115j).
- [2] Ahmed HAKEM, Farid ASMA, DAMAGE AND BEHAVIOR OF AlSi7ZnMg ALLOY IN TRACTION AND SHOCK, U.P.B. Sci. Bull., Series D, Vol. 80, Iss. 2, 2018 ISSN 1454-2358
- [3] C. Vargel. Corrosion of aluminium. Paris / Elsevier Ltd.1999. 19-29.
- [4] E. George, D. Scott Mac Kenzie, Handbook of Aluminum, Volume 1 Physical Metallurgy and Processes. N.Y / MARCEL DEKKER, INC. 2003. 68-76
- [5] M. Dupeux Aide-mémoire science des matériaux, 2ème éd. Paris /DUNOD. 2004. 216.
- [6] 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
- [7] I. Lakhtine, Métallographie et traitements thermiques, p.413, 4eme édition, Mir, Moscou (1986).
- [8] The Aluminium Association, 1525 Wilson Boulevard, Arlington, VA 2220
www.aluminium.org.Revised : April 2006
- [9] W.F. Miao. D. E. Laughlip, Met. Trans, 31 (A) (2000) 361-371.
- [10] Michel COLOMBIE et COLL. Matériaux industriels : Matériaux métalliques. Edition DUNOD, Paris 2000.
- [11] «techniques-ingenieur.fr.» [En ligne].
- [12] M. Garat, Respective Effects of Structural Finesse and Compactness on Static and Dynamic Mechanical Characteristics. report A-S7G06 (357), Aluminum Pechiney, 1989.
- [13] Ahmed Hakem, Influence du revenu sur l'évolution des caractéristiques mécaniques et la microstructure de l'alliage de fonderie AlSi7Zn3Cu2Mg, JOURNAL OF MATERIALS AND ENGINEERING STRUCTURES 5 (2018) 289–304

- [14] D. Gilles, Aide-mémoire Fonderie Alliages-Procèdes-Propriétés d'usinage-Défauts, DUNOD.
- [15] A. DEBIH, Contribution à l'étude de fatigue des alliages légers, Sétif, 2018.
- [16] A. ROTELLA, Fatigue d'un alliage d'aluminium moulé A357-T6: rôle de la morphologie, de la position des défauts et application à une structure pour le calcul de la durée de la vie en fatigue, Sciences et ingénierie en Matériaux, Mécanique, Énergétique et Aéronautique, 2017.
- [17] GAROUI Hedda .Septembre 2021 Modification de la structure des alliages d'aluminium coulés sous vibration P 37
- [18] D.R. Askeland, P.P. Fulay, J.W. Wright, The Science and Engineering of Materials, Sixth Edition, Cengage Learning Inc. 2010.
- [19] Jean-Paul Baillon, Jean-Marie Dorlot, Des Matériaux, 3eme édition, Ecole Polytechnique de Montréal, Montréal (2000)
- [20] F. Ropital Corrosion et dégradation des matériaux métalliques Paris, France. 2009
- [21] B. Barlas « Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie » Doctorat Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2004. France.
- [22] Ahmed Hakem, and al. Influence of the addition of Mg, maturation and casting techniques on the evolution of elastic, plastic and structural properties of 44100 polycrystalline alloy. in Advanced Materials Research, vol. 698, 2013, pp. 49-58. doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.698.49
- [23] Alain Cornet et Science des Matériaux, nouvelle édition, Technosup, Ellipses Edition Marketing S.A.2010
- [24] Société Francophone de Biomatériaux Dentaires B. JACQUOT Date de création du document 2009-2010.
- [25] Ahmed Hakem, Amayas Hakem, Y. Bouafia, "Study of behavior and the damage in tensile and with the shock of the eutectic alloy AlSi13Mg unstandardized", in Materials Today: Proceedings, vol. 2, n°10, Part A, 2015, pp. 4984-4991. doi: 10.1016/j.matpr.2015.10.087.

