

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



FACULTE DE GENIE DE LA CONSTRUCTION
Département de Génie Mécanique



MEMOIRE DE MASTER

OPTION : Génie Mécanique

SPECIALITE : Fabrication Mécanique et Productique.

Présenté par:

HAKEM Celia

IBERSIENE Aghilas

**Thème: Influence du mûrissement sur l'évolution des propriétés
mécaniques et microstructurales de l'alliage de fonderie
AlSi9Cu3ZnMg non normalisé.**

Devant le jury composé de:

Mr. BILEK	Ali	Professeur	Président	UMMTO
Mr. HAKEM	Ahmed	Maître de Conférences	Rapporteur	UMMTO
Mr. MOHELLEBI	Mouloud	Maître Assistant	Examineur	UMMTO

Présenté le : 25/09/2017 à 13h

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou

ⵝⵓⵏⵉⵔ ⵉⵎⵓⵏⵉⵔ ⵉⵎⵓⵏⵉⵔ ⵉⵎⵓⵏⵉⵔ



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

Influence du mûrissement sur l'évolution des propriétés mécaniques et microstructurales de l'alliage de fonderie AlSi9Cu3ZnMg non normalisé.

Proposé et dirigé par :
Ahmed HAKEM Maître de Conférences

Présenté par:
HAKEM Celia
IBERSIENE Aghilas

ANNEE: 2016 - 2017

REMERCIEMENTS

Nous remercions Dieu le tout puissant qui nous a donné la force et le courage afin de réaliser ce travail.

Nous adressons nos vifs remerciements à notre promoteur Mr Ahmed HAKEM d'avoir accepté de nous encadrer, de diriger ce modeste travail et d'avoir assisté à sa finalisation.

Nos remerciements vont également aux membres du jury pour l'honneur qu'ils nous ont fait en acceptant d'examiner et de juger notre travail.

Nous tenons aussi à remercier le personnel de la bibliothèque de Génie Mécanique et du laboratoire de SDM de Hasnaoua II.

Que tous ceux qui nous ont aidé de près ou de loin trouvent ici, nos remerciements les plus vifs et notre profonde reconnaissance.

DEDICACES

Je dédie ce travail à toute ma famille qui m'a été la source d'encouragement et d'assurance durant mon séjour à l'université:

- Mes parents et ma grand-mère,
- Mes frères, mes sœurs, leurs maris et leurs enfants,
- Mon oncle et ma tante,
- Mes cousins,
- Toutes mes amies,
- A la mémoire de mon grand père et de ma grand-mère.

Celia

Je dédie ce travail à toute ma famille qui m'a été la source d'encouragement et d'assurance durant mon séjour à l'université:

- Mes parents et ma grand-mère,
- Mes frères et ma sœur,
- Tous mes amis,
- Et à la mémoire de mon grand père et ma grand-mère.

Aghilas

SOMMAIRE

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

PARTIE I : RECHERCHES BIBLIOGRAPHIQUES

CHAPITRE I.1 - ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

I.1.1 - ALUMINIUM.....	02
a - Propriétés Physiques	02
b - Propriétés Mécaniques.....	02
1. Module d'élasticité	02
2. Module de cisaillement	02
3. Coefficient de poisson	02
c - Propriétés Chimiques	02
I.1.2 - ALLIAGES A BASE D'ALUMINIUM	03
a - Alliages de corroyage	03
b - Alliages de moulage	03
C - Alliages élaborés par frittage	03
I.1.3 - DESIGNATION DES ALLIAGES DE FONDERIE	03
• Composition	03
• Etat de livraison	04
• Etats métallurgiques.....	04
• Procédé.....	04
• Traitement thermiques.....	05
I.1.4 - ALLIAGES Al-Si.....	05
- AlSi7Mg	05
- AlSi10Mg	05
- AlSi13.....	06
I.1.4.1 - Les microstructures et les propriétés.....	06
- Le silicium.....	06
- Phosphore	06
- Cuivre	06
- Zinc	06

- MAGNESIUM	06
I.1.4.2 - TYPES D'ALLIAGES AL-SI (40 000)	06
I.1.4.3 - COULEE EN FONDERIE	07
a - Moulage en coquille.....	07
I.1.5 - DIAGRAMME D'EQUILIBRE Al-Si	07
I.1.6 - SOLIDIFICATION DE L'ALLIAGE DU SYSTEME Al-Si	08
I.1.6.1 - Alliages de composition hors eutectique	08
a - Alliages pour lesquels $C_A < C < C_E$	08

Chapitre I.2 - Elaboration de l'alliage d'aluminium AlSi9Cu3ZnMg à partir d'AlSi7Mg

I.2.1 - Propriétés dominantes de l'alliage mère AlSi7Mg.....	10
I.2.2 - Distinctions entre L'AlSi7Mg et les alliages AlSi7Mg0,3 (42100) et AlSi7Mg0,6 (42200)	10
I.2.3 - Caractéristiques	10
I.2.3.1 - Caractéristiques mécaniques	10
I.2.3.2 - Caractéristiques physiques	11
I.2.4 - Elaboration de 42000.....	11
I.2.4.1 - COMPOSITION CHIMIQUE DE L'ALLIAGE EN AC-42000.....	11
I.2.4.2 - Influence des éléments alliés	12
I.2.5 – FUSION.....	12
I.2.5.1 - Règles générales de fusion	12
I.2.5.2 - Conduite de la fusion	13
a) Préparation de la charge.....	13
b) Affinage	13
I.2.5.3 - Processus de l'affinage.....	13
a) Cas du moulage en sable	13
b) Cas du moulage en coquille.....	14
c) Contrôle du dégazage	15
d) Température de coulée.....	15
I.2.6 - Moulage.....	15

I.2.6.1 - Moulage en sable.....	15
I.2.6.2 - Moulage en coquille	15
I.2.7 - Traitement thermique	15
I.2.7.1 - Chauffage de mise en solution.....	15
I.2.7.2 - Trempe	15
I.2.7.3 - Intervalle entre la trempe et le revenu	15
I.2.7.4 - Revenu	16
I.2.8 - Principaux défauts des pièces traitées	16
I.2.8.1 - Durcissement insuffisant.....	16
I.2.8.2 - allongement trop faible	16
I.2.8.3 - Brûlures de trempe.....	16
I.2.9 - Précautions pour assurer une bonne stabilité dimensionnelle.....	16
I.2.9.1 - Déformations.....	16
I.2.9.2 - Stabilité dimensionnelle des pièces traitées	17
I.2.9.3 - Contrôle des résultats	17

Chapitre I.3 - Traitements Thermiques et Microstructure

I.3.1 - TRAITEMENTS THERMIQUES.....	18
I.3.1.1 - Traitement d'homogénéisation.....	18
I.3.1.2 - La trempe.....	18
I.3.1.3 - La maturation.....	18
I.3.1.4 - Le revenu.....	19
i.3.1.5– les différents recuits.....	19
I.3.2 - MICROSTRUCTURE.....	19
I.3.2.1 - Diffusion.....	20
I.3.2.2 - Précipitation.....	21

Chapitre I.4 - PROPRIETES MECANQUES

I.4.1 - Propriétés Mécaniques.....	22
I.4.1.1 - Déformation élastique	22
I.4.1.2 - Déformation plastique homogène.....	22
I.4.1.3 - Déformation plastique.....	22
I.4.2 - Essais Mécaniques.....	23
I.4.2.1 - Essai de traction.....	23
I.4.2.2 - Dureté	25
I.4.2.3 - Microdureté.....	27
I.4.2.4 - Essai de résilience.....	27

Chapitre I.5 - Les Défauts Cristallins

I.5.1 - Les défauts ponctuels.....	29
I.5.2 - Défauts à une dimension.....	30
I.5.2.1 - Dislocation coin.....	30
I.5.2.2 - Dislocation vis.....	31
I.5.2.3 - Dislocation mixte	31
I.5.2.4 - Le vecteur de Burgers.....	31
I.5.3 - Défauts à deux dimensions.....	32
I.5.3.1- Les joints de grains	32
I.5.3.2 - Joints de macles.....	32
I.5.4 - Défauts trois dimensions.....	33
I.5.4.1 - Les pores.....	33
I.5.4.2 - Les inclusions.....	33
I.5.4.3 - Les précipités.....	33

PARTIE II : PARTIE EXPERIMENTALE

CHAPITRE II.1 – APPAREILLAGE

II.1.1 - Introduction.....	35
II.1.2 - Appareillage.....	35
II.1.2.1 - Matière première.....	35
II.1.2.2 - four de fusion et de maintiens.....	36
II.1.3 - Machines D'usinage.....	38
II.1.5 - Four et Etuve des Traitements Thermiques.....	40
II.1.6 - Machines D'essais Mécaniques.....	41
II.1.7 - Polissage.....	43
II.1.8 - Microscopes.....	44

Chapitre II.2 - Méthodes expérimentales et élaboration

II.2.1 - Matériau étudié.....	47
II.2.2 - Alliage de fonderie à traitement thermique AlSi9Cu3ZnMg.....	47
II.2.1 - Caractéristiques mécaniques.....	47
II.2.2 - Caractéristiques physiques.....	47
II.2.3 - Elaboration de l'AlSi9Cu3ZnMg.....	48
II.2.3.3 - Four de fusion.....	48
II.2.3.4 - Chargement du four de fusion.....	48
II.2.4 - Moulage	49
II.2.4.1 - Moulage en coquille.....	49
II.2.4.2 - La coulée.....	49

II.2.5 - Opération de démoulage.....	50
II.2.5.1 - Moulage en coquille.....	50
II.2.5.2 - Opérations de poinçonnage.....	50
II.2.6 - gamme d'usinage d'éprouvette plane	50
II.2.6 - Traitement thermique.....	57
II.7 - Essais mécaniques.....	59
II.8 - Examen micrographique	62

PARTIE III : Résultats et discussion

Chapitre III.1 - INFLUENCE DU MURISSEMENT SUR

L'EVOLUTION DES

PROPRIETES MECANQUES ET LA MICROSTRUCTURE DE

L'ALLIAGE DE FONDERIE AlSi9Cu3ZnMg.

III.1 - INTRODUCTION.....	63
III.2 - Effets du mode d'élaboration et des traitements thermiques sur l'essai de traction.....	64
III.3 - Résultats obtenus et discussion.....	65
III.4 - Microstructure de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coule coquille.....	78
III.5 - Métallographie de l'alliage étudiée.....	81
III.6 - Etude comparative selon les traitements thermiques.....	82
III.7 - Conclusion.....	83
Conclusion Générale.....	84
Recherche Bibliographique.....	85

Nomenclature des symboles utilisés

σ_R	: Résistance à la traction
Z	: Nombre atomique
M	: Masse atomique
CFC	: Cubique à face centrées
Al	: Aluminium
Cu	: Cuivre
Zn	: Zinc
Mg	: Magnésium
E	: Module d'Young
σ	: Contrainte maximale à la traction (MPa)
$Z\%$	: Le coefficient de striction
$Z_u\%$	: L'allongement de striction
σ_e	: Limite d'élasticité (MPa)
σ_r	: Résistance à la rupture
ϵ_n	: Déformation maximale
$A\%$	: L'allongement à la rupture
HB	: Dureté Brinell
HV	: Dureté Vickers
K	: Coefficient de la résilience
W	: Energie absorbée par la rupture
S_0	: La section initiale (mm ²)
L_0	: Longueur initiale (mm)
F	: Effort de traction (N)
n	: Coefficient d'écrouissage
ν	: Coefficient de Poisson
T	: Température en C°
D	: Diamètre de la bille (mm)
d	: Diamètre de l'empreinte (mm)

LISTE DES FIGURES

Listes	Titres	Pages
Figure I.1.1	Diagramme d'équilibre Al-Si	08
Figure I.1.2	Solidification de l'alliage hypoeutectique A-B	09
Figure I. 3.1	Mécanismes de diffusion à l'échelle atomique	20
Figure I.4.1	Eprouvettes de traction	23
Figure I.4.2	Courbe de l'essai en traction monotone	24
Figure I.4.3	Comportements caractéristiques en traction.	25
Figure I.4.4	Principe de Brinell	26
Figure I.4.5	Principe Vickers	27
Figure I.4.6	Principe de charpy	28
Figure I.5.1	Types de défauts ponctuels	30
Figure I.5.2	(a) Modèle d'un cristal parfait. (b) dislocation coin. (c) dislocation Vis (d) dislocation mixte	31
Figure I.5.3	Structure d'un joint de grains	32
Figure I.5.4	joints de macles	32
Figure I.5.5	Représentation schématique d'un pore	33
Figure I.5.6	Représentation schématique de précipités dans les solides cristallins	34
Figure II.1.1	Lingots d'aluminium neufs	35
Figure II.1.2	Retours de fonderie	35
Figure II.1.3	Aluminium Zn Mg	36
Figure II.1.4	Aluminium cuivre	36
Figure II.1.5	Four de fusion	36
Figure II.1.6	Poche de coulée	36
Figure II.1.7	Four de maintien	37
Figure II.1.8	Moule en coquille	37
Figure II.1.9	Cylindres moulé	37
Figure II.1.10	Scie mécanique de type ALMOSMA3	38
Figure II.1.11	Fraiseuse verticale FV1,5 ALMO	38
Figure II.1.12	Tour universel de type SN 40 SN 50C	38
Figure II.1.13	Meule	39
Figure II.1.14	Dessin de définition de l'éprouvette plate	39
Figure II.1.15	Eprouvette de traction	40
Figure II.1.16	Eprouvette de résilience V	40
Figure II.1.17	Echantillon de dureté et de μ dureté	40
Figure II.1.18	Echantillon de μ structure	40
Figure II.1.19	Four de trempe	40
Figure II.1.20	Etuve utilisée	41
Figure II.1.21	Machine de traction	41

Figure II.1.22	Eprouvettes de traction avant et après rupture	41
Figure II.1.23	Pendule de Charpy	42
Figure II.1.24	Duromètre	42
Figure II.1.25	Microduromètre	43
Figure II.1.26	Polisseuses	44
Figure II.1.27	Microscopes optiques	45
Figure II.1.28	Microscope électronique à balayage (MEB)	46
Figure II.2.1	Cycle thermique de l'AlSi9Cu3ZnMg	52
Figure II.2.2	Eprouvette coulée en coquille, normalisée (SNVI)	53
Figure II.2.3	Echantillon pour l'essai de dureté et pour l'observation micrographique	54
Figure II.2.4	Principe de résilience	55
Figure III.1	Courbes de traction	63
Figure III.2	a - graphe et b - histogramme de la contrainte moyenne maximale ($\langle \sigma_m \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle \sigma_m \rangle$ de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation.	71 72
Figure III.3	a - graphe et b - histogramme de la contrainte moyenne d'élasticité ($\langle \sigma_e \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle \sigma_e \rangle$ de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation.	72 73
Figure III.4	a - graphe et b - histogramme de la contrainte moyenne de rupture ($\langle \sigma_r \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle \sigma_r \rangle$ de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation.	
Figure III.5	a - graphe et b - histogramme de la dureté Brinell (HB – temps de maturation), c – secteur $\langle HB \rangle$ de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation.	
Figure III.6	a - graphe et b - histogramme de la microdureté de la zone noire ($Hv_{0,05-Zn}$ – temps de maturation), c – secteur $\langle v_{0,05} \rangle$ de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation.	
Figure III.7	a - graphe et b - histogramme de la microdureté de la zone blanche ($Hv_{0,05-Zb}$ – temps de maturation), c – secteur $\langle Hv_{0,05} \rangle$ de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation.	
Figure III.8	a - graphe et b - histogramme de comparaison des microduretés Vickers des zones noire notée : Zn, blanche notée : Zb et de leur moyenne notée $(Zb+Zn)/2$ ($\langle Hv_{0,05} \rangle$ - Zn, Zb et $(Zb+Zn)/2$ – temps de maturation) de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation.	

Figure III.9	a - graphe et b - histogramme du module d'Young moyen ($\langle E \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle E \rangle$ de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation.
Figure III.10	a - graphe et b - histogramme de l'allongement moyen ($\langle A\% \rangle$ – temps de maturation), c - secteur $\langle A\% \rangle$ de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation.
Figure III.11	a - graphe et b - histogramme du coefficient moyen de striction ($\langle Z\% \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle Z\% \rangle$ de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation
Figure III.12	a - graphe et b - histogramme de l'allongement moyen de striction ($\langle Zu\% \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle Zu\% \rangle$ de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation.
Figure III.13	a- graphe et b - histogramme de la résilience moyenne ($\langle Kcv \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle Kcv \rangle$ de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation
Figure III.14	Structures micrographiques de l'alliage de fonderie AlSi9Cu3ZnMg
Figure III.15	Microstructures obtenues au MEB de l'alliage de fonderie AlSi9Cu3ZnMg
Figure III.16	Faciès de rupture en traction obtenus au MEB de l'alliage de fonderie AlSi9Cu3ZnMg
Figure III.17	Faciès de rupture en résilience obtenus au MEB de l'alliage de fonderie AlSi9Cu3ZnMg

LISTE DES TABLEAUX

Listes	Titres	Pages
Tableau I.1.1	Désignation des alliages de fonderie	4
Tableau I.1.2	Désignation des normes	4
Tableau I.1.3	Désignation de traitement thermique	5
Tableau I.1.4	Désignation conventionnelle	7
Tableau I.2.1	Caractéristique mécaniques	10
Tableau I.2.2	Composition chimique de l'alliage 42000	11
Tableau I.2.3	Composition chimique des lingots d'AlSi7 Mg	11
Tableau I.2.4	Tableau de l'analyse chimique	13
Tableau I.3.1	Désignation et principe de réalisation	18
Tableau I.3.2	Désignation et principe de réalisation de revenu	19
Tableau I.3.3	Désignation et principe de réalisation des recuits	19
Tableau II.2.1	Caractéristiques et désignation des états sable et coquille	47
Tableau II.2.2	La composition chimique de l'alliage AlSi7Mg	48
Tableau II.2.3	La composition chimique de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg	48

INTRODUCTION

Au fil des années les alliages Al - Si ont vu leurs usages croître tant pour l'augmentation de leur production que par la diversité de leurs applications et ont acquis une place importante dans un certain nombre de domaines tels que les transports (routier, dans les airs, sur mer et sur rail) le bâtiment, l'électricité....etc. et ceci grâce à leur légèreté couplée à des caractéristiques mécaniques élevées.

L'alliage étudié dans le cadre de ce travail est Al-9% mass. Si, 3% mass. Cu, Zn < 1% et Mg < 1% ayant pour désignation chimique AlSi9Cu3ZnMg non normalisé.

Dans notre contribution nous nous sommes intéressés à l'étude de l'influence de la variation du temps de Maturation par incrément de 2h sur les caractéristiques mécaniques et microstructurales de l'alliage hypoeutectique AlSi9Cu3ZnMg en considérant quinze états respectivement du matériau : brut de coulée noté : F, trempé noté : T et maturations désignées respectivement 0h, 2h, 4h, 6h, 8h, 10h, 12h, 14h, 16h, 18h, 20h, 22h et 24h.

L'alliage étudié a été élaboré par la coulée en coquille par gravité.

Les pièces élaborées à partir de cet alliage font partie des composants rentrant dans diverses réalisations de la SNVI de Rouïba et Electro-Industries de Fréha (Azazga).

Pour cela nous avons utilisé deux méthodes de caractérisation :

✚ Caractérisation mécanique (traction, dureté, microdureté et résilience).

✚ Caractérisation microstructurale.

Organisation de la démarche de notre mémoire :

Ce mémoire est scindé en une introduction générale, trois parties, une conclusion et une liste de références bibliographiques.

La première partie, nous livre un aperçu bibliographique, contient cinq chapitres. Le Chapitre I.1 traite de l'aluminium et ses alliages. Nous avons jugé utile de consacrer le Chapitre I.2 à l'Elaboration de l'alliage d'aluminium AlSi9Cu3ZnMg à partir d'AlSi7Mg. Les traitements thermiques, la microstructure, la diffusion et la précipitation feront l'objet du Chapitre I.3. Quant aux Chapitre I.4 et Chapitre I.5 sont consacrés respectivement aux propriétés et essais mécaniques ainsi qu'aux défauts cristallins.

La deuxième partie contient deux chapitres. Le chapitre II.1 renferme l'appareillage utilisé lors de notre expérimentation et le chapitre II.2 est réservé aux méthodes expérimentales et élaboration.

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

Enfin le fruit de ce travail est résumé en conclusion générale.

Partie I

APERÇU BIBLIOGRAPHIQUE

Chapitre I.1 - ALUMINIUM ET SES ALLIAGES	2-9
Chapitre I.2 - ELABORATION DE L'ALLIAGE AlSi9Cu3ZnMg à partir d'AlSi7Mg	10-17
Chapitre I.3 - TRAITEMENTS THERMIQUES	18-21
Chapitre I.4 - ESSAIS MECANIQUES	22-28
Chapitre I.5 - DEFAUTS CRISTILLINS	29-34

CHAPITRE I.1 - ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

Parmi les métaux utilitaires, l'aluminium occupe la seconde place après les métaux ferreux. Il est utilisé soit pur, soit raffiné ou allié. Les métaux d'addition les plus couramment ajoutés à l'aluminium sont: le silicium, le cuivre, le manganèse, le zinc, le magnésium, le titane...etc.

L'aluminium et ses alliages ont acquis depuis des années une place importante dans un certain nombre de domaines tels que les transports, le bâtiment, l'électricité...etc.

I.1.1 - ALUMINIUM

a - Propriétés Physiques: l'aluminium est un élément du III^{ème} groupe du tableau de Mendéléiev. Son numéro atomique $Z = 13$, sa masse atomique $M = 26,97$, sa température de fusion 660°C et d'ébullition 1800°C environ, son réseau est CFC de paramètre $a = 4,0412 \text{ \AA}$. La caractéristique physique la plus importante de l'aluminium est sa faible densité $2,7 \text{ g/cm}^3$ à température ambiante. Cette densité n'est pas modifiée de façon sensible dans les alliages légers où elle est toujours inférieure à 3 g/cm^3 [1].

b - Propriétés Mécaniques: du fait que sa structure cristalline est cubique à faces centrées, l'aluminium pur est très bien déformable à froid et à chaud. De ce fait il est très ductile, ce qui facilite son usinage et sa mise en forme.

Par ailleurs, il est très malléable (allongement de rupture 30 à 40%), peu tenace (résistance à la rupture par traction $\sigma_R = 70 \text{ à } 100 \text{ N/mm}^2$) et de faible dureté. Les caractéristiques mécaniques intrinsèques de l'aluminium sont les suivantes :

1. **Module d'élasticité:** il est égal à 66,6 GPa pour l'aluminium pur et augmente en présence d'impuretés et des éléments d'addition. Pour l'aluminium commercialement pur, la valeur de 69 GPa est généralement admise. Pour les alliages, le module est généralement compris entre 69 et 72 GPa; il est particulièrement sensible à la teneur en silicium et passe de 70 à 82 GPa lorsque la teneur en silicium augmente de 2 à 18 % [1].

2. **Module de cisaillement:** il est égal à 25 GPa pour l'aluminium pur titré à 99,9 % et à 26 GPa pour l'aluminium commercial.

3. **Coefficient de poisson:** il varie de 0,33 à 0,35 [1].

c - Propriétés Chimiques: l'aluminium est un métal éminemment oxydable, il se distingue par sa résistance à la corrosion élevée du fait de la formation à la surface d'une couche protectrice d'alumine (Al_2O_3).

La résistance à la corrosion par les solutions salines et l'eau de mer ainsi que le brouillard est améliorée par la pureté du métal; aussi pour les industries chimiques et alimentaires, emploie-t-on l'aluminium titrant au moins 99,5%. La plupart des acides minéraux attaquent l'aluminium, surtout l'acide chlorhydrique, l'acide nitrique ainsi que les acides organiques, d'où l'emploi très répandu de ce métal dans l'industrie chimique [1].

I.1.2 - ALLIAGES A BASE D'ALUMINIUM

Pour améliorer les propriétés mécaniques de l'aluminium non allié à caractéristiques très réduites, on procède souvent à l'addition d'autres éléments de nature différente. Ces éléments entrent en solution solide et peuvent également être présents sous forme de phases intermétalliques. La composition de ces phases mais surtout leur finesse, répartition, cohérence avec la matrice aluminium, fragilité intrinsèque et stabilités thermique et mécanique sont également déterminantes pour les propriétés de l'alliage.

Les alliages d'aluminium peuvent être classés de la manière suivante :

D'une manière générale, les alliages d'aluminium peuvent être classés en trois grandes catégories.

a - Alliages de corroyage: produits obtenus par des procédés de déformation plastique à chaud ou à froid tels que le laminage, le filage...

Selon les éléments d'addition non ferreux qui jouent un rôle primordial dans la composition de l'aluminium, on distingue :

- Alliages sans durcissement structural : alliages non trempants obtenus par traitement mécanique d'écrouissage [2].
- Alliages à durcissement structural : alliages trempants obtenus par traitement thermique.

b - Alliages de moulage: obtenus directement par fonderie. Les alliages Al-Si, Al-Mg et Al-Cu, additionnés respectivement d'une faible quantité de Cuivre + Magnésium (Al-Si), de silicium (Al-Mg), de Manganèse + Nickel + Chrome (Al-Cu), constituent des alliages de fonderie qui possèdent aussi bien une coulabilité élevée, un retrait relativement faible, une faible aptitude à la fissuration à chaud et à la porosité, de bonnes propriétés mécaniques et une résistance de corrosion élevée.

Pour affiner le grain et, par suite, améliorer les propriétés mécaniques, on introduit des inoculants (Ti, Zr, B, Cl, V.) [2].

c - Alliages élaborés par frittage : suivant la méthode de la métallurgie des poudres.

I.1.3 - Désignation des alliages de fonderie

• **Composition :** La désignation alphanumérique a été remplacée par une désignation numérique comme pour les alliages de corroyages, mais en 5 chiffres suivant la norme AFNOR, NF, EN1780-1 on trouvera le tableau ci-dessous, la correspondance entre le premier chiffre et l'élément d'alliage [2] :

Elément d'alliage	Famille
99% d'aluminium mini	10000
Cuivre	20000
Manganèse	30000
Silicium	40000
Magnésium	50000
Magnésium et Silicium	60000
Zinc et cuivre	70000

Tableau I.1.1 - Désignation des alliages de fonderie.

- **Etat de livraison** : Selon la norme NF EN1706, les états de livraisons sont maintenant désignés de façon indiquée dans ce tableau :

Moulage en	Nouvelle Norme NF EN 1706	ancienne norme NF A 03-002
Sable	S	Y2
Coquille	K	Y3
Sous pression	D	Y4
De précision	L	

Tableau I.1.2 - Désignation des normes.

- **Etats métallurgiques** : La désignation des alliages peut être suivie d'indication sur **les procédés** et **les traitements thermiques**, selon la norme NF EN-1706
- **Procédé** : Les abréviations suivantes sont utilisées pour désigner les différents procédés de moulage :

- **Traitement thermiques** : Les conditions de traitement thermique sont désignées de la manière indiquée au tableau suivant :

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 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.1.3 - Désignation de traitement thermique

I.1.4 - ALLIAGES Al-Si

Ces alliages sont numériquement et industriellement de loin les plus importants parmi les alliages moulés. Leurs teneurs en Si varient de 5 à 20 %, bien que la très grande majorité de ces alliages présentent une composition eutectique ou hypoeutectique. Les alliages de ces séries font preuve d'une très bonne coulabilité et résistent bien à la corrosion. Les moulages obtenus sont plus denses, ils peuvent être coulés soient en sable, en coquille, ou sous pression; leurs caractéristiques mécaniques dépendent de la composition chimique, du mode de coulée et d'élaboration et des traitements mécaniques ou thermiques ou thermomécaniques effectués, Parmi les principaux alliages de ces séries on peut citer:

- **AlSi7Mg** et ses variantes (AlSi7Mg0.3 et AlSi7Mg0.6): qui peuvent être traitées thermiquement, présentent de bonnes propriétés pour la coulée en sable et en coquille, une bonne aptitude à donner des pièces étanches au soudage, une bonne stabilité dimensionnelle et résistance à la corrosion. Ces alliages occupent, dans la plupart des pays industrialisés, une position prédominante parmi les alliages moulés dans les secteurs suivants : l'automobile (roues, bras de suspension, traverses, pivots, étriers, corps de vérins...etc.), l'aéronautique (carters, boîtes d'engrenage, prises d'air mobile ...etc.), et l'armement.
- **AlSi10Mg**: pouvant également être coulé sous pression, est utilisé pour des pièces mécaniques variées. Il tend cependant à être supplanter par les alliages AlSi7Mg.
- **AlSi13** (alpax): il est le plus ancien, et est encore très utilisé, du fait de son excellente aptitude au moulage et de sa bonne résistance à la corrosion, pour la fabrication des appareils ménagers, bâtiment, cycle et mécanique [3].

I.1.4.1- Les microstructures et les propriétés : des alliages Al-Si sont fortement influencées par les éléments d'addition suivants :

- **Le silicium :** (8 à 10%) permet d'améliorer la coulabilité et de réduire la criquabilité et l'aptitude à la retassure de diminuer le coefficient de dilatation d'une manière générale.

Phosphore: à un effet opposé à celui du sodium, le composé AlP_3 sert de germe pour les cristaux de silicium primaire.

- **Cuivre :** (3 à 5%) améliore les propriétés mécaniques des alliages Al-Si. L'addition de magnésium améliore leur réponse au traitement thermique.

Les alliages Al-Si-Cu, dont la composition en Si est voisine de la composition eutectique, ont une bonne tenue à chaud et un faible coefficient de dilatation.

- **Zinc :** (0.69 à 1%) permet de durcir l'alliage, réduire la taille de grain, augmenter la fluidité du liquide.

- **Magnésium:** (0,3 à 1%) permet d'améliorer considérablement leurs propriétés mécaniques. Les alliages Al-Si-Mg sont durcissables par précipitation contrôlée de composé Mg_2Si [3]

I.1.4.2 - Types d'alliages Al-Si (40 000)

✚ Alliage 41000 (EN AC-Al Si 2 Mg Ti) ou (A-S2GT)

Apte à l'oxydation anodique et à la décoration convient particulièrement à la coulée des pièces de quincaillerie et de bâtiments [4].

✚ Alliage 45000 (EN AC-Al Si 5 Cu 3) ou (A-S5U3)

Est un alliage sans traitement thermique, l'utilisation est très générale lorsqu'il n'y a pas de contraintes particulières : solidification peu élevées, absence de problème de corrosion [4].

✚ Alliage 46000 (EN AC-Al Si 9 Cu 3) ou (A-S9U3)

Ces alliages conviennent parfaitement au moulage sous pression qui autorise des cadences au élevées et donne des produits onéreux, en revanche ce procédé donne des pièces qui ne peuvent pas être traitées thermiquement, ont un faible allongement à la rupture et ne sont pas soudables [4].

✚ Alliage 43300 (A-S-10G)

Les alliages 43300 peuvent également être coulés sous pression, ils sont utilisées pour la fabrication des pièces mécaniques variées [4].

✚ Alliage 47000 (A-S1U4)

Qui peut être moulé sous pression, est destiné aux pièces mécaniques peu épaisses [4].

✚ Alliage Al-Si-Cu-Mg

Ils présentent une bonne tenue à chaud et des caractéristiques élevées après traitements thermique, ils sont moulés en coquilles et utilisés pour les pistons et les culasses [4].

✚ Alliages Al-Si-Mg

Les alliages présentent de bonnes caractéristiques mécaniques après traitement thermique, une bonne tenue à la corrosion, ils sont soudables ils peuvent être moulés en coquille ou en sable et sont très utilisés dans les industries mécaniques dans l'automobile (roues, pièces de liaison au sol) et l'aéronautique [4].

Numérique	Symbolique	ancienne norme
EN AC-41000	EN AC-Al Si 2 Mg Ti	A-S2 GT
EN AC-42000	EN AC-Al Si 7 Mg	A-S7 G
EN AC-42100	EN AC-Al Si 7 Mg 0.3	A-S7 G 0.3
EN AC-42200	EN AC-Al Si 7 Mg 0.6	A-S7 G 0.6
EN AC-44000	EN AC-Al Si11	A-S11
EN AC-45200	EN AC-Al Si 5Cu 3 Mn	A-S5U3M
EN AC-51000	EN AC-Al Mg 3(b)	A-G3
EN AC-71000	EN AC-Al Zn 5 Mg	A-Z5G

Tableau I.1.4 - Désignation conventionnelle.**I.1.4.3 - Coulée en fonderie**

La fonderie a pour but de produire des pièces moulées ayant leur forme définitive et leurs cotes presque exactes après démoulage [11]. Parmi les différents moulages on a :

a - Moulage en coquille: la coquille est un moule métallique ayant la forme exacte de la pièce à obtenir. Le refroidissement est rapide et la microstructure entièrement colonnaire.

I.1.5 - DIAGRAMME D'EQUILIBRE Al-Si

Le phénomène de cristallisation des alliages métalliques et les nombreuses lois qui vérifient leurs structures sont matérialisées d'une manière très suggestive par les diagrammes d'équilibre. Ces diagrammes indiquent la composition des phases et la structure de l'alliage en fonction de la température et de la concentration. Les diagrammes d'équilibre sont construits à partir des conditions d'équilibre ou des conditions assez proches de celles-ci.

Examinons le diagramme d'équilibre du système Al-Si présenté dans la figure I.1.1. Nous remarquons tout d'abord que le pourcentage de silicium soluble dans l'aluminium à l'état solide est de 1,65 % à la température $T_E = 578^\circ\text{C}$, cette solubilité maximale est représentée par le point A. Tous les alliages Al-Si pour lesquels la teneur en Si est inférieure à 1,65 % se solidifient à l'équilibre. Une fois leur solidification est terminée, ce sont des alliages monophasés dans lesquels tout le silicium est entièrement solubilisé dans l'aluminium: c'est la phase α riche en aluminium. Il faut remarquer que la solubilité de Si dans Al à l'état solide diminue avec la température aussi elle passe de 1,65 % à 0 % à basse température.

Cette solubilité en fonction de la température est décrite par la courbe AB : le *solvus*.

– **Liquidus:** il est formé par deux branches de courbe CED donnant un point eutectique E défini par une température de 578°C , au-dessus de ces branches tous les mélanges de Al-Si sont à l'état liquide. La température du point E est inférieure à la température de fusion des deux constituants.

– **Solidus :** CAEFD il est formé par un palier eutectique AEF sauf aux extrémités en raison de l'existence de deux solutions solides α et β . La première est riche en Al et la seconde en Si [5].

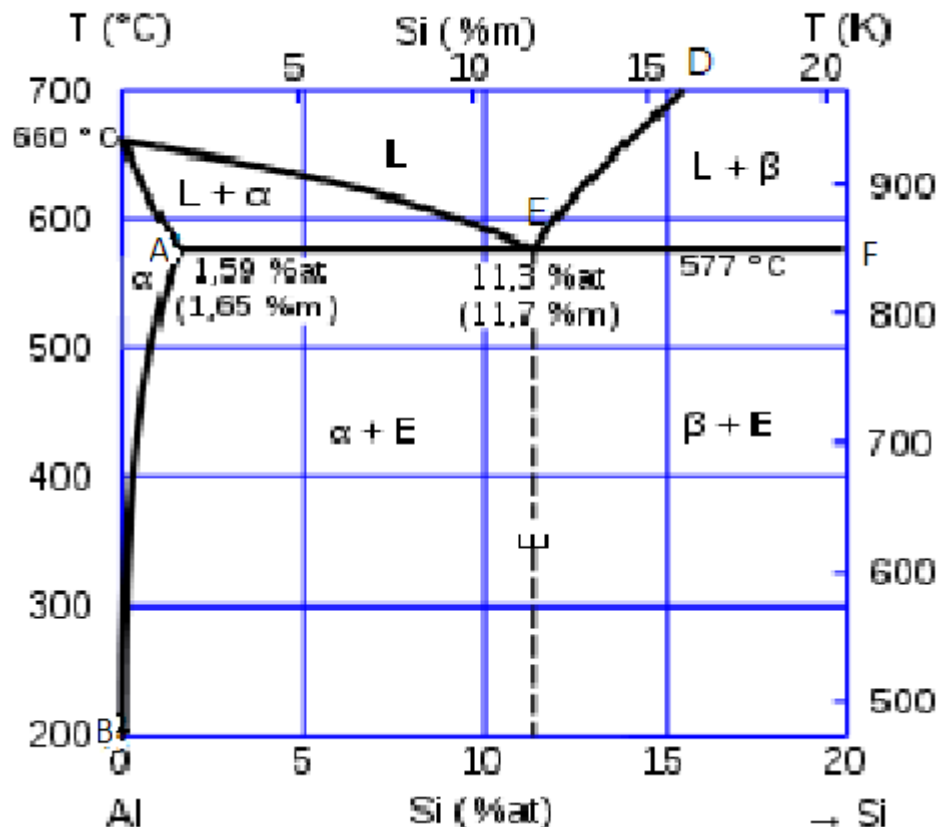


Figure I.1.1 - Diagramme d'équilibre Al-Si [1].

I.1.6 - SOLIDIFICATION DE L'ALLIAGE DU SYSTEME Al-Si

I.1.6.1. Alliages de composition hors eutectique

a - Alliages pour lesquels $C_A < C < C_E$: ils sont appelés alliages **hypo-eutectiques**.

- à $T = T_E + \varepsilon$ l'alliage est biphasé, il est constitué de cristaux de solution solide α et du liquide L. La phase solide qui se forme la première dans un liquide s'appelle phase primaire (ou proeutectique). Les cristaux de la phase primaire prennent des formes de dendrites [14].
- à $T = T_E$, la solution proeutectique ne subit aucune transformation, seul le liquide eutectique va subir la transformation suivante : $LE \Leftrightarrow \alpha + \beta$
- à $T = T_E - \varepsilon$ l'alliage est biphasé, il contient toujours une proportion d'eutectique avec des dendrites primaires d'aluminium.

La solidification de ces alliages peut être expliquée par l'exemple ci- dessous (fig. I.1.2) [5].

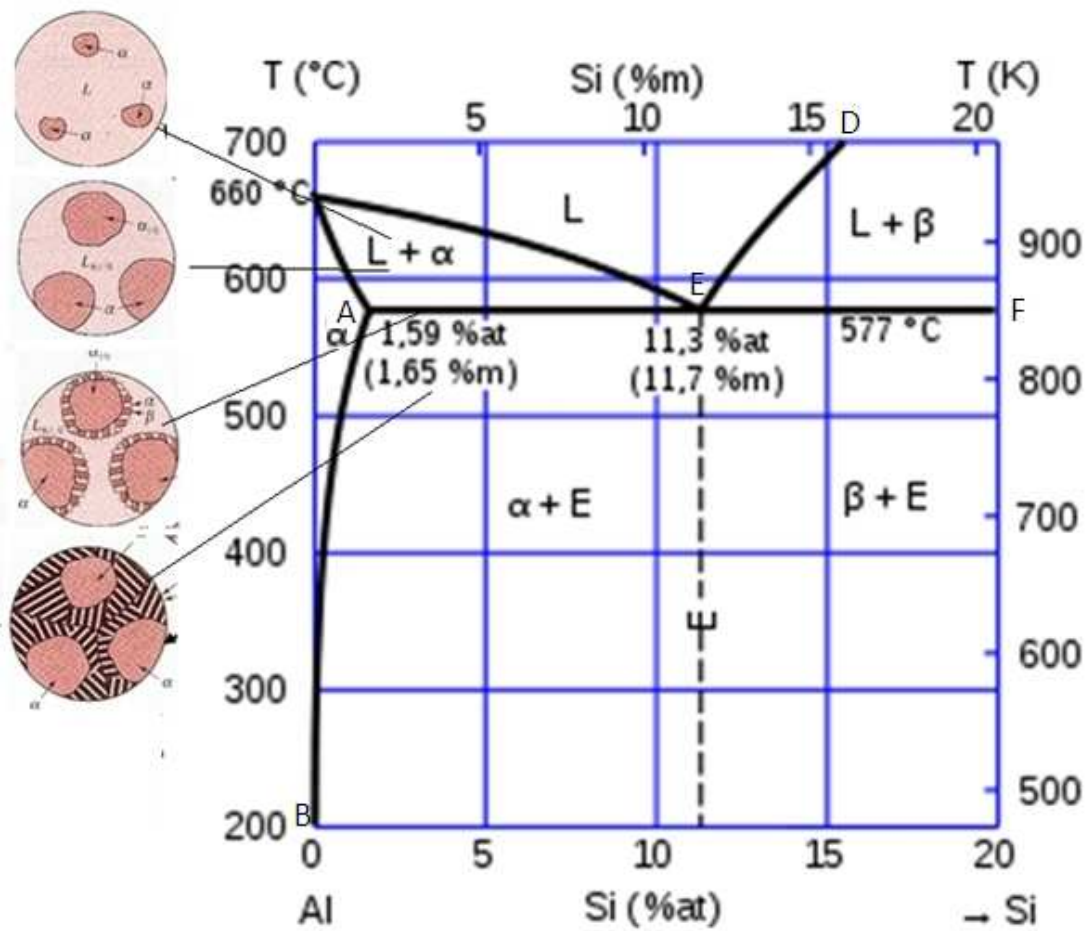


Fig. I.1.2 - Solidification de l'alliage hypoeutectique A-B

CHAPITRE I.2 - Elaboration de l'alliage d'aluminium AlSi9Cu3ZnMg à 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 Péchiney 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.

I.2.1- Propriétés dominantes de l'alliage mère AlSi7Mg

ALLIAGE DE FONDERIE A TRAITEMENT THERMIQUE AYANT UNE
BONNE COULABILITE ET UNE BONNE TENUE A LA CORROSION.

I.2.2 - 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.2.3 - Caractéristiques

I.2.3.1-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				
Sable	SF	Y20	140	80	1,5	55
	ST ₆	Y23	230	160	1,5	75
Coquille	KF	Y30	170	90	4	60
	KT ₆	Y33	260	180	4	80

Tableau I.2.1 - Caractéristique mécaniques

I.2.3.2 - 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.2.4 -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.2.4.1 - 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 à 7,5	≤ 0,1	≤ 0,1	0,20 à 0,40	≤ 0,5	≤ 0,05	≤ 0,05	≤ 0,05	0,10 à 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.

Composition des lingots d'AlSi7Mg livrés par l'Aluminium Français :

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

Tableau I.2.3 – Composition chimique des lingots d'Al Si7 Mg

I.2.4.2 - 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, 1% Zn et 1%Mg à l'AlSi7Mg à partir de lingot mère en AlSi22, AlCu10, AlZn10 et AlMg10 pour obtenir un alliage 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.

I.2.5.3 - Processus de l'affinage

a) Cas du moulage en sable

Trois procédés sont utilisés :

- 1^{er} Procédé : Affinage à l'Aluflux B et à la poudre Pacz BTK.

Vers 730°C, introduire 0,30% d'Aluflux B en pastilles, enfoncées au moyen d'une cloche à trous poteyée et chaude. Le flux est enfoncé plusieurs fois : attendre 10 minutes.

Ecrémer, puis répandre 1% de poudre Pacz BTK qu'on laisse agir 12 minutes. Au cours de cette attente, on favorise le contact métal - poudre Pacz en enfonçant légèrement la couche de flux.

Ecrémer et couler.

Ce procédé donne de bons résultats mécaniques et convient aux pièces peu épaisses ou moulées avec des refroidisseurs. Lorsque les conditions de moulage exigent un métal assez dégazé, il est préférable d'adopter le procédé suivant :

- 2^e procédé : Affinage à l'Aluflux B, à l'azote et à la poudre Pacz BTK.

Vers 730°C, introduire l'Aluflux B comme dans le premier procédé.

Vers 740°C, écrémer, répandre 1,5% de poudre Pacz BTK, et introduire l'azote au moyen d'une canne à tête poreuse, préalablement chauffée. Le barbotage dure 10 à 15 minutes. Le volume débité est de l'ordre de 1 litre d'azote par kilogramme de métal.

A la fin du barbotage, écrémer et couler.

Ce procédé donne un métal dégazé et de bonnes caractéristiques mécaniques.

- 3^e procédé : affinage sans poudre Pacz.

Eviter d'introduire dans la charge des jets provenant de fusions exécutées avec la poudre Pacz.

Vers 730°C, introduire 0,25% d'Aluflux TH ou d'Aluflux B au moyen d'une cloche. Puis, à la même température, introduire, de préférence en plusieurs fois, 0,25% d'Aluflux X au moyen de la même cloche.

Attendre 10 minutes au moins.

Ecrémer et couler.

Ce procédé est utilisé si l'on ne recherche pas le meilleur allongement. Il facilite l'absence de piqûres.

Remarque : les opérations décrites se font dans le four. Un creuset amovible donne une meilleure qualité en évitant le transvasement final.

Pour les procédés 1 et 2, il est avantageux de fondre dans un four basculant où l'on peut faire le traitement à l'Aluflux B, puis de transvaser le métal dans une poche chaude qu'on met dans un four électrique pour le traitement à la poudre Pacz.

b) 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

I.2.6.1- Moulage en sable

L'AlSi7Mg se moule très bien en sable. Il ne crie pas et n'a qu'une tendance très réduite aux retassures externes. Dans le cas des pièces épaisses, l'emploi de refroidisseurs est nécessaire pour éviter les piqûres et les microretassures. Le métal doit être peu gazeux.

La peau d'oxyde peut occasionner des inclusions si l'on n'emploie pas un dispositif de coulée tranquille : coulée en source, choix correct des sections de canaux, emploi éventuel de filtres.

I.2.6.2 -Moulage en coquille

L'AlSi7Mg se moule également très bien en coquille, sans risques de criques.

Veiller à masselotter 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 5⁰C 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 criquée, mais elle présente des sudations. La qualité mécanique est compromise. Une pièce brûlée ne peut être régénérée par aucun traitement et doit être rebutée.

I.2.9 - Précautions pour assurer une bonne stabilité dimensionnelle

I.2.9.1 - 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.

I.2.9.2 - 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.2.9.3 - 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 MICROSTRUCTURE

I.3.1 - Traitements Thermiques

On appelle traitement thermique l'opération de chauffer puis refroidir les métaux et les alliages afin de modifier leur structure et leurs propriétés surtout mécaniques, en générale, dans un sens convenable à leur utilisation. Ils ont pour but: soit dans une diminution de la résistance mécanique, accompagné d'une augmentation de déformation plastique, ce sont les traitements d'adoucissement soit au contraire dans l'augmentation de la résistance mécanique, ce sont de durcissement.

Le durcissement structural a une importance primordiale dans la métallurgie des alliages d'aluminium car c'est le processus par excellence qui permet d'obtenir des niveaux élevés de résistance mécanique. Pour obtenir ce durcissement les trois phases ci-après sont nécessaires.

I.3.1.1 - La trempe

Après sa mise en solution solide, l'alliage doit être refroidi rapidement pour maintenir à la température ambiante la solution solide : c'est le traitement de trempe. Aussitôt après trempe, l'alliage est dit dans un état de trempe fraîche, il présente alors une résistance mécanique relativement faible mais une bonne plasticité.

DÉSIGNATION	PRINCIPE DE RÉALISATION
La TREMPE Durcissement structural : Augmente : HB – Hv - σ^m - σ^e - σ^r La trempe est suivie d'un phénomène de maturation : établissement des caractéristiques dans le temps.	Chauffage à température de mise en solution précise, maintien en température, refroidissement rapide dans de l'eau de 15 à 70 °C en fonction des risques de tensions internes.

Tableau I.3.1 - Désignation et principe de réalisation de la trempe.

I.3.1.2 - La maturation

Après trempe l'alliage durcit plus ou moins rapidement suivant sa composition par simple séjour à la température ambiante : c'est la maturation ou le vieillissement naturel. Le phénomène est plus ou moins rapide suivant la température.

Le durcissement est stabilisé au bout d'un certain temps dépendant de la composition de l'alliage : en général quelques jours pour les alliages de cuivre, une à quelques semaines pour les alliages de magnésium et silicium, quelque mois pour les alliages de zinc. Pendant les premières heures de la maturation, l'alliage peut être considéré dans l'état de trempe fraîche et présente une plasticité suffisante pour supporter des mises en forme importante.

I.3.1.3 - Le revenu

Pour beaucoup d'alliages, le durcissement peut être augmenté par traitement à une température supérieure à l'ambiante: c'est le traitement de revenu ou vieillissement artificiel qui confère une microstructure différente de celle de la maturation et conduit à des caractéristiques supérieures, en particulier pour la limite d'élasticité.

DÉSIGNATION	PRINCIPE DE RÉALISATION
Le REVENU Maturation artificielle	Chauffage à 150 à 200 °C, pendant 5 à 25 heures, en fonction de l'alliage. Refroidissement à l'air ambiant.

Tableau I.3.2 - Désignation et principe de réalisation de revenu.

I.3.1.4 - Les différents recuits

DÉSIGNATION	PRINCIPE DE RÉALISATION
Le RECUIT de RESTAURATION Applicable sur tous les alliages auxquels on veut redonner une certaine malléabilité sans changement de cristallisation.	Chauffage à 250 à 300 °C, pendant 2 à 8 heures, en fonction de l'alliage. Refroidissement à l'air ambiant.
Le RECUIT de RECRISTALLISATION Applicable sur tous les alliages afin de supprimer l'écrouissage ; nécessité d'intervenir sur un écrouissage minimum pas trop élevé.	Chauffage à 350 à 400 °C, pendant 1 à 2 heures, en fonction de l'alliage. Refroidissement à l'air ambiant pour les alliages non trempant et en laissant les pièces dans le four pour les alliages trempant.
Le RECUIT de COALESCENCE Sur alliages trempant afin d'annuler les effets de la trempe.	Chauffage à 400 à 430 °C, pendant 2 heures, en fonction de l'alliage. Refroidissement, pièces dans le four, en trois étapes afin d'éviter tout phénomène de maturation.

Tableau I.3.3 - Désignation et principe de réalisation des recuits

I.3.2 - Traitement d'Homogénéisation

Ce traitement comporte un chauffage à une température relativement élevée appliqué à certains produits bruts de fonderie ou corroyés. Il consiste en un maintien à une température suffisamment élevée afin de dissoudre les phases métalliques en excès et de réaliser une homogénéisation de la composition de la solution solide.

I.3.3 - Microstructure

La microstructure détermine les propriétés d'un très grand nombre de matériaux. C'est grâce à la modification contrôlée de la microstructure que l'ingénieur en matériaux obtient une large gamme de propriétés. Une variation de la microstructure au cours du temps entraîne une modification importante des propriétés du matériau.

Grâce à la microstructure on peut contrôler le diagramme (vérifier par exemple le nombre de phases du domaine dans lequel on se trouve), déduire des renseignements précis sur les

propriétés mécaniques du métal examiné (on doit s'attendre à une certaine fragilité de l'alliage s'il possède une structure en aiguille où si les grains sont gros), déceler des défauts invisibles à l'œil (soufflure, criques, fissures) ainsi que les inclusions solides (oxydes, silicates,... etc), effectuer une étude très complète des traitements thermiques, et notamment d'expliquer certains accidents de fabrication en décelant leurs causes (surchauffe, décarburation, trempes irrégulières,... etc).

La microstructure donne donc des renseignements précieux sur de nombreux problèmes relatifs à l'utilisation des alliages ; cependant elle n'est pas une panacée. Elle ne donne des indications que sur la petite plage examinée, de l'ordre du centimètre carré, et avant l'étendre les conclusions à toute la pièce, il est nécessaire de s'être assuré par un examen macrographique que le métal est homogène.

I.3.3.1- DIFFUSION

- **Définition** : Une diffusion est un déplacement d'atome dans un solide à des distances supérieures au paramètre de maille, la force motrice phénomène de la diffusion peut être la température, le gradient de concentration etc...

Lorsqu'un atome se diffuse dans son propre réseau on dit qu'il y a autodiffusion et lorsque des atomes diffusent dans un autre réseau, il y a diffusion d'atome en insertion.

- Mécanisme de la diffusion

Le mouvement des atomes se produit grâce à leur vibration thermique, dont l'amplitude augmente avec la température, plusieurs mécanismes de déplacement peuvent être imaginés, mais seuls deux d'entre eux sont possibles :

- le mécanisme interstitiel pour les atomes de petites dimensions.
- le mécanisme lacunaire pour les autres.

Lorsque la diffusion s'opère suivant ces deux mécanismes, on parle de diffusion en volume.

Cependant, des voies plus faciles permettent d'augmenter la vitesse de diffusion, ce sont les courts-circuits de diffusion qui sont par exemple les dislocations, mais surtout les joints de grains, cette diffusion accélérée dans les joints de grains a des conséquences importantes dans les phénomènes de précipitation intergranulaire, la corrosion sous tension.

On peut également noter l'existence de la diffusion en surface, encore plus rapide car les atomes sont moins liés, cependant, la contribution au phénomène général de diffusion de la diffusion par les joints ou en surface, reste limitée par rapport à la diffusion en volume car le nombre d'atomes concernés est faible.

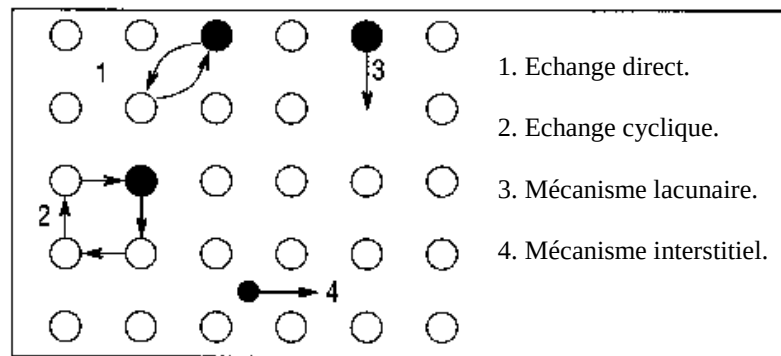


Fig. I.3.1 - Mécanismes de diffusion à l'échelle atomique [4].

I.3.3.2 - PRECIPITATION

Précipité : particule solide de petite taille d'une autre phase qui s'est formée par réaction dans le métal solide. On a divers types de précipités : les précipités cohérents sont ceux qui présentent une continuité cristallographique avec la matrice. Les réseaux cristallins peuvent être légèrement différents ; les précipités semi cohérents ne présentent de cohérence cristallographique avec la matrice que sur certains plans à cause de la présence de la dislocation aux interfaces ; les précipités incohérents n'ont aucune relation cristallographique avec la matrice.

La précipitation constitue un des meilleurs moyens d'augmenter la résistance à la déformation plastique d'un matériau.

Lorsque des particules non cisailables sont dispersées dans une matrice, le franchissement d'une (ligne) de précipités par une dislocation ne peut se faire que par incurvation de la dislocation entre les particules, ce qui exige une contrainte supplémentaire que l'on peut apprécier par un calcul identique à celui effectué pour le fonctionnement d'une source de Frank-Read.

CHAPITRE I.4 - PROPRIETES MECANIQUES

I.4.1 - Propriétés Mécaniques

Par le terme de propriétés mécaniques on entend les caractéristiques qui déterminent le comportement d'un métal ou d'un autre matériau sous l'action des efforts mécaniques extérieurs.

On range ordinairement dans cette catégorie la résistance qui définit la tenue du métal ou de l'alliage à la déformation, la rupture et la plasticité : aptitude du métal à recevoir une déformation permanente (qui reste après la suppression des efforts appliqués) sans se rompre. Pour obtenir les valeurs numériques des propriétés mécaniques, c'est à dire les valeurs des contraintes ou des déformations qui entraînent la modification de l'état physique et mécanique du matériau, on procède aux essais mécaniques.

I.4.1.1 - Déformation élastique

L'essai de traction montre que pour de faibles déformations, on note d'abord un comportement élastique réversible au cours duquel contrainte σ et déformation ε sont proportionnelles; cela définit le module d'élasticité ou module d'Young:

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} \quad (\text{I.4.1})$$

Ce comportement élastique est limité à une contrainte σ_e appelée limite d'élasticité

I.4.1.2 - Déformation plastique homogène

En réalité, avant que la déformation élastique n'a atteint sa limite théorique, apparaît un phénomène de déformation plastique. Il est caractérisé par le fait que :

La contrainte et la déformation ne sont plus proportionnelles. Elles sont reliées par une loi que dans bien des cas on peut l'assimiler à :

$$\sigma = k\varepsilon^n \quad (\text{I.4.2})$$

- avec n compris entre 0,1 et 0,5 ;
- la déformation n'est pas réversible. Après relâchement des contraintes, il persiste une déformation permanente ;
- lors du relâchement des contraintes, il se produit un retour élastique selon un module égal à celui de la première déformation.

I.4.1.3 - Déformation plastique : cette fois-ci hétérogène ou d'endommagement, initié par l'apparition d'une "striction" par la propagation brutale de fissures « ténacité » apparaît au-delà de la contrainte maximale qu'un matériau supporte avant de se rompre correspond à la contrainte à partir de laquelle débute la fissuration du matériau.

Paramètres de la striction.

$$\text{Le coefficient de striction : } Z\% = \frac{S_0 - S_u}{S_0} \times 100 \quad (\text{I.4.3})$$

$$\text{L'allongement de striction : } Z_u\% = \frac{S_0 - S_u}{S_u} \times 100 \quad (\text{I.4.4})$$

Où S_u est la section minimale de l'éprouvette après rupture.

I.4.2 - Essais Mécaniques

Les essais mécaniques ont pour but de déterminer un certain nombre de caractéristiques des métaux et alliages : aptitude à la déformation par traction ou compression, résistance à la pénétration d'une pièce dure soumise à un effort constant...etc. Les résultats obtenus, par ces différents essais qui mettent en œuvre des techniques particulières, sont en relation directe avec la structure du métal et permettent de prévoir son comportement dans les conditions réelles et d'utilisation.

I.4.2.1 - Essai de traction

L'essai consiste à soumettre une éprouvette de forme bien définie (fig. I.4.1) à un effort de traction croissant, et cela généralement jusqu'à rupture en vue de déterminer les caractéristiques mécaniques; un dispositif permet de tracer la courbe qui représente la charge en fonction de l'allongement.

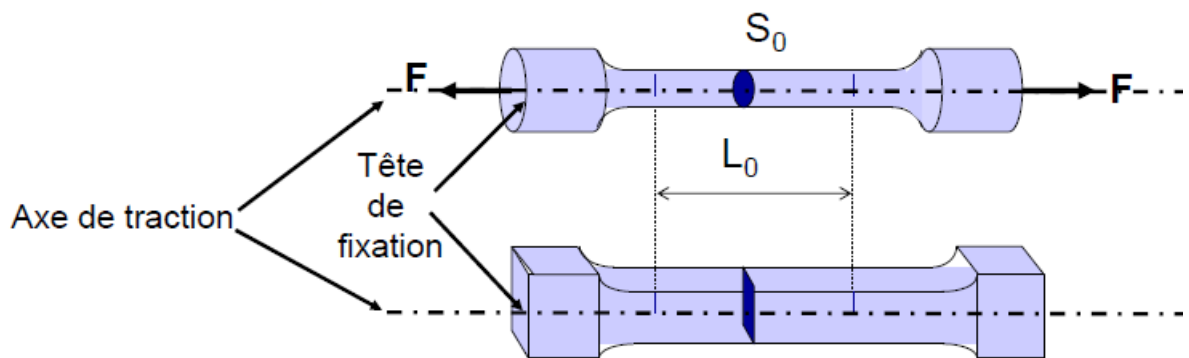


Figure I.4.1 - éprouvette de traction

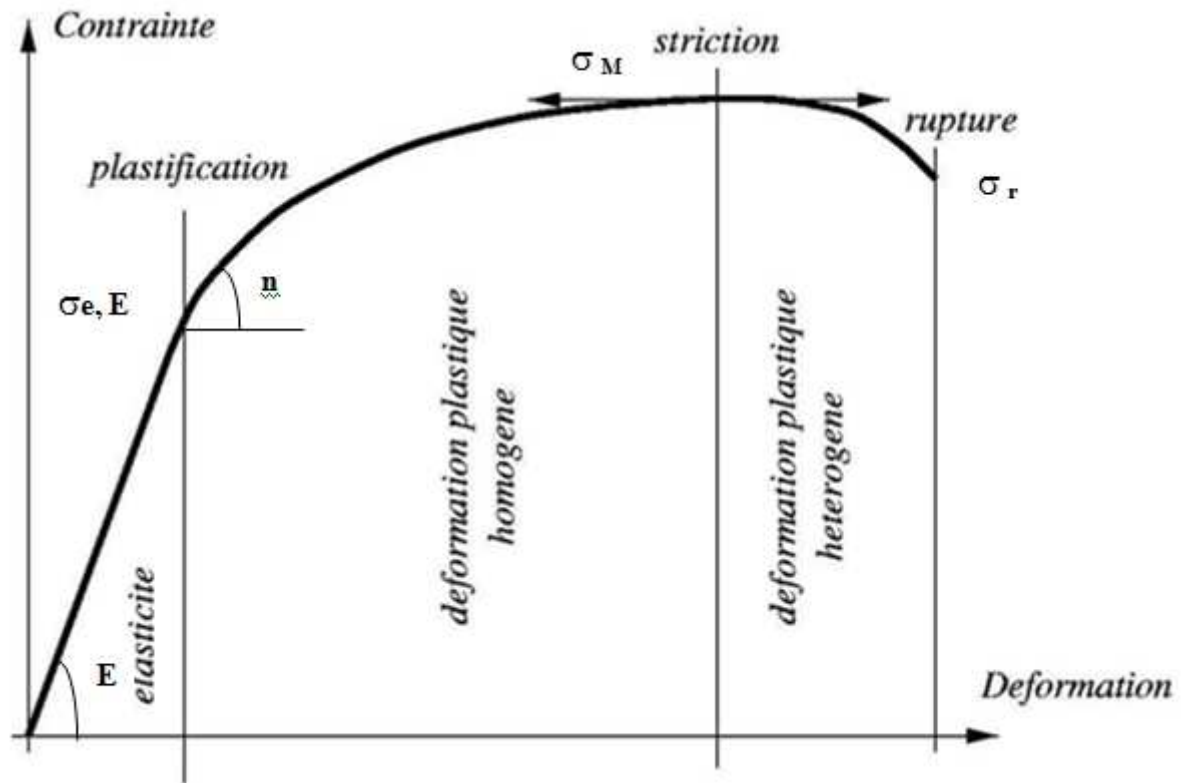


Fig. I.4.2 – Courbe de l'essai en traction monotone

Paramètres de résistances

- ✚ $\sigma = F_M / S_0$: contrainte maximale à la traction (MPa).
- ✚ $\sigma_e = F_e / S_0$: limite d'élasticité (MPa).
- ✚ $\sigma_r = F_r / S_0$: résistance à la rupture (MPa).
- ✚ $\varepsilon_n = \Delta L / L_0$: déformation nominale.

La ductilité d'un matériau peut être appréciée, à partir de

- ✚ L'allongement à la rupture

$$A\% = \frac{L_u - L_0}{L_0} \times 100 = \frac{\Delta L}{L_0} \times 100 \quad (I.4.5)$$

Plus A% est élevé, plus le matériau est considéré comme ductile. À l'opposé, lorsque la déformation permanente est très réduite ou nulle, on parle d'un matériau fragile.

Ou L_u Longueur de l'éprouvette reconstituée après rupture.

- Si $A\% \geq 5\%$ le matériau est considéré comme ductile,
- Si $A\% < 5\%$ le matériau est considéré comme fragile.
- Z% (coefficient de striction) et Kcv (résilience) sont également des indicateurs
- son comportement durant la striction, par la valeur du coefficient de striction Z.
- Si $Z \gg 0,5$ est grand, le matériau est ductile ;
- Si $Z \ll 0,1$ est faible, le matériau est semi-fragile.

C'est un atout important pour la mise en forme des matériaux

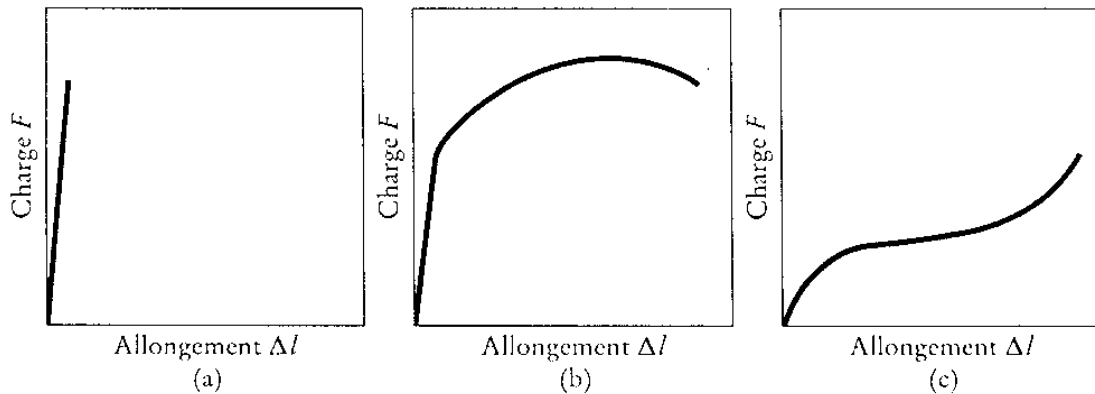


Fig. I.4.3 - Comportements caractéristiques en traction. a - fragile, b - ductile, c - élastique non linéaire.

La figure I.4.3 représente schématiquement trois types de courbes qui correspondent à trois comportements possibles des matériaux : fragile, ductile, élastique non linéaire.

I.4.2.2 - Dureté

La dureté est la résistance qu'oppose un matériau à sa pénétration par un autre corps plus dur que lui. L'essai consiste à enfoncez un pénétrateur dans le métal à essayer. La charge est constante et on mesure la dimension de l'empreinte. Celle-ci est d'autant plus grande que le métal est mou.

- **Dureté Brinell** : l'essai consiste à imprimer dans la pièce à essayer une bille en acier ou en carbure de tungstène de diamètre D sous une charge F , et à mesurer le diamètre d de l'empreinte laissée sur la surface après enlèvement de la charge F .

La dureté Brinell, notée HB , est un nombre proportionnel au rapport F/S et peut s'exprimer de la façon suivante :

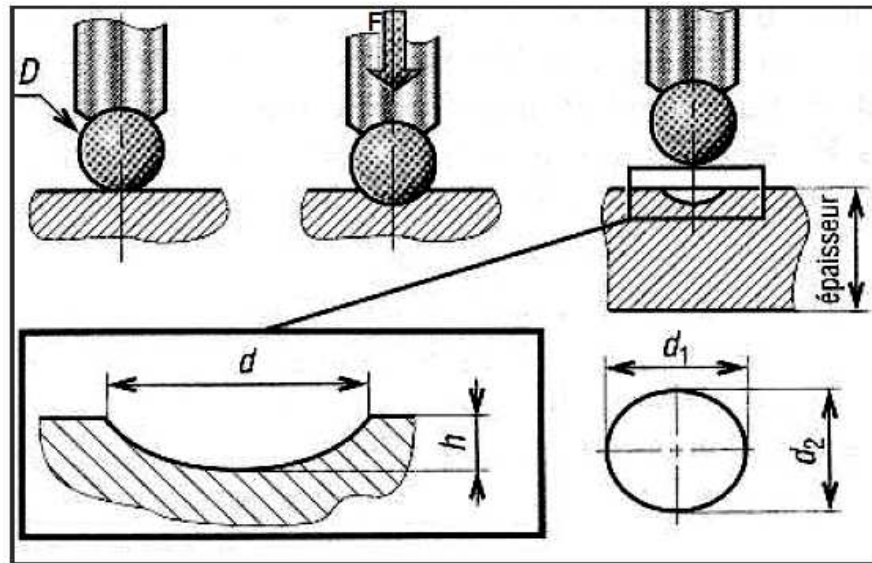


Fig. I.4.4 – principe de Brinell

$$HB = \frac{0,102 \times 2F}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (I.4.6)$$

avec : F(N) - charge d'essai, D (mm) - diamètre de la bille, d (mm) - diamètre de l'empreinte.

Par ailleurs, la charge d'essai F peut être exprimée en fonction du diamètre de la bille suivant la relation :

$$F = K \times 9,81 \times D^2 \quad (I.4.7)$$

Avec K- coefficient qui est fonction de la matière. En effet : K = 2,5 ; 5 ; 10 pour l'aluminium et ses alliages, K = 30 pour les aciers, K = 5 ; 10 ; 30 pour le cuivre et ces alliages.

L'essai Brinell est largement utilisé dans le cas des pièces mi - dures et de grandes épaisseurs. Il présente des avantages et des inconvénients. Parmi ces avantages, on distingue :

- ✚ Facilité de mesurer l'empreinte.
 - ✚ la dureté Brinell est le procédé le plus précis pour le contrôle de la dureté.
- Et les inconvénients, on cite :
- ✚ La lecture de la valeur de la dureté ne se fait pas de façon directe.
 - ✚ le procédé n'est pas utilisable pour les petites pièces (charge trop grande).

– **Dureté Vickers:** l'essai consiste à imprimer dans la pièce à essayer un pénétrateur en forme de pyramide droite à base carrée d'angle au sommet 136°, sous une charge F et à mesurer la diagonale d de l'empreinte laissée sur la surface S après enlèvement de la charge. La dureté Vickers est proportionnelle au rapport $\frac{F}{S}$ comme le montre la relation ci-dessous :

$$H_v = \frac{0,189 \times F}{d^2} \quad (I.4.8)$$

avec $F(N)$ - charge d'essai, d (mm) - diagonale de l'empreinte.

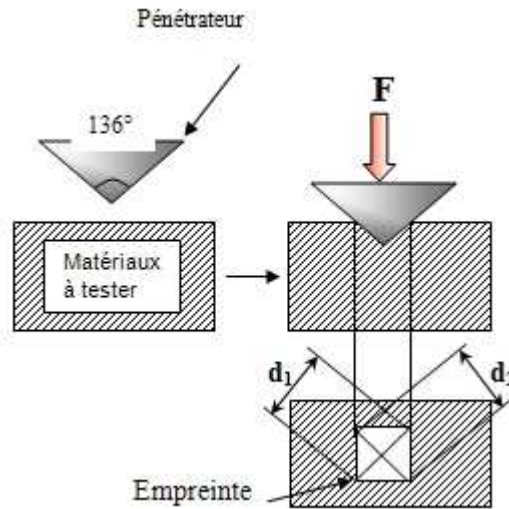


Fig. I.4.5 – Principe Vickers

I.4.2.3 - Microdureté

Il est possible de faire des mesures de dureté sous très faibles charges. Equipé d'un microscope métallographique, le microduromètre permet une étude très localisée de la surface du métal. Le pénétrateur est en général de type Vickers. Les mesures de microdureté doivent être faites sous conditions:

- La vitesse de mise en charge ;
- la charge appliquée ;
- le mode de polissage de la surface.

Pour obtenir des résultats satisfaisants, les mesures doivent être effectuées sur :

- de petits échantillons ;
- des matières dures et fragiles ;
- des phases d'un alliage ;
- des profils de diffusion ;
- des couches superficielles.

I.4.2.4 - Essai de résilience

La connaissance des caractéristiques mécaniques déduites de l'essai de traction peut être insuffisante, puisque des ruptures peuvent être obtenues en dessous de la limite élastique dans des conditions particulières qui rendent le métal fragile. Les facteurs fragilisants sont :

- la tri-axialité des contraintes : pour provoquer cette concentration de contraintes sous une sollicitation simple, on introduit une entaille dans l'éprouvette ;
- l'abaissement de la température ;
- l'augmentation de la vitesse de déformation ;

- l'augmentation de la dimension des pièces.

Un des moyens, le plus classique et le plus ancien, pour caractériser la fragilisation d'un matériau sous l'action d'un choc, est l'essai de résilience sur éprouvette entaillée.

L'essai consiste à rompre, d'un seul coup de mouton pendule, une éprouvette entaillée en son milieu et reposant sur deux appuis. On détermine l'énergie W absorbée dont on déduit la résilience.

La résilience est l'énergie nécessaire pour produire la rupture de l'éprouvette, exprimée en joules par centimètre carré. La résilience de l'éprouvette est le quotient :

$$K = \frac{W}{S} \quad (\text{I.4.9})$$

K – coefficient de la résilience au choc, W - énergie absorbée par la rupture, S - section droite de l'entaille.

Plus ce coefficient est grand, plus le matériau résiste aux chocs.

Différents types d'éprouvettes ont été définies pour l'essai de résilience. Les plus classiques sont définies par la norme NF EN 10045. Il s'agit de l'éprouvette Charpy entaillée en U ou V. Cette dernière est la plus utilisée.

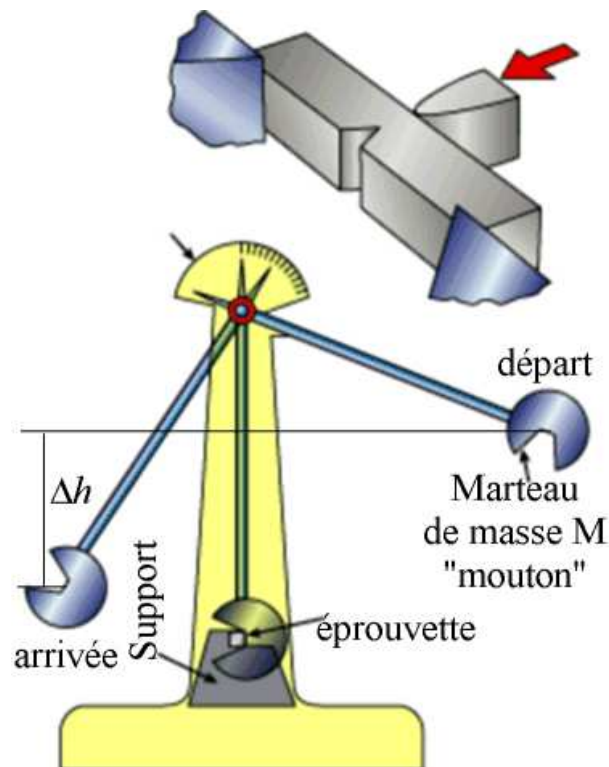


Fig. I.4.6 – Principe de charpy

CHAPITRE 1.5 - Les Défauts Cristallins

Les métaux utilisés dans l'industrie ne sont pas constitués de cristaux parfaits (dans lesquels tous les nœuds seraient bien à leurs places), 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 noeuds 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 : surfaces, joints de grains, joints de macles.
- ✚ les défauts en volume, de dimension 3 : des précipites, des inclusions (les saletés) des pores.

I.5.1 - Les défauts ponctuels (Fig. I.5.1)

En cristallographie, les défauts ponctuels sont des défauts qui existent au niveau des dimensions atomiques, 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 :

I.5.1.1 - lacune (1)

La lacune caractérise l'absence d'un atome d'un site normale du réseau cristallin.

I.5.1.2 - Atome auto interstitiel (2)

Lorsqu'un atome constitutif du cristal est placé en insertion, on a affaire à auto- interstitiel

I.5.1.3 - 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 (solution solide de substitution). La présence d'un tel atome étranger provoque de légers déplacements des atomes environnants

I.5.1.4 - Atome étranger en insertion (4)

Lorsqu'un atome étranger de petite taille (4) s'insère dans les espaces vides du réseau cristallin.

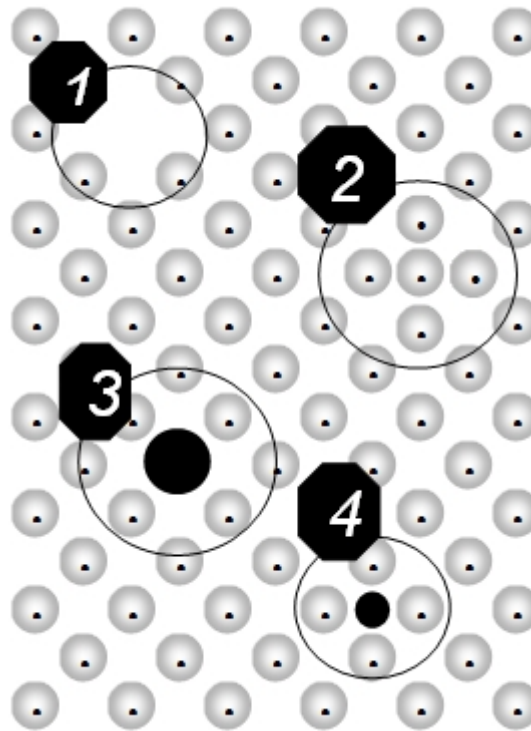


Fig. I.5.1 - Types de défauts ponctuels

I.5.2 - Défauts à une dimension (défauts linéaires)

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 de glissement localisé.

A un instant donné, on peut définir une frontière entre la partie du plan qui a déjà glissé et la partie du plan qui est encore « intacte ». Cette frontière correspond à un défaut linéaire appelé dislocation. Il faut essentiellement distinguer deux types de dislocation :

Les dislocations vis et dislocation coin

Pour caractériser une dislocation on utilise le concept de vecteur et de circuit de Burgers.

I.5.2.1 - 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 du 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.

I.5.2.2 - Dislocation vis

Les dislocations vis peuvent être comprises comme la ligne de séparation entre le réseau cristallin non perturbé et 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 contrainte a une symétrie radiale. Et on désigne par une dislocation mixte la combinaison des deux types suscités:

I.5.2.3 - Dislocation mixte

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

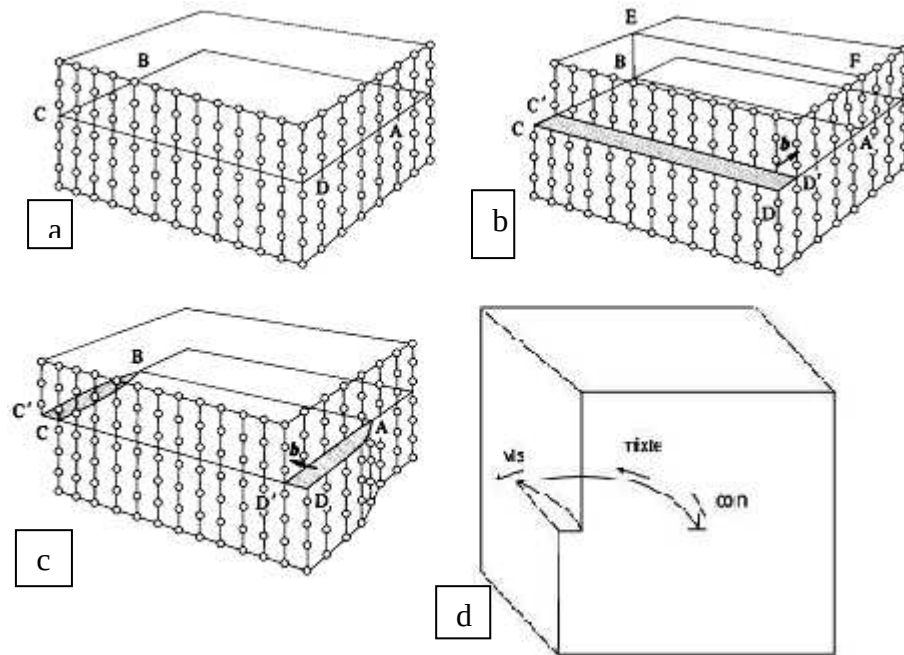


Fig. I.5.2 - (a) Modèle d'un cristal parfait. (b) dislocation coin. (c) dislocation Vis (d) dislocation mixte.

I.5.2.4 - Le vecteur de Burgers

Le vecteur de Burgers 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. Par exemple dans l'aluminium cubique faces centrées, le vecteur de Burgers traditionnellement rencontré est $b = a/2$, de norme $|b| = 0.29 \text{ nm}$. En termes plus mathématiques, il s'agit de l'intégrale du déplacement sur un circuit fermé enlaçant la ligne de dislocation u : $b = \oint u$. Physiquement, 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 et 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 nul (analogue de la loi de Kirchhoff).

I.5.3 - Défauts à deux dimensions (défauts plans)

Ce sont par exemple 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. Nous citerons aussi les joints de grains et les joints de macles.

I.5.3.1 - Les joints de grains

Les matériaux cristallins utilisés couramment sont rarement constitués d'un seul cristal (à l'exception de certains cas : les semi-conducteurs, diodes et 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 distances inter atomiques.

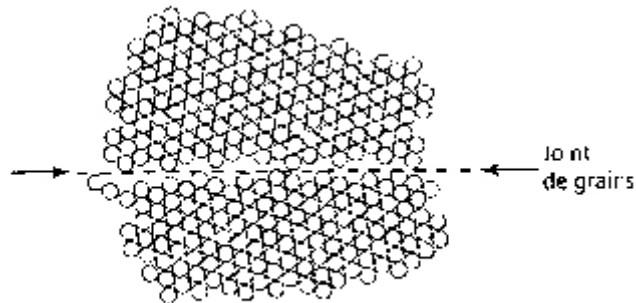


Fig. I.5.3 - Structure d'un joint de grains.

I.5.3.2 – 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 deux cristaux sont symétriques et non pas alignés comme se serait le cas dans un cristal unique. Les macles apparaissent fréquemment au cours de la déformation plastique des métaux CFC.

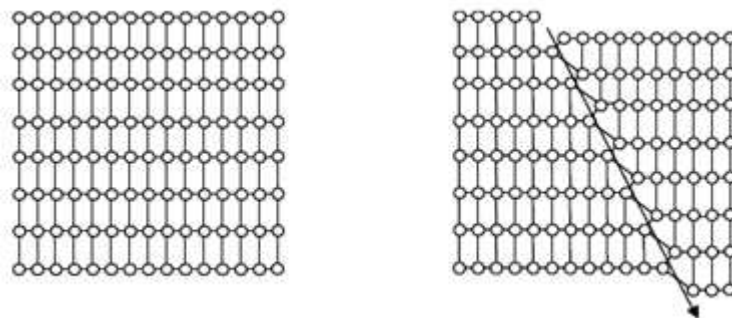


Fig. I.5.4 – joints de macles

I.5.4 - Défauts trois dimensions (défauts volumiques)

Les défauts volumiques sont essentiellement des cavités, des phases non désirées, des inclusions (morceaux de matière étrangère, provenant de l'élaboration, par exemple particules venant d'un creuset). ils proviennent notamment de l'élaboration du matériau (frittage des céramiques, métallurgie des poudres ou capillaires de fluide pour les cavités) ou de l'endommagement de celui-ci lors de son utilisation.

I.5.4.1 - Les pores (Fig. I.5.5)

Ce sont des cavités à l'intérieur du cristal remplit 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 ;

- ✚ La morphologie.

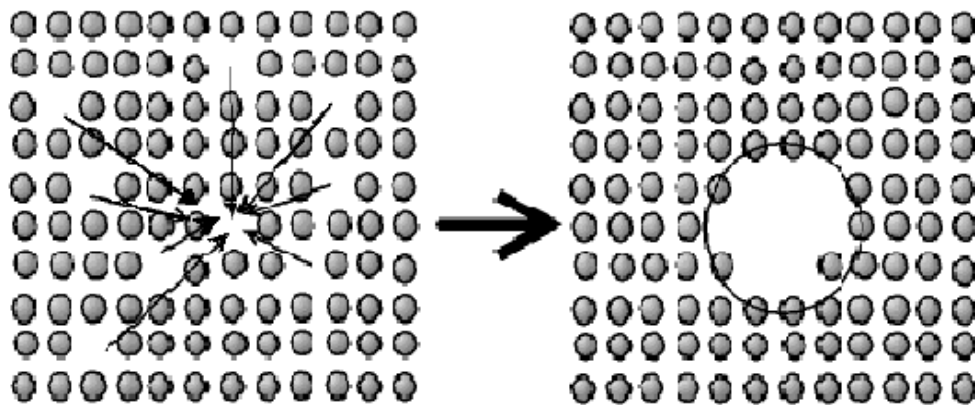


Fig. I.5.5 - Représentation schématique d'un pore.

I.5.4.2 - Les inclusions

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

I.5.4.3 - Les précipités

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 semblables, seul diffèrent 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 obtenue 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.

La figure (I.5.6) montre ces trois types de précipités.

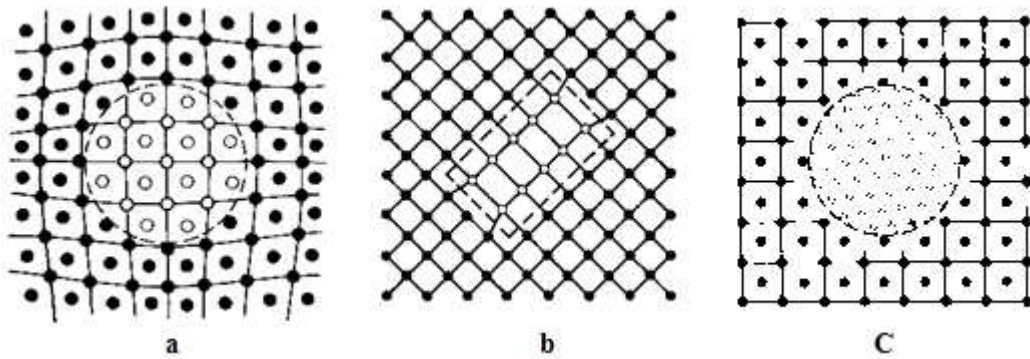


Fig. I.5.6 - Représentation schématique de précipités dans les solides cristallins. a- précipité cohérent, b- précipité semi-cohérent, c- précipité incohérent.

Partie II

PARTIE EXPERIMENTALE

CHAPITRE II.1 - Appareillage 35-46

**CHAPITRE II.2 - Méthode expérimentale et
élaboration** 47-62

CHAPITRE II.1 - APPAREILLAGE

II.1.1 - INTRODUCTION

Cette partie est consacrée à la présentation des différentes méthodes, appareils et techniques expérimentales utilisées.

✚ Nous avons procédé à l'élaboration de l'alliage de fonderie AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation au niveau à la division fonderie Aluminium de l'entreprise de la SNVI de Rouïba.

✚ Notre alliage est obtenu par coulé en coquille par gravitation de l'aluminium et de ses alliages.

✚ Le dimensionnement des éprouvettes de traction et des échantillons de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg a été réalisé au Hall de technologie de l'université de Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou

✚ Les essais de traction, de résilience, de dureté, de microdureté, ainsi que les examens microscopiques ont été réalisés au niveau du laboratoire de mécanique, de l'électro industrie de Fréha et de Hasnaoua I de l'université Mouloud Mammeri de Tizi- Ouzou .

Les différents dispositifs utilisés dans notre travail sont:

La première partie de ce chapitre est consacrée à la présentation des différents appareils utilisés au cours de l'étude expérimentale, tandis que la seconde est relative au matériau et aux modes opératoires mis en œuvre lors des essais réalisés dans le cadre de ce mémoire.

II.1.2 - APPAREILLAGE

Les différents dispositifs utilisés dans la Société « SNVI » concernant l'élaboration AlSi9Cu3ZnMg pour notre étude sont :

II.1.2.1 - Matière première: Lingots neufs, retours de fonderie



Fig. II.1.1- Lingots d'aluminium en AlSi7Mg



Fig. II.1.2 - Retours de fonderie en AlSi7Mg



Fig. II.1.3 - Lingots d'aluminium en AlZn10 et en AlMg10



Fig. II.1.4- Lingots d'aluminium en AlSi22 et en AlCu10

II.1.2.2 - four de fusion et de maintiens

le secteur de l'atelier D F R dispose d'un four de fusion et de trois fours de maintien composés de matériaux réfractaires permettant de l'isoler du milieu ambiant et contiennent quatre creusets respectifs en graphite.



Fig. II.1.5 - Four de fusion

Charge total: 350 kg
Moyen de chauffage: le gaz.
Tension: T=380 V.



Fig. II.1.6 - Poche de coulée

Charge: 50Kg



Fig. II.1.7 - Four de maintien

Charge: 150kg

Température maximale: $T_{\text{Max}}=1000^{\circ}\text{C}$

Tension: $T = 380 \text{ V}$



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.

Fig. I.1.8 - Moule en coquille



Diamètre : 82 mm

Longueur : 1M

Fig. II.1.9 - Cylindres moulés en coquille

II.1.3.MACHINES D'USINAGE



Fig. II.1.10 - Scie mécanique de type ALMOSMA3

Le découpage

le découpage des échantillons de dureté, de microdureté et de la microstructure a été effectué à l'aide d'une scie mécanique ayant les propriétés suivantes :

Tension $T=380V$,

Puissance $P=1,5KW$,

Poids = 600Kg



La fraiseuse

l'usinage des éprouvettes et des échantillons a été réalisé sur une fraiseuse verticale FV1,5 ALMO et un Tour universel au niveau du hall de technologie situé à Oued-Aissi.

Tension de service 380V,

Puissance totale 5KW,

Poids 1520Kg.

Fig. II.1.11 - fraiseuse verticale FV1,5 ALMO



Tour universel

Tension $T=380V$

Puissance $P=6,6Kw$

Poids = 1620Kg.

Fréquence $f=50Hz$

Fig. II.1.12 - Tour universel de type SN 40
SN 50C



Fig. II.1.13 - Meule

La meule

La meule est utilisée pour enlever les bavures des éprouvettes et des échantillons provenant de l'usinage et du moulage.

II.1.4. EPROUVETTES ET ECHANTILLONS

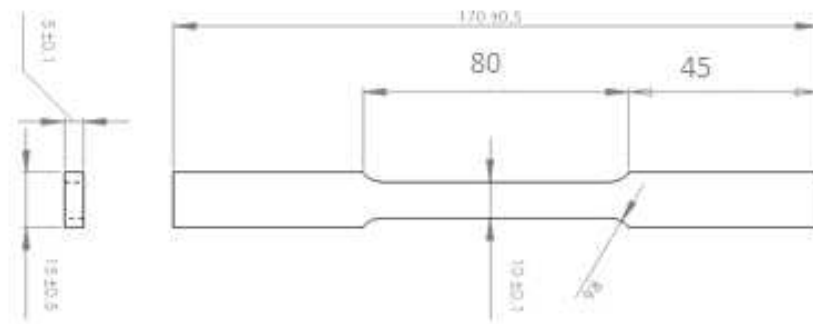


Fig. II.1.14 - Dessin de définition de l'éprouvette plate

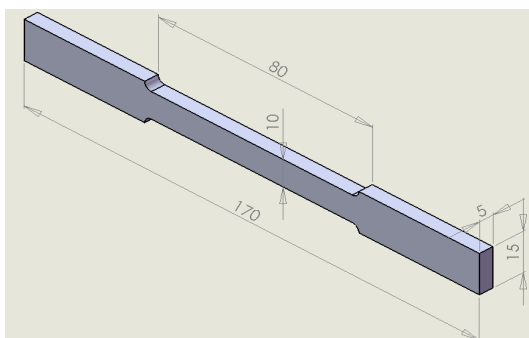


Fig. II.1.15 - éprouvette de traction

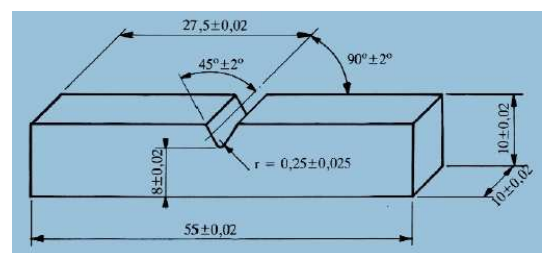


Fig. II.1.16 - éprouvette de résilience V

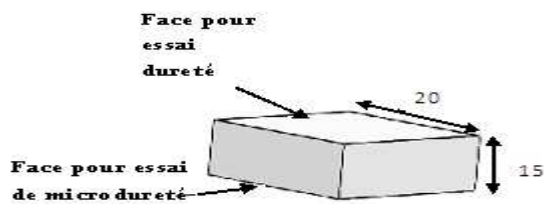


Fig. II.1.17- échantillon de dureté et de μ dureté

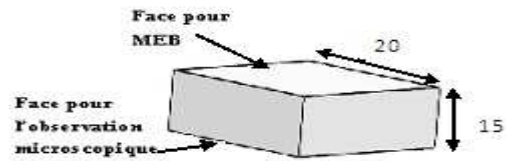


Fig. II.1.18 - échantillon de μ structure

II.1.5 – FOUR ET ETUVE DES TRAITEMENTS THERMIQUES



Fig. II.1.19 - Four de trempe

C'est un four à moufle à une résistance électrique alimentée sous une tension de 380V et de puissance 11KW allant jusqu'à 1200°C en température de chauffage, construit en tôle et profilés robustes, il est isolé avec de la laine d'alumine pour le rendre plus léger et isolé thermiquement.

Ses dimensions sont :

Largeur utile : 300 mm, hauteur utile : 250 mm, profondeur utile 400 mm

Un contact électrique coupe le circuit de résistance dès l'ouverture de la porte pour éviter au manipulateur toute décharge électrique



Fig. II.1.20- Etuve utilisée.

Nos traitements de vieillissement ont été réalisés dans une étuve de type MEMMERT alimentée par un courant de 380Volts.

Elle est composée essentiellement de :

1. Afficheur du temps (maintien).
2. Indicateur du 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.

II.1.6.MACHINES D'ESSAIS MECANQUES



Fig.II.1.21- Machine de traction

Machine de traction: la machine de traction utilisée est de type IBERTEST alimentée sous une tension de 220V, ayant une charge maximale de 400 KN dotée d'un microordinateur qui a pour utilité de suivre l'évolution des essais et de les sauvegarder pour ne pas perdre les résultats des essais effectuées.



a – avant rupture

b – après rupture

Fig. II.1.22 - Eprouvettes de traction



Fig. II.1.23 - Pendule de Charpy

Principe de l'essai de résilience: Il consiste à rompre, d'un seul coup de mouton pendule, une éprouvette entaillée en son milieu et reposant sur deux appuis. On détermine l'énergie W absorbée dont on déduit la résilience.

La résilience est l'énergie nécessaire pour produire la rupture de l'éprouvette, exprimée en joule par centimètre carré.

Machine d'essai: Un couteau fixé sur un marteau oscille dans un plan vertical autour d'un axe O . Une partie de l'énergie emmagasinée dans la chute du pendule est utilisée pour rompre l'éprouvette. Le centre de gravité du pendule est toujours voisin à l'arête de couteau du pendule.



Fig. II.1.24 - Duromètre

L'essai de dureté a été réalisé sur un duromètre muni d'une bille de diamètre 2,5mm, d'un sélectionneur 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 $T=220V$, Fréquence $f=50\text{ Hz}$.



Fig. II.1.25 - Microduromètre

L'essai de microdureté a été réalisé sur un Microduromètre muni d'un pénétrateur en diamant en forme pyramidale, d'angle au sommet de 136° , d'un sélectionneur de charge de 50 g, une table sur laquelle on pose l'éprouvette. Ce dernier affiche automatiquement le diamètre de l'empreinte laissée par le pénétrateur ainsi que sa microdureté correspondante. Il possède les caractéristiques suivantes :

Tension $T=220V$,

Fréquence $f = 50 \text{ Hz}$.

II.1.7.POLISSAGE

II.1.7.1.Examens microscopiques

Pour procéder à l'observation des différentes structures de surface, on prépare les échantillons traités thermiquement et brut de coulé avec les différents procédés de polissage et leurs attaquer chimiquement avec le réactif qui convient, et pour cela on utilise des polisseuses pour effectuer les opérations de polissage, un bon réactif pour réaliser l'attaque chimique, un microscope optique pour réaliser l'observation microscopique, un microscope électronique à balayage (MET) observer les détails de la surface.

II.1.7.2. Les polisseuses

Pour obtenir une surface plane et une qualité de surface miroir. Cette opération de polissage est effectuée à l'aide de deux polisseuses:

- La première a deux disques de type : (STRUERS) alimentée sous une tension de 220V et d'une puissance de 150W munie d'un dispositif d'arrosage
- La deuxième a un seul disque de même type alimentée sous la même tension mais de puissance de 432W utilisée pour réaliser les polissages de finition.



a) polisseuse de finition



b) polisseuse à deux disques



c) polisseuse à deux disques

Fig. II.1.26 - polisseuses**II.1.7.2.2. Attaque chimique**

L'attaque a pour but de relever les joints des cristaux et de différencier les constituants de l'alliage utilisé, après le polissage de finition. On rince notre échantillon et on le sèche puis ensuite on le soumet à une attaque chimique qui consiste à tremper la face à attaquer dans le réactif pendant un temps convenable à la température ambiante, puis on lave l'échantillon sous un jet d'eau et on le sèche à l'aide d'un séchoir.

II.1.8. MICROSCOPES**II.1.8.1. Le microscope optique**

C'est un microscope optique universel de marque ZEISS XL30 alimenté sous une tension de 220 V, avec une fréquence de 50Hz et une puissance de 100W, Muni d'un appareil photo automatique ayant un pouvoir de résolution allant 50 à 400 fois.

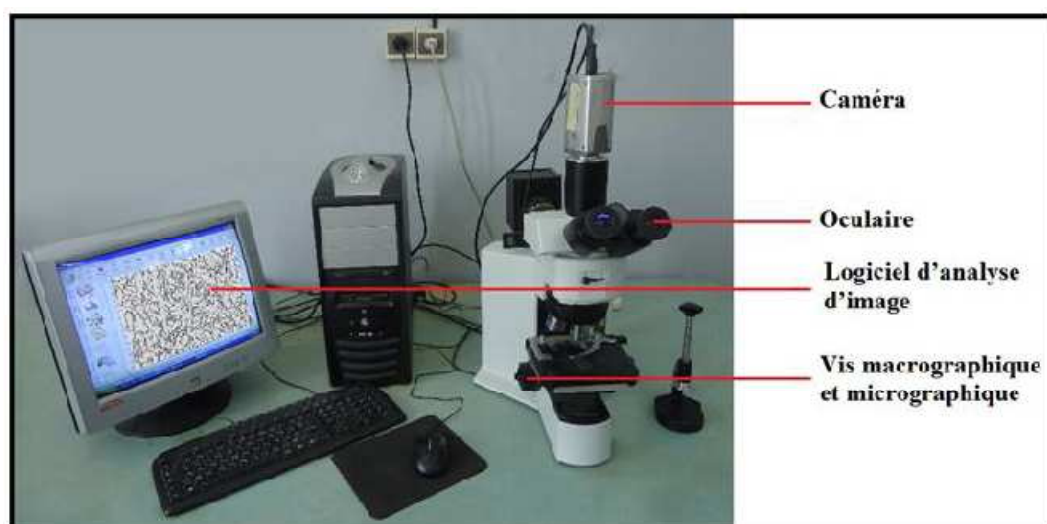


Fig. II.1.27 - microscopes optiques

II.1.8.2 – Microscope électronique à balayage (MEB)

c'est un microscope un microscope environnemental de type ASEM XL30 de marque Philips équipé d'un EDAX pour microanalyse X par dispersion d'énergie (EDS).



Fig. II.1.28 - Microscope électronique à balayage (MEB)

CHAPITRE II.2 - Méthodes expérimentales et élaboration

II.2.1 - Matériau étudié

Dans toutes nos expériences, nous avons utilisé l'alliage de fonderie AlSi9Cu3ZnMg, contenant 7 % de silicium dans les retours de fonderie plus 2% dans AlSi22, 3% de cuivre dans AlCu10, une quantité du zinc, magnésium inférieure à 1 % (en masse). Cet alliage de fonderie à traitement thermique est de type 40000 (AlSi9Cu3ZnMg).

Nous considérons une série d'alliage précédente, obtenue par coulée en coquille.

II.2.2 - Alliage de fonderie à traitement thermique AlSi9Cu3ZnMg (A-S9U3) Normalisé AFNOR, NF, EN1780-1

II.2.2.1 - Caractéristiques mécaniques d'AlSi7Mg

Sur éprouvettes coulées à part suivant la Norme A.F.A.57.702 et sur un alliage ayant subi obligatoirement un traitement de modification.

Mode de coulée	Etats		σ_r (MPa)	σ_e (MPa)	A%	Dureté (HB)
	Nouveaux	Anciens				
Sable	SF	Y20	140	80	1,5	55
	ST ₆	Y23	230	160	1,5	75
	KF	Y30	170	90	4	60
	KT ₆	Y33	260	180	4	80

Tableau II.2.1 - Caractéristiques et désignation des états sable et coquille.

II.2.2.2 - Caractéristiques physiques d'AlSi7Mg

- Conductibilité thermique à 20 °C : 0,36 μ th cm/cm².S.°C.
- Résistivité à 20 °C : 4,5 $\mu \Omega$ cm²/cm.
- Coefficient de dilatation entre 20 et 100 °C : 20,5 * 10⁻⁶.
- Intervalle de solidification : 590 – 570 °C.
- Retrait moyen : 12 %.

II.2.3 - Elaboration de l'AlSi9Cu3ZnMg

L'AlSi9Cu3ZnMg donne des résultats surs, reproductibles et conformes à la norme.

II.2.3.1 - La composition chimique de l'AlSi7Mg suivant la Norme AF.A57.702

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

% Fe	% Si	% Cu	% Zn	% Mg	% Mn	% Pb	% Sn	% Ti	% Co
≤ 0,65	9÷10,5	≤0,1	≤0,1	0,17÷0,35	0,25÷0,5	0,05	0,05	0,1	≤0,2

Tableau II.2.2 - La composition chimique de l'alliage AlSi7Mg.

A partir de cette composition en obtient :

II.2.3.2 - La composition chimique de l'AlSi9Cu3ZnMg suivant la norme AFNOR, NF, EN1780-1

%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 II.2.3 - La composition chimique de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg.

II.2.3.3 - Four de fusion

Le four de fusion est composé d'une vérole (coquille extérieur) à l'intérieur il y'a deux couches de bétons : l'une est isolante et l'autre est réfractaire. Le four de fusion dont la charge est de 350 Kg, ce dernier est chauffé par l'intermédiaire de deux brûleurs à gaz. Le métal ainsi préparé dans le four est ensuite versé dans une poche de coulée de 50 Kg.

II.2.3.4 - Chargement du four de fusion

D'abord on chauffe le creuset qui est en graphite pour éviter l'humidité et procéder à sa calcination. La charge totale du four est composée de 40 % (soient 140 Kg) de lingot neuf et de 60 % de retour (soient 210 Kg), au fond du creuset, en place les petites pièces (retour de fonderie) pour faciliter la fusion, puis on ajoute progressivement et au milieu on ajoute des lingots de l'AlSi7Mg qui sont déjà préchauffés.

Après l'échauffement du métal à environ 500 °C, on met quelques pourcentage de AlSi22, AlZn₁₀, AlCu₁₀ et AlMg₁₀ pour l'amélioration des caractéristiques de l'alliage et pour corriger le pourcentage de Mg qui se perd au cours de fusion et en dernier les grandes pièces du retour de fonderie. Une fois le four est plein on dégaze à l'aide d'un dégazer covéral 701 (Cov, tablettes de 200 g), qui sert aussi comme un désoxydant, il est additionné à une température T= 680 – 720 °C. À la fin de la fusion on couvre le bain avec le covéral 55 pour éviter les oxydations en contact avec l'air. Une fois la température de fusion est atteinte selon le besoin du Fondateur, dans notre cas 720 °C, le métal est transvasé dans une poche de coulée qui est déjà préchauffée, elle est de (50 Kg). Par la suite on ajoute le covéral (32D) qui est le Sodium qui sert d'affinage aux grains et de diminution de leur densité.

On observe des grains d'impuretés qui montent à la surface d'où il fallait dégrasser le métal à l'aide d'une louche poteyée, pour enlever les impuretés à la surface, enfin la température de coulée est contrôlée à l'aide d'un pyromètre dans le Four dont l'opération est répétée régulièrement.

II.2.4 - Moulage

II.2.4.1 - Moulage en coquille

Après la fusion du métal, il est transmis vers le four de maintien qui est réglé à une température $T = 720\text{ }^{\circ}\text{C}$, on verse dans le four de maintien le covéral (32D) qui sert à l'affinage du grain, cette opération est régulièrement répétée chaque trois quart d'heures et à l'aide d'une louche poteyée on dégrasse pour enlever les impuretés sur la surface du bain.

La coquille est un moule métallique qui est composé de deux parties, il comprend un système de coulé incorporé.

Après l'affinage du métal dans le four de maintien, on chauffe le moule à une température maximale de $(250-300)\text{ }^{\circ}\text{C}$, afin que le métal puisse remplir toute l'empreinte et ne crie pas.

Puis la phase finale, on protège les deux chapes par couche poteyée. Le poteyage se fait par une poudre appelée : le Dycote 39 qui est une pâte blanche en respectant la dose prescrite (1 Kg de cette poudre dans 8 litres d'eau) et on souffle à l'aide d'un pistolet.

Le Dycote 39 étant plus fin ce qui permet de donner un meilleur plan de pièce, une fois le moule est prêt, on remplit à partir du four de maintien le moule de l'éprouvette à l'aide d'une louche, pour obtenir le moule voulu.

II.2.4.2 - La coulée

Lorsque le métal est prêt, c'est-à-dire, la température de coulée est atteinte et contrôlée dans notre cas on a $T = 720\text{ }^{\circ}\text{C}$.

- Cet alliage possède une remarquable aptitude au moulage, ce sont donc les épaisseurs, formes et dimensions des pièces à couler qui imposeront la température de coulée, celle-ci est de $710 - 720\text{ }^{\circ}\text{C}$.
- La composition chimique notamment la teneur en magnésium, est conforme elle est corrigée.
- Le dégazage et le dégrassage.

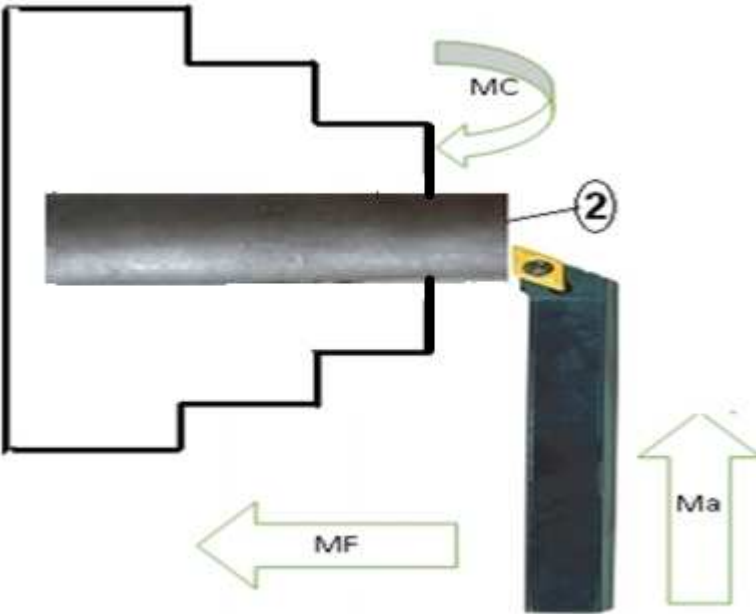
On remplit la poche de coulée (50 Kg), par la suite on procède à la coulée du moule en sable, par contre la coquille à partir du four de maintien à l'aide d'une louche appropriée (coulée par gravitation), à une température $T = 720\text{ }^{\circ}\text{C}$, on remplit totalement le moule en une seule fois jusqu'à ce que le métal remonte par les masselottes et affleure la partie supérieure du moule.

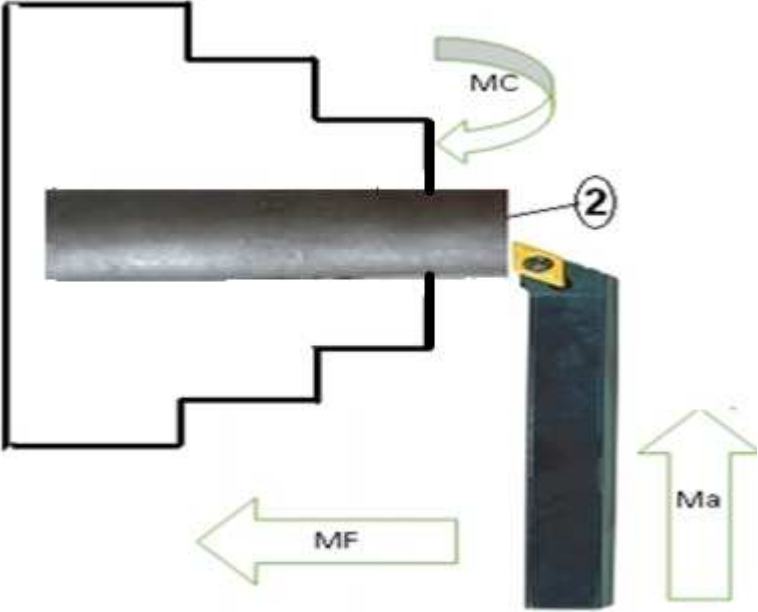
II.2.5 - Opération de démoulage

II.2.5.1 - Moulage en coquille

Après la solidification de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg dans le moule métallique, il est passé directement à l'opération de parachèvement (ébarbage), c'est-à-dire séparer le système de coulée des éprouvettes, ensuite l'opération de meulage et de finition de l'état de surface des pièces.

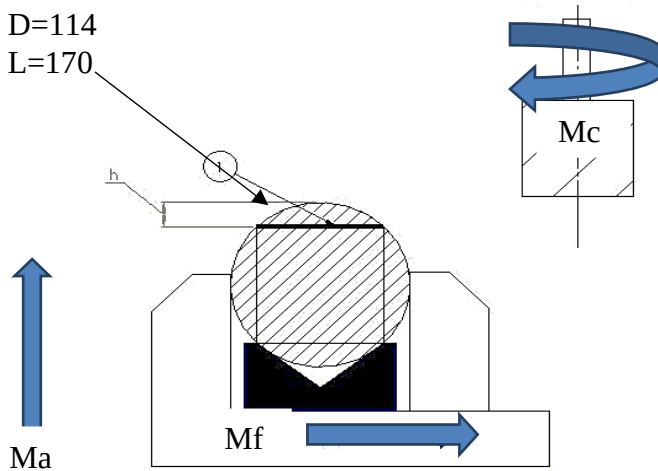
II.2.6 – Gamme d'usinage d'éprouvette plane

Phase	Croquis de la phase et de la sous phase	Paramètres de coupe	Machines	Outillages
Moulage cylindrique L=1m et D=82mm				
Débitage de cylindres de L=172 mm et D=82 mm			Scie mécanique	
Dressage (1) L=171 mm D=82 mm			Outil a adressage	

Dressage (2) L=170 mm D=82 mm			Outil a adressage	
--	--	--	------------------------------	--

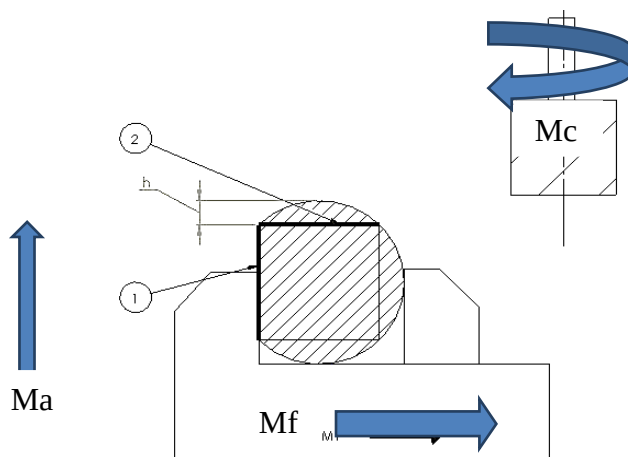
Opération de surfacage
sous phase 101

D=114
L=170



Ebauche + finition 1
 $A_p \text{ max} = 2\text{mm}$, $h=17\text{mm}$

Sous phase 102



Ebauche + finition 2
 $A_p \text{ max} = 2$, $h=17\text{mm}$.

N=700
tours/mn
 $V_f=40$
 mm/mn

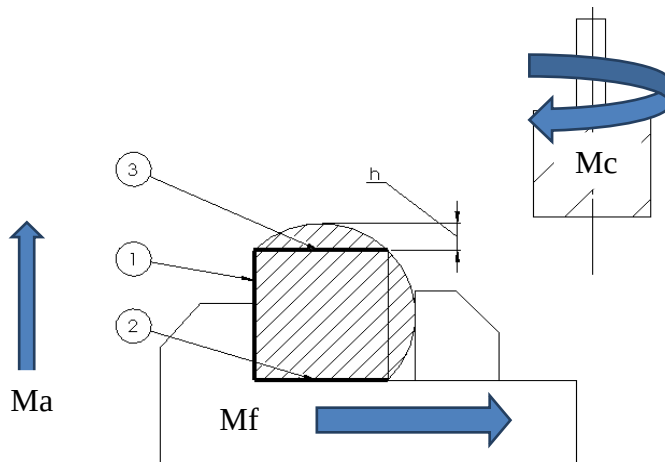
Fraiseuse
 Verticale

Fraise en
 CM
 D=172
 Pied à
 coulisse
 Vé de
 centrage

N=700
tours/mn
 $V_f=40$
 mm/mn

Fraiseuse
 verticale

Fraise en
 CM
 D=172
 Pied à
 coulisse

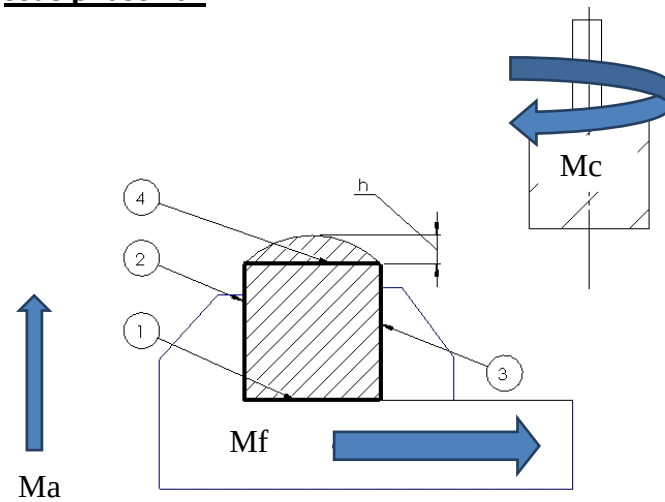
Sous phase 103

Ebauche + finition 3
 $A_p \text{ max} = 2$, $h=17\text{mm}$.

$N=700$
 tours/mn
 $V_f=40$
 mm/mn

Fraiseuse
 Verticale

Fraise en
 CM
 $D=172$
 Pied à
 coulisse

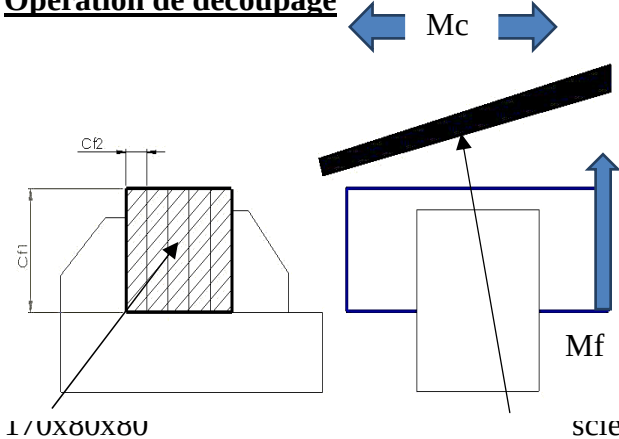
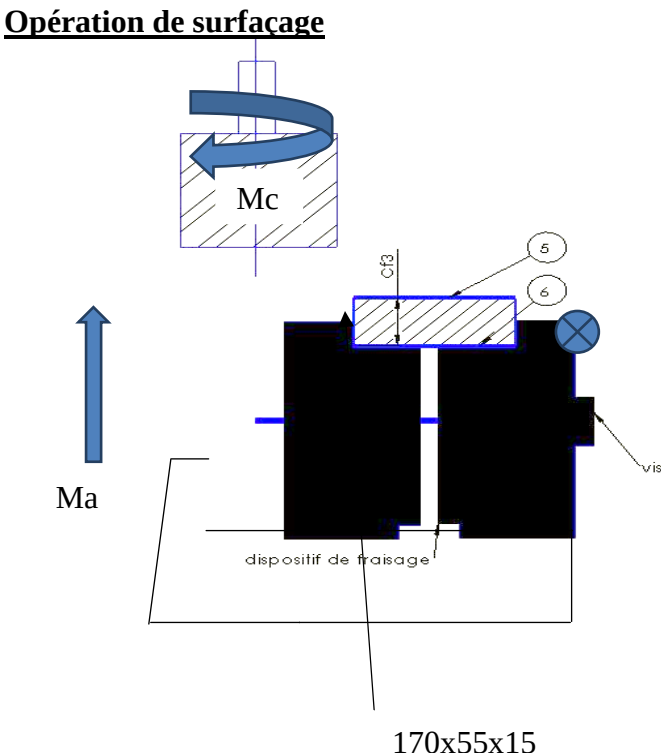
sous phase 104

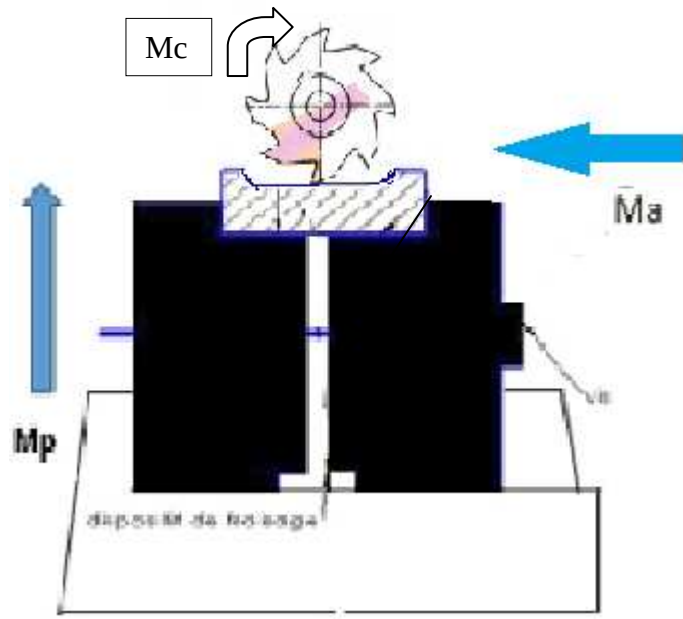
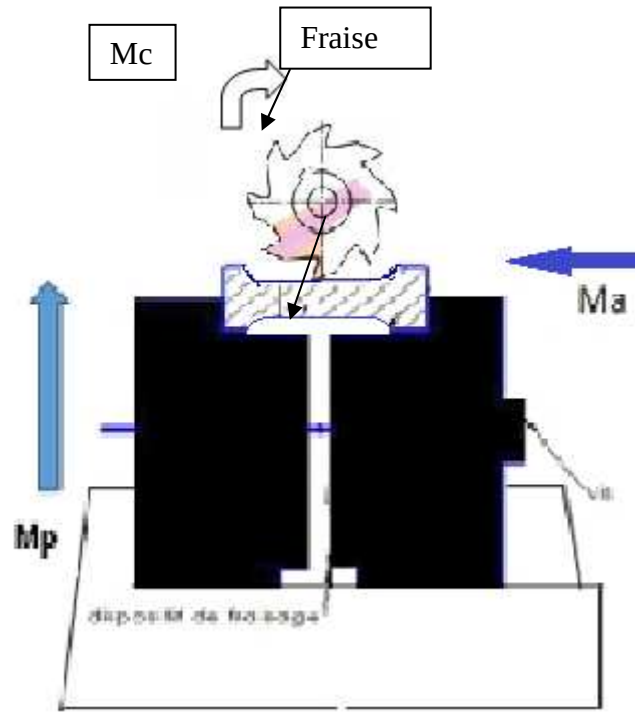
Surfaçage 4, Ebauche + finition
 $A_p \text{ max} = 2$, $h=17\text{mm}$.

$N=700$
 tours/mn
 $V_f=40$
 mm/mn

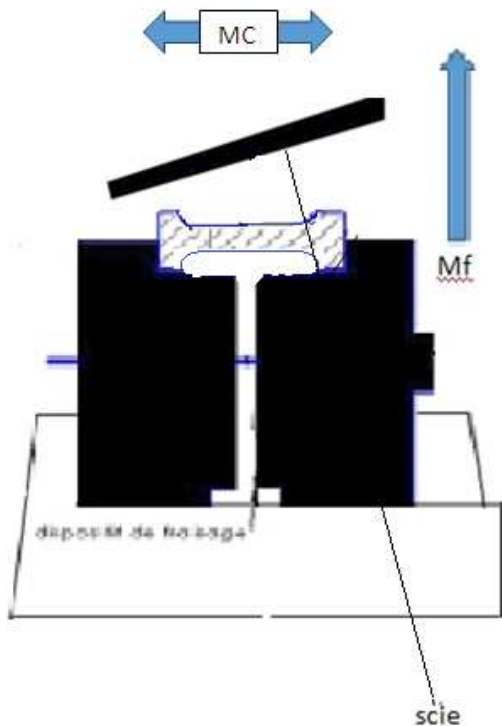
Fraiseuse
 verticale

Fraise en
 CM
 $D=172$
 Pied à
 coulisse

Opération de découpage  1/0X80X80 Cf1=80mm, Cf2=18mm. SCIE	N= standard Vf=standard	Scie mécanique	Scie Pied à coulisse réglet
Opération de surfacage  170x55x15	N=700 tours/mn Vf=40 mm/mn	Fraiseuse verticale	Fraise en CM D=172 Pied à coulisse

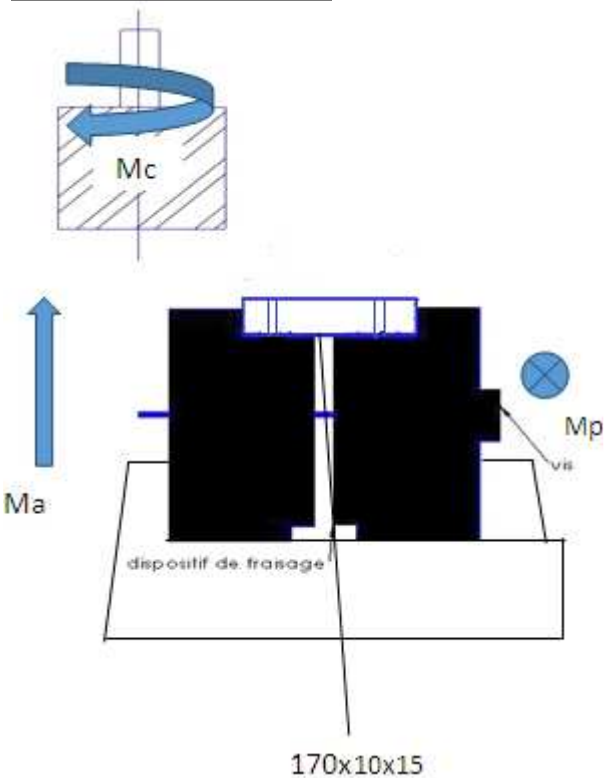
	<u>Opération de rainurage 1</u>  Réalisation d'une 1^{ère} rainure dans la surface (5) <u>Opération de rainurage 2</u>  Réalisation d'une 2^{ème} rainure de 2,5 dans la surface (5)	N=700 tours/mn Vf=40 mm/mn	Fraiseuse verticale	Fraise 2T de D=30 mm Pied à coulisse
		N=420 Vf=75	Fraiseuse verticale	Fraise 2T de D=30 mm Pied à coulisse

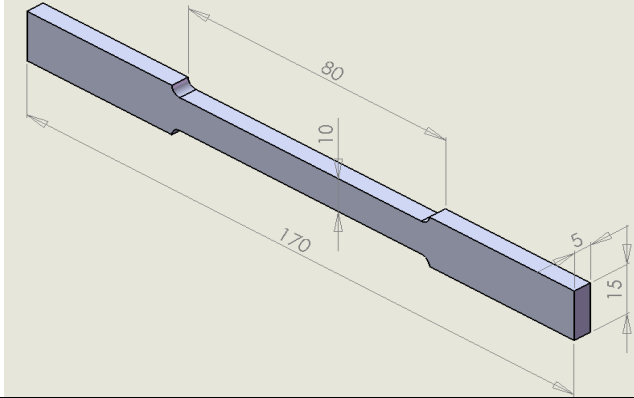
Opération de découpage



Découpage de l'éprouvette de dimensions :
(170x10x7) mm³

Opération de surfacage



Eprouvette finale**II.2.7 - Traitement thermique**

Un traitement thermique est une succession d'opération au cours de laquelle la température varie tout en gardant le métal à l'état solide.

L'alliage AlSi9Cu3ZnMg peut subir un traitement thermique, c'est le cas le plus général, lorsqu'on cherche des bonnes caractéristiques mécaniques.

Les traitements thermiques sont des opérations qui comportent des cycles thermiques : chauffage et refroidissement contrôlés et effectués pour :

.

II.2.7.1 - Conditions pour qu'un alliage puisse subir un traitement thermique

L'alliage doit contenir des éléments de composition permettant le durcissement structurel ce sont :

- ✚ Le Magnésium.
- ✚ Le Zinc.
- ✚ Le Cuivre.

Ces éléments se combinent avec les éléments principaux de l'alliage (AlSi9)

II.2.7.2 - Différentes phases du traitement thermique

On distingue quatre phases :

- ✚ Chauffage de mise en solution à une température d'homogénéisation plus proche de la température de l'eutectique de l'alliage.
- ✚ Trempe.
- ✚ Maturation.
- ✚ Revenu.
- ✚ Recuits.

II.2.7.3 - Chauffage et maintien

Les éprouvettes sont chauffées jusqu'à une température $T = 500 \pm 5 \text{ }^{\circ}\text{C}$, puis elles sont maintenues, pendant une durée de maintien de dix heures (10h) à une température constante $T = 500 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

Dans les alliages du type AlSi9Cu3ZnMg, la température doit être choisie la plus proche possible de la température du début de fusion.

L'alliage étant toujours à l'état solide, les phénomènes de diffusion à l'état solide ne sont pas instantanés et il faut maintenir la pièce à cette température pendant un temps assez long (10 heures). Car durant le chauffage, la surface de la pièce s'échauffe plus vite que le cœur du métal. Dans notre cas on a utilisé un four à ventilation forcée, pour homogénéiser la température, qui est contrôlée régulièrement à l'aide d'un pyromètre.

II.2.7.4 - La trempe

Cette opération consiste à assurer par un refroidissement approprié le maintien à l'état de sursaturation de la solution solide. La trempe doit être suffisamment rapide (Max 12 secondes), pour éviter une précipitation grossière du composé défini (vitesse critique de trempe), les éprouvettes ne sont jamais employées juste après la trempe en raison de leur fragilité, d'où la nécessité de leur subir un traitement de maturations suivies immédiatement de revenus appropriés.

II.2.7.5 - Durcissement structurel

Peut se faire sous deux formes :

- ✚ Maturation $\longrightarrow$ à température ambiante (20-25) $^{\circ}\text{C}$
- ✚ Revenu $\longrightarrow$ température entre 150 $^{\circ}\text{C}$ et 220 $^{\circ}\text{C}$ dans notre cas 165 $^{\circ}\text{C}$.

a) La maturation :

- ✚ La maturation est le vieillissement naturel qui se fait à l'air ambiant (20-25) $^{\circ}\text{C}$ pendant un certain temps.

b) Le revenu :

Ce traitement est réalisé sur des éprouvettes ayant subi une trempe pour diminuer la fragilité due à la trempe en adoucissant et en éliminant les contraintes internes, le revenu se fait pendant six heures (6h) à une température $T_R = 165 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

Dans notre cas on a fait varier le temps de maturation par incrément de 2h de maturation après trempe:

Maturation (0,2,4,6,8,10,12,14,16,18,20,22,24h)+Revenu : 05 éprouvettes pour chaque cas de coquille.

C) Cycle thermique de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg

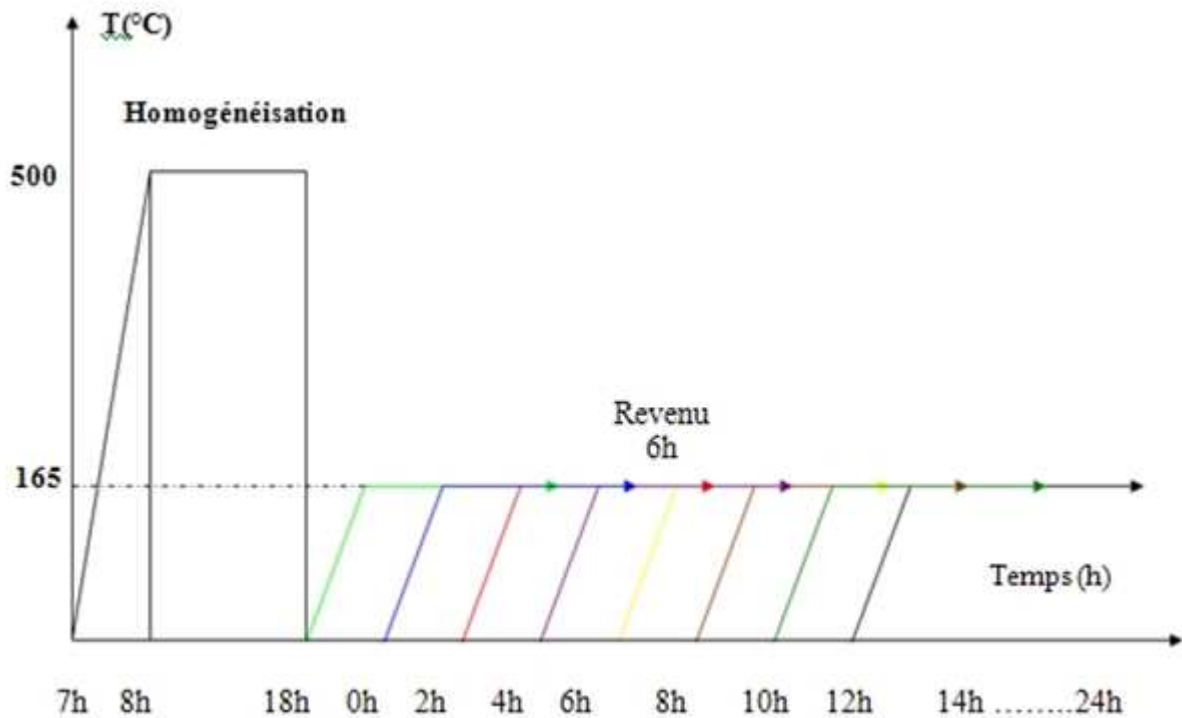


Fig. II.2.1 – Cycle thermique de l'AlSi9Cu3ZnMg.

II.2.8 - Essais mécaniques

Nous avons fait quatre essais mécaniques ; la dureté, la traction, la résilience et la microdureté.

II.2.8.1 - Essais de traction

Cet essai a pour but la caractérisation d'un matériau en traction, c'est-à-dire déterminer sa résistance à la traction. Les caractéristiques qu'on peut obtenir de cet essai sont

- ✚ Résistance à la traction R_m .
- ✚ Résistance à l'élasticité R_e .
- ✚ Résistance à la rupture R_r .
- ✚ Le module de Young E .
- ✚ L'allongement $A\%$.
- ✚ Allongement de striction $Z_u\%$.
- ✚ Coefficient de striction $Z\%$.

Les éprouvettes sont solidement maintenues par leurs têtes à l'aide des deux mâchoires (mors) de la machine, dont l'une est fixe, l'autre libre en translation. Ces mâchoires en s'écartant l'une de l'autre, exercent une force de traction suivant l'axe géométrique de l'éprouvette. Des appareils, adaptés à la mâchoire, permettent de mesurer à chaque instant l'effort de traction ou la charge et la déformation correspondante.

a) Éprouvettes en coquille

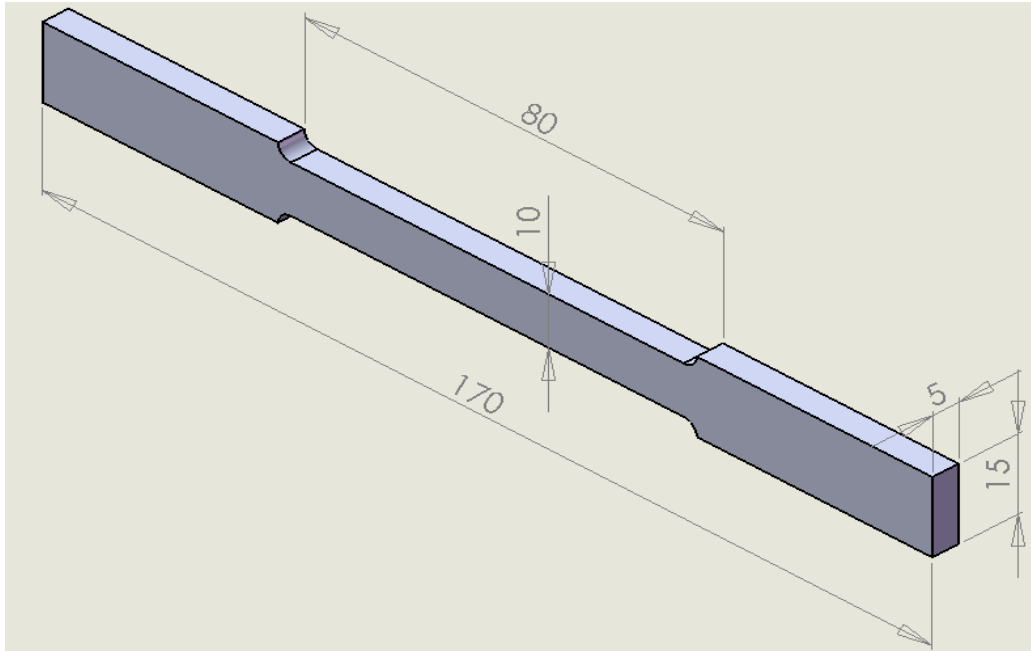


Fig. II.2.2 - Epreuve coulée en coquille, normalisée (SNVI)

b) Différentes étapes de l'essai de traction :

Les éprouvettes sont numérotées de 1 à 5, on trace à l'intérieur de L_c la longueur L_0 , ensuite on mesure sur trois points l'épaisseur e_0 . L'épaisseur moyenne sera retenue pour le calcul de la section.

On insère l'éprouvette entre les mâchoires ou mors d'amarrage de la machine, réglée au préalable.

La vitesse de traction répond aux prescriptions de la Norme DIN 50 145, à savoir 30 N/mm^2 pour les matériaux dont le module d'Young est supérieur à $150\,000 \text{ N/mm}^2$, ceci pour le domaine élastique.

La charge de la limite élastique est relevée ainsi sur machine ou sur graphe, si la courbe représente un palier d'écoulement, si non on détermine la limite conventionnelle à 0,2%. La variation de l'allongement est lue sur l'éprouvette après rupture en mettant bout à bout les deux parties.

II.2.8.2 - Essais de dureté

L'essai consiste à enfoncer un pénétrateur dans le métal à contrôler. On exerce une charge consistante, ensuite on mesure la dimension de l'empreinte. Plus l'empreinte est grande, plus le métal est mou ou doux.

La dureté s'exprime par le rapport de la force sur la surface projetée de l'empreinte :

$$H = \frac{F}{S}$$

Le pénétrateur est une bille en acier traité de différents diamètres $\Phi 2.5$ mm, $\Phi 5$ mm ou $\Phi 10$ mm, en fonction de l'épaisseur et la nature du matériau.

La charge doit satisfaire la condition suivante :

$$P = 30 D^2 \text{ (DIN 50 351).}$$

Une éprouvette est prélevée sur la même longueur servant aux essais mécaniques, dans notre cas, un plat d'épaisseur $(20 \times 15 \times 5)$ mm³ de longueur de 15 mm est découpé avec une scie. Puis dressé et poli au papier granulométrie. Cinq mesures sont ainsi réalisées sur l'appareil de dureté pour chaque état.

Dans ce travail on a choisi l'essai Brinell. Le diamètre de la bille égal à 2,5mm, sous une charge de 15 kg. Après quelques minutes on mesure le diamètre de l'empreinte grâce à une règle, puis on lit la valeur de la dureté correspondante au diamètre.

La forme des échantillons utilisés lors des essais est indiquée par la figure II.2.3.

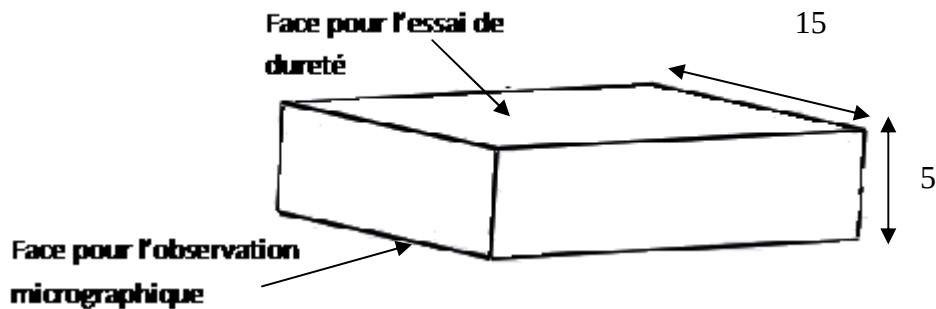


Fig. II.2.3 - Echantillon pour l'essai de dureté et pour l'observation micrographique

II.2.8.3 - La microdureté

La microdureté est destinée en principe à définir les propriétés à l'intérieur des phases (zone blanche et zone noire) constituant la matrice..

II.2.8.4 - La résilience

On prend dans chaque état une éprouvette de 55mm de diamètre, 10mm d'épaisseur et d'une rainure en milieu de 2mm, pour évoluer les risques de rupture fragile du matériau.

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).

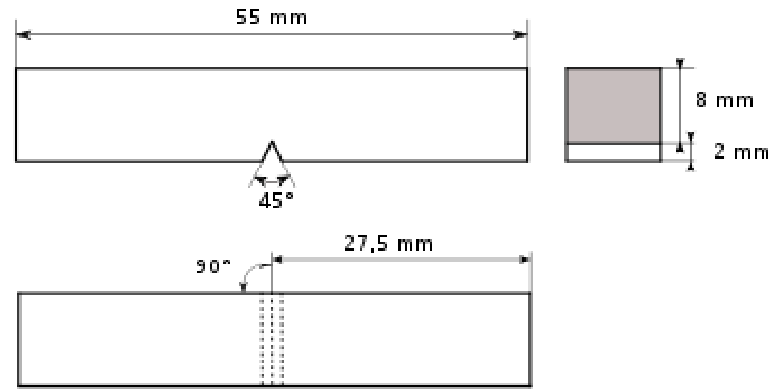


Fig. II.2.4 – principe de résilience

II.2.9 - Examen micrographique

II.2.9.1 - Préparation des surfaces

Les échantillons sont découpés des éprouvettes de traction, à l'aide d'une scie mécanique. Ces échantillons sont polis mécaniquement afin de rendre les deux faces de l'échantillon planes et brillantes de façon à ce qu'elles ne présentent aucune rayure susceptible de gêner l'examen ultérieur. Le polissage comporte trois phases :

🔧 Dressage

Le dressage a pour but de créer une surface plate d'examen. Elle est faite sur papier EMERI de granulométries P400, P800 sur une polisseuse avec un arrosage abondant pour éviter tout risque d'échauffement.

🔧 Dégrossissage

Cette phase, qui est la plus délicate, permet d'arriver à une surface lisse ne contenant que de très fines rayures invisibles à l'œil nu qui disparaîtront dans la dernière phase. Les granulométries des papiers utilisés sont P1000, P1200 et P2000.

🔧 Finition

Son objectif est d'obtenir une surface comparable à celle d'un miroir permettant ainsi de réfléchir la lumière. Les échantillons sont frottés sur des disques de feutre ou de drap imbibé d'une suspension d'abrasifs qui est le plus souvent de l'alumine.

II.2.9.2 - Attaque chimique

Pour faire apparaître les joints de grains, on utilise une solution d'attaque au chlorure de zinc de composition suivante :

On pèse 12 gramme d'NaOH dans une fiole, puis on ajoute 100 ml d'eau. Après agitation la solution d'attaque est fin prête pour l'utilisation.

II.2.9.3 - Microscopie

Les surfaces préparées sont ensuite observées au microscope optique. Ces observations permettent d'évaluer qualitativement l'état de la microstructure des différents échantillons. Pour chaque échantillon observé on a pris des photos de différentes échelles.

Partie III

Résultats et discussion 63-83

INFLUENCE DU MURISSEMENT SUR L'EVOLUTION DES PROPRIETES MECANQUES ET LA MICROSTRUCTURE DE L'ALLIAGE DE FONDERIE AlSi9Cu3ZnMg.

III.1 - INTRODUCTION

La présente étude a pour but de déterminer l'influence de la variation du temps de maturation des pièces métalliques destinées aux différentes réalisations de la SNVI (Unité fonderie Aluminium) de Rouiba sur l'évolution du comportement et de l'endommagement en traction, la dureté Brinell, la microdureté, la résilience et la microstructure de l'alliage de fonderie de désignation chimique AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation en considérant quinze états du matériau : brut de coulée noté : F, trempé noté : T et temps de maturation désignées respectivement M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h, M14h, M16h, M18h, M20h, M22h et M24h. L'ajout de 9% de silicium qui donne de bonnes aptitudes à la coulée, d'un pourcentage de cuivre (3% Cu), de Zn et de Mg ($\leq 1\% \text{ Zn}$, $\leq 1\% \text{ Mg}$) à l'aluminium sont les principaux agents d'amélioration des caractéristiques mécaniques en plus des traitements thermiques spécifiques qui font apparaître des précipités de différents genres qui entravent le mouvement de dislocations.

En raison de nombreux avantages qu'ils présentent les alliages d'aluminium ont fait l'objet de plusieurs études approfondies concernant leurs propriétés physiques et chimiques en général et mécaniques en particulier, parmi ces alliages ceux de la famille Al-Si occupe une place particulière dans la fabrication et la réalisation de nombreuses pièces industrielles. Pouvant supporter de grandes charges mécaniques et possédant une bonne résistance à la corrosion et à l'oxydation, ils sont très utilisés comme accessoires dans plusieurs réalisations (culasses, bâtis, corps de pompe, poulies de commande, carcasses de boîtes à vitesse et d'avance...etc.).

Les pièces élaborées à partir de ces alliages font partie des composants rentrant dans diverses réalisations de la SNVI de Rouïba. Ces alliages en plus de leurs caractéristiques mécaniques élevées présentent de bonnes propriétés de fonderie, l'augmentation de la teneur en silicium se traduit par une bonne coulabilité et une excellente aptitude au remplissage du moule, qui est une caractéristique importante pour le moulage des pièces de grandes dimensions ou pour le remplissage de moule à géométrie complexe.

Dans notre contribution nous nous sommes intéressés à l'étude de l'influence du mode d'élaboration en coquille métallique par coulée par gravitation que des traitements thermiques de modification de la microstructure par chauffage, mise en solution avec homogénéisation, suivi d'une trempe structurale et par variation du temps de maturation aux états brut de coulée noté : F, trempé noté : T et maturations désignés 0h, 2h, 4h, 6h, 8h, 10h, 12h, 14h, 16h, 18h, 20h, 22h et 24h par incrément de 2h sur les caractéristiques de résistances et de ductilité de l'alliage hypoeutectique de désignation chimique AlSi9Cu3ZnMg (avec 9%Si, 3% Cu, $\text{Zn} \leq 1\%$ et $\text{Mg} \leq 1\%$).

Pour chercher à augmenter plus les caractéristiques de résistances et obtenir essentiellement de grandes contraintes d'élasticité, de grands modules de rigidité avec de faibles déformations, l'alliage AlSi9Cu3ZnMg sera soumis aux traitements spécifiques ci-dessus.

Par contre la caractérisation mécanique de cet alliage est obligatoire car elle sert essentiellement par la suite aux calculs de l'ingénieur de conception au niveau du bureau d'études pour le dimensionnement des pièces soumises aux différentes sollicitations extérieures; pour cela quatre techniques sont utilisées; à savoir: la traction pour identifier les différentes contraintes, la dureté Brinell HB et la microdureté pour le champ de contraintes, la résilience la résistance au choc et la microstructure pour identifier les différentes structures.

III.2 - EFFETS DU MODE D'ELABORATION ET DES TRAITEMENTS THERMIQUES SUR L'ESSAI DE TRACTION

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

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

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

Une petite partie Plastique de forme $\sigma = K\varepsilon^n$: avant que la déformation élastique n'ait atteint sa limite, apparaît une deuxième partie qui est la déformation plastique; elle s'effectue principalement par un glissement d'une partie du cristal par rapport à l'autre suivant un nombre entier de distance inter réticulaires.

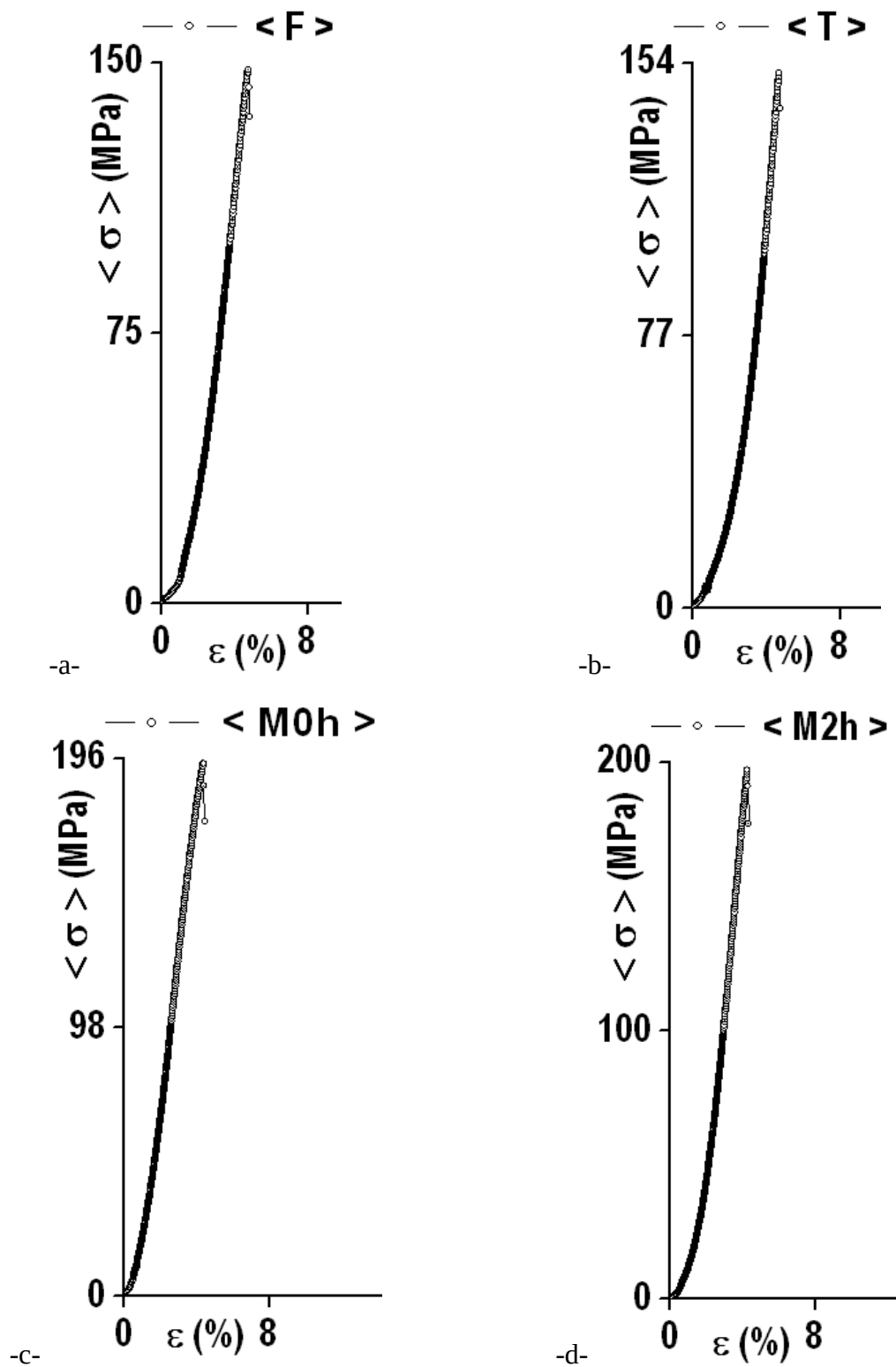
Ce glissement s'interprète par le mouvement des dislocations initiales mobiles ou créées lors de la déformation et leurs interactions avec divers obstacles présents dans le matériau.

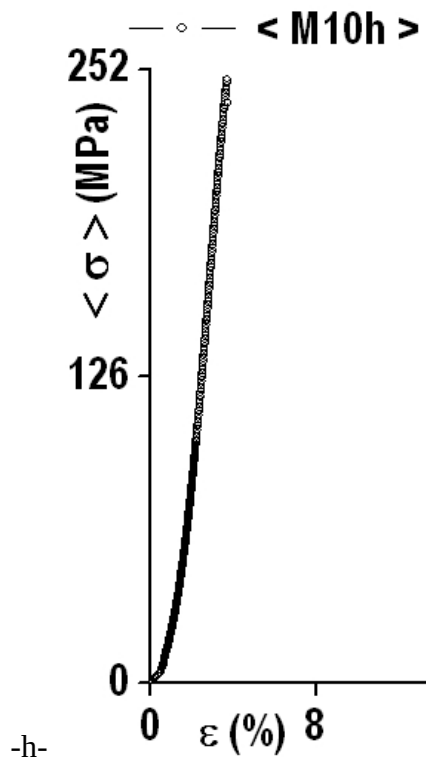
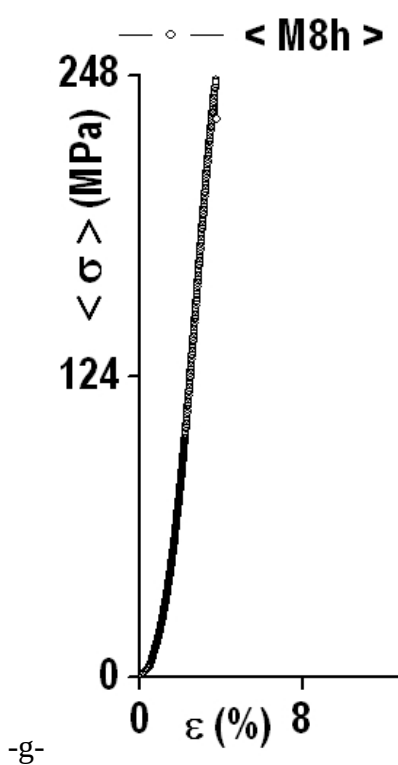
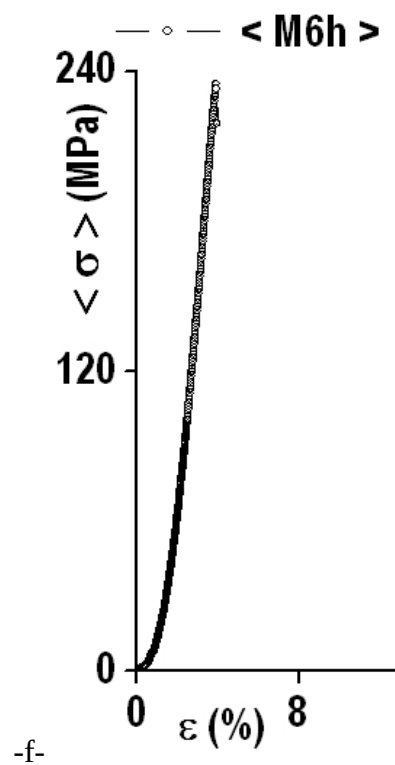
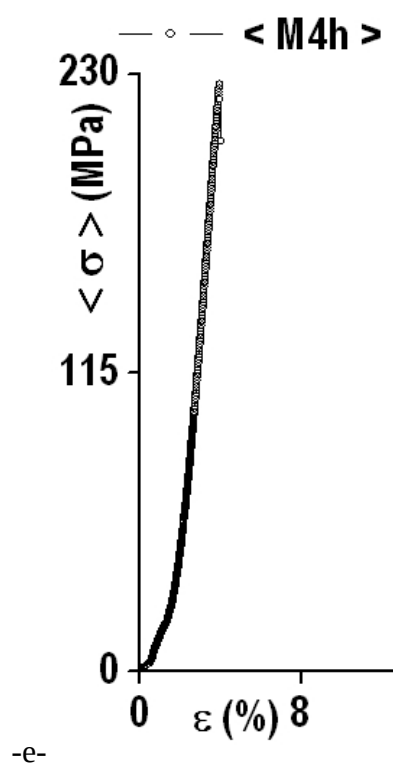
Et une rupture semi fragile: déterminée par la résilience K_{cv} ou K_{cu} et le coefficient de concentration de contraintes K_s . Elle passe par deux étapes, la première est la naissance des fissures et leur coalescence avec apparition de la striction et la seconde, leur propagation à travers toute la section de l'éprouvette.

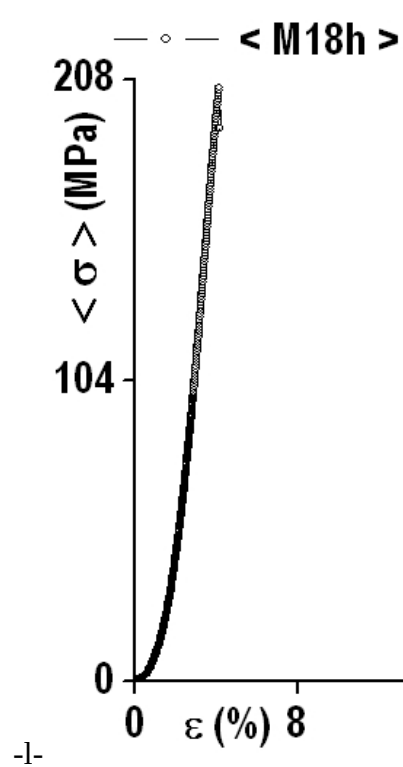
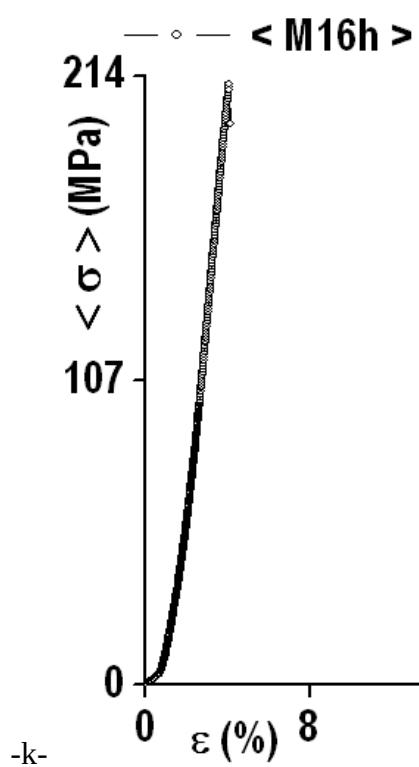
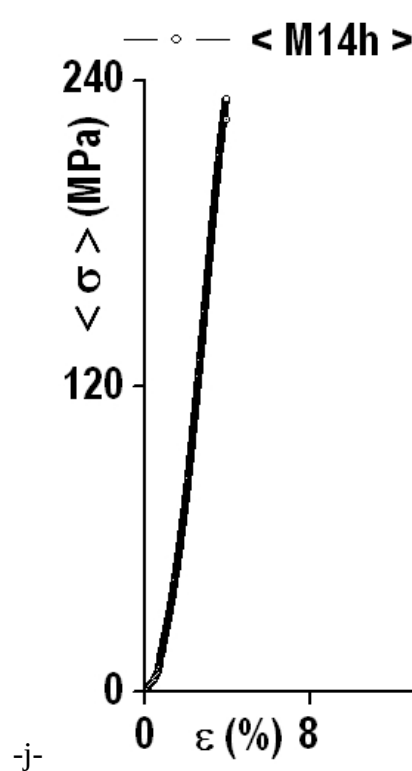
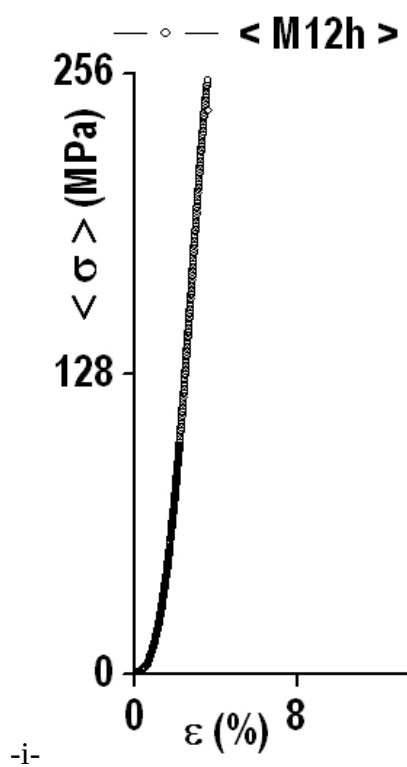
III.3 - RESULTATS OBTENUS ET DISCUSSION

Les valeurs moyennes des caractéristiques mécaniques de traction, de résilience, de microdureté et de dureté de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg sont représentées par les figures de 1 à 17 ci-dessous. Elles sont obtenues en moyennant une série de mesures de 5 éprouvettes identiques de cet alliage.

III.3.1 - Courbes moyennes de la coulée en coquille par gravitation







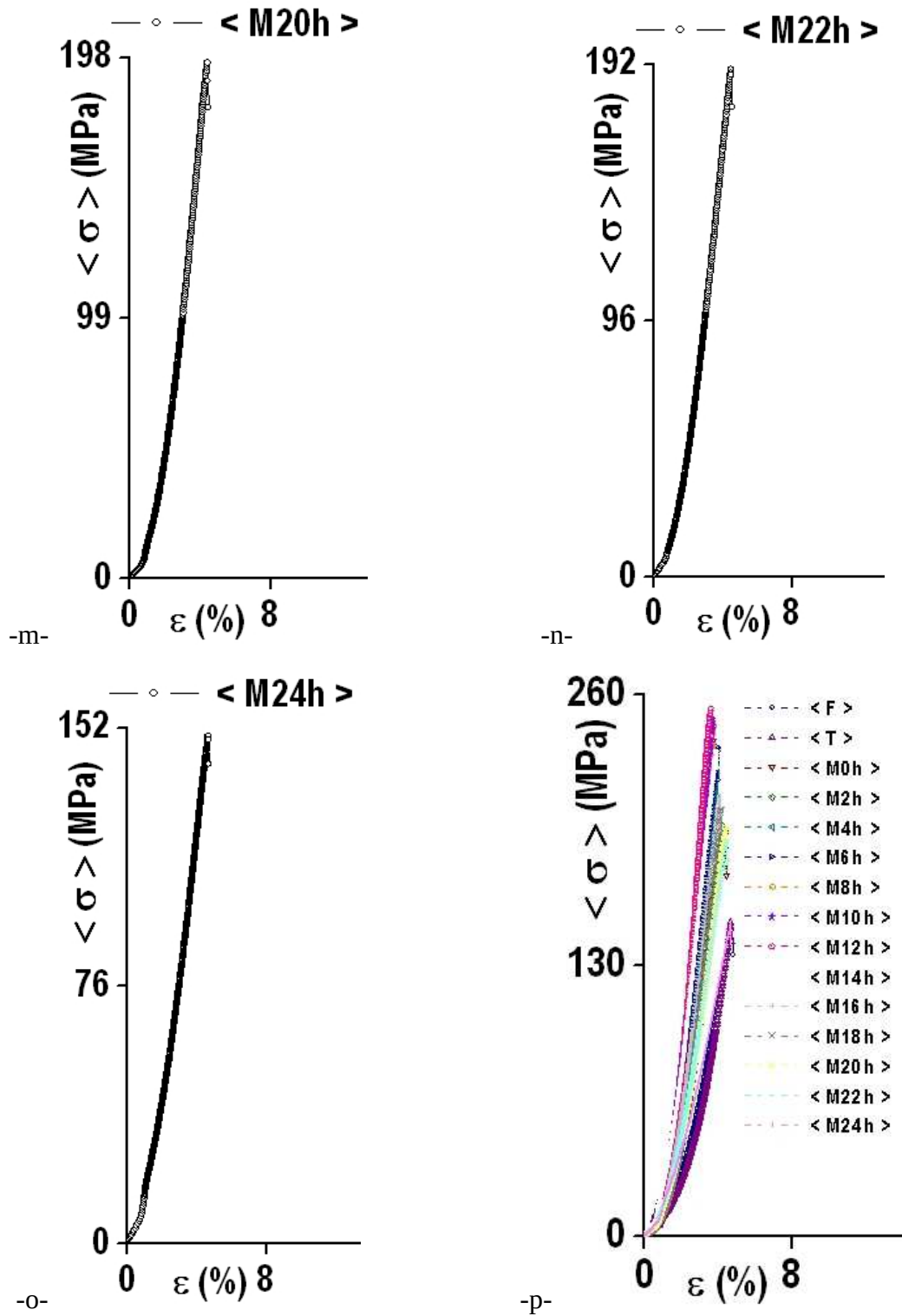


Fig.III.1 – Courbes de traction (contrainte – déformation) de l’alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation aux états : a - brut de coulée noté : < F >, b – trempé noté : < T > et maturés notés : c – < M0h >, d – < M2h >, e – < M4h >, f - < M6h >, g – < M8h >, h – < M10h >, i - < M12h >, j - < M14h >, k – < M16h >, l – < M18h >, m – < M20h >, n – < M22h >, o – < M24h > et p – groupement des 15 états correspondants avec $\langle \sigma \rangle$ - Contrainte moyenne, ϵ(%) - déformation.

Les Figures.III.1- (a-b-c-d-e-f-g-h-i-j-k-l-m-n et o) représentent respectivement les courbes de traction moyennes (contraintes - déformations) de cinq éprouvettes de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulées par gravitation pour chaque état des quinze considérés qui sont: a - brut de coulée noté : < F >, b – trempé noté : < T > et maturés notés : c – < M0h >, d – < M2h >, e – < M4h >, f - < M6h >, g – < M8h >, h – < M10h >, i - < M12h >, j - < M14h >, k – < M16h >, l – < M18h >, m – < M20h >, n – < M22h > et o – < M24h >

On regroupe à chaque fois cinq 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- (-p-) représente le groupement des courbes moyennes (contraintes - déformations) des quinze états du mode de coulée par gravitation afin de déterminer le compromis de résistance.

L'étude des courbes précédemment citées nous a permis de déterminer les caractéristiques mécaniques de chaque état du mode de coulée par gravitation.

Les figures (III.2 – III.13) représentent les différents résultats obtenus au cours de notre étude des différentes propriétés mécaniques de notre alliage de fonderie coulé par gravitation AlSi9Cu3ZnMg.

III.3.2 - Influence du temps de maturation sur la traction, la dureté, la micro dureté et la résilience de l'alliage de fonderie AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation

III.3.2.1 - Caractéristiques de résistance

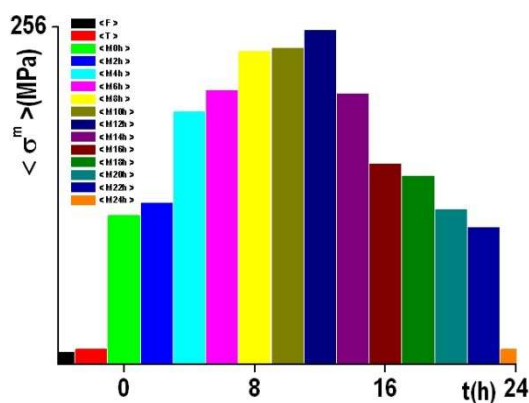
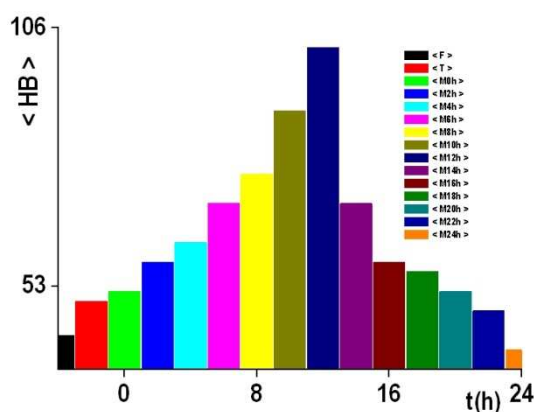
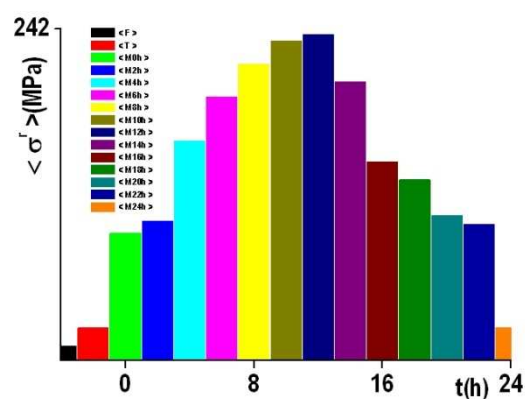
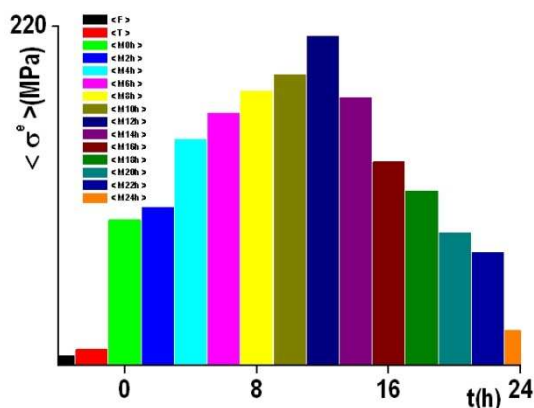


Fig.III.2 – a - graphe et b - histogramme de la contrainte moyenne maximale ($\langle \sigma^m \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle \sigma^m \rangle$ de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée : F, trempé : T et maturés notés : < M0h >, < M2h >, < M4h >, < M6h >, < M8h >, < M10h >, < M12h >, < M14h >, < M16h >, < M18h >, < M20h >, < M22h > et < M24h >.



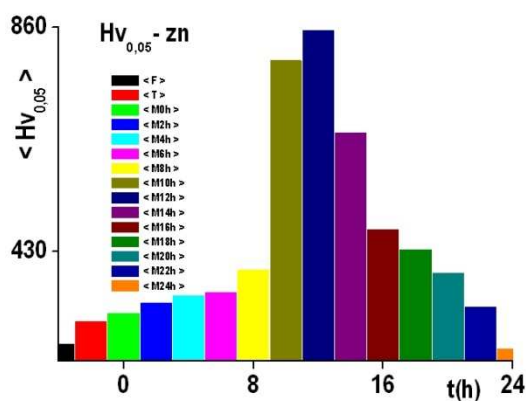


Fig.III.6 – a - graphe et b - histogramme de la microdureté de la zone noire ($Hv_{0,05}$ -Zn – temps de maturation), c – secteur $\langle Hv_{0,05} \rangle$ -Zn de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée : F, trempé : T et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M2h \rangle$, $\langle M4h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M8h \rangle$, $\langle M10h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M14h \rangle$, $\langle M16h \rangle$, $\langle M18h \rangle$, $\langle M20h \rangle$, $\langle M22h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$

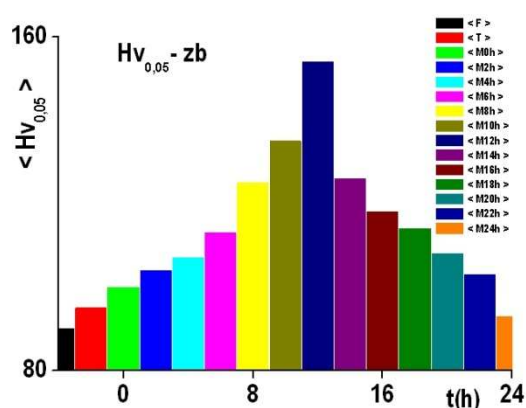


Fig.III.7 – a - graphe et b - histogramme de la microdureté de la zone blanche ($Hv_{0,05}$ -Zb – temps de maturation), c – secteur $\langle Hv_{0,05} \rangle$ -Zb de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée : F, trempé : T et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M2h \rangle$, $\langle M4h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M8h \rangle$, $\langle M10h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M14h \rangle$, $\langle M16h \rangle$, $\langle M18h \rangle$, $\langle M20h \rangle$, $\langle M22h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

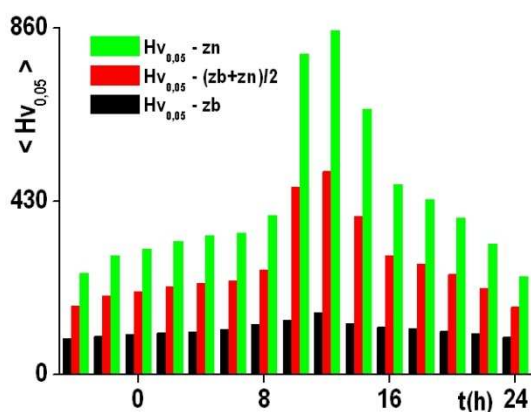


Fig.III.8 – a - graphe et b - histogramme de comparaison des micros duretés Vickers des zones noire notée : Zn, blanche notée : Zb et de leur moyenne notée $(Zb+Zn)/2$ ($\langle Hv_{0,05} \rangle$ - Zn, Zb et $(Zb+Zn)/2$ – temps de maturation) de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée : F, trempé : T et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M2h \rangle$, $\langle M4h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M8h \rangle$, $\langle M10h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M14h \rangle$, $\langle M16h \rangle$, $\langle M18h \rangle$, $\langle M20h \rangle$, $\langle M22h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

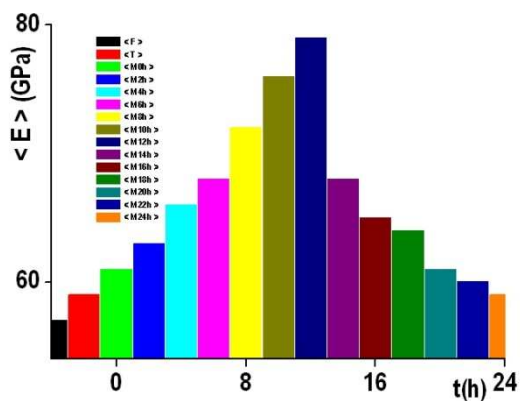


Fig.III.9 – a - graphe et b - histogramme du module d'Young moyen (< E > – temps de maturation), c – secteur < E > de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée : F, trempé : T et maturés notés : < M0h >, < M2h >, < M4h >, < M6h >, < M8h >, < M10h >, < M12h >, < M14h >, < M16h >, < M18h >, < M20h >, < M22h > et < M24h >.

III.3.2.2 - Caractéristiques de ductilité

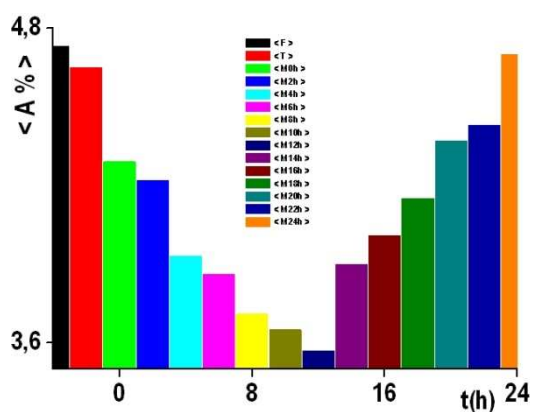


Fig.III.10 – a - graphe et b - histogramme de l'allongement moyen (< A% > – temps de maturation), c - secteur < A% > de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée : F, trempé : T et maturés notés: < M0h >, < M2h >, < M4h >, < M6h >, < M8h >, < M10h >, < M12h >, < M14h >, < M16h >, < M18h >, < M20h >, < M22h > et < M24h >.

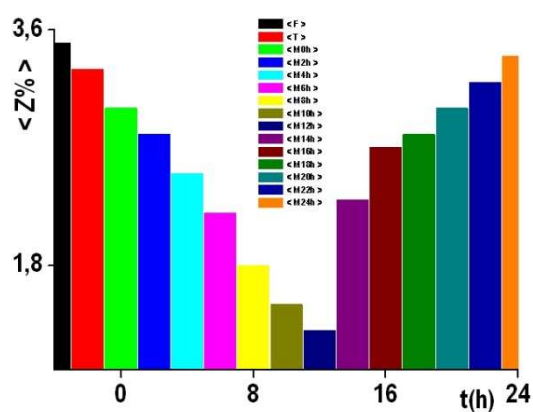


Fig.III.11 – a - graphe et b - histogramme du coefficient moyen de striction (< Z% > – temps de maturation), c – secteur < Z% > de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée: F, trempé: T et maturés notés :< M0h >, < M2h >, < M4h >, < M6h >, < M8h >, < M10h >, < M12h >, < M14h >, < M16h >, < M18h >, < M20h >, < M22h > et < M24h >.

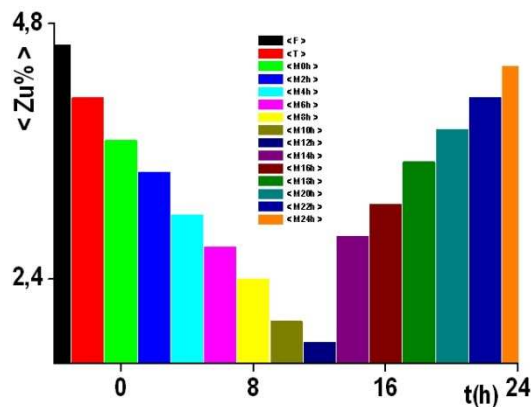


Fig