- [26] Laboratoire de Matériaux de l'ECAM Document publié par Pierre LOURDIN.
- [27] Gilles Dour, Fonderie – Alliages – Procédés d'usinage – Défauts, Aide- Mémoire, 2eme édition, l'usine nouvelle, Dunod, Paris, 2009.
- [28] C.Chaussin, G. Hylly, Métallurgie ; Alliage Métalliques (Tome1).8eme édition Dunod, Paris (1976).
- [29] J.Bernard, A. Michel, J.Philibert et J. Talbot, métallurgie générale, 665, Masson, Paris (1969 et 1984).
- [30] Alain Cornot et François Hlawka Métallurgie mécanique du microscopique au macroscopique. Science des matériaux, nouvelle édition Technosup. Ellipses. Edition Marketing S.A.2010
- [31]. *** Silicon alloys: A-S13 alloy, standardized alloy according to AFNOR A.57- 702, Technical Notes.
- [32]. *** A-S10: foundry alloy without heat treatment, standardized according to AFNOR standard A.57-702, Technical Note, foundry alloys for foundries,
- [33]. *** A-S7G: foundry alloy without heat treatment, standardized according to AFNOR A.57-702 and PN A57-703, Technical Note, Foundry alloys for use by manufacturers,
- [34]. *** Casting alloys, catalog of technical notes, 1998. Brochures of the Technical Center of the Foundry Industries. Aluminum Pechiney, 1998.
- [35]. G. Dour, Checklist - Foundry - Processes - use properties – Defects. 2nd Ed. Dunod, Paris, 2009
- [36]. M. Garat, Respective Effects of Structural Finesse and Compactness on Static and Dynamic Mechanical Characteristics. Report A-S7G06 (357), Aluminum Pechiney, 1989

RESUME

L'étude porte principalement sur la détermination expérimentale de la température d'homogénéisation affichant des propriétés de résistance maximales avec un compromis de ductilité de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravité noté: brut de coulée - F – état de référence. Pour augmenter d'avantage les propriétés mécaniques de l'état F, il sera donc soumis à une série de variation de la température d'homogénéisation par incrément de (10 - 20)°C suivants - Températures d'Homogénéisation notées - TH520°C, TH540°C et TH550°C. Ces testes de traitements de durcissement structural par précipitation ont fait apparaitre d'une part une structure fine avec augmentation considérable de joints de grains, d'autre part des précipités (Mg₂Si, Al₂Cu, Al₂CuMg, MgZn₂, Si, Cu Zn et Mg etc.) de différents genres, obstacles forts au mouvement de dislocations, ceux qui permettent l'augmentation notable des caractéristiques de résistances avec un compromis de ductilité.

Tous les résultats des propriétés mécaniques et structurales rassemblées dans la Partie III de notre mémoire nous montrent qu'il faudrait recommander pour le moulage de pièces quelle que soit la série - l'état KTH540°C.

Mots clés - Al-Si, coquille, homogénéisation, propriétés mécaniques.

ABSTRACT

The study mainly concerns the experimental determination of the homogenization temperature displaying maximum resistance properties with a compromise in ductility of the AlSi9Cu3ZnMg alloy cast in shell by gravity noted: crude cast - F - reference state. To further increase the mechanical properties of state F, it will therefore be subject to a series of variations in the homogenization temperature in (10 - 20)°C increments as follows - Homogenization temperatures noted - TH520°C, TH540°C and TH550°C. These precipitation hardening treatment tests revealed on the one hand a fine structure with considerable increase in grain boundaries, on the other hand precipitates (Mg₂Si, Al₂Cu, Al₂CuMg, MgZn₂, Si, Cu Zn and Mg etc.) of different kinds, strong obstacles to the movement of dislocations, those which allow the notable increase in the characteristics of resistances with a compromise of ductility.

All the results of the mechanical and structural properties gathered in Part III of our brief show us that we should recommend for the molding of parts whatever the series - the KTH540°C state.

Key words - Al-Si, shell, homogenization, mechanical properties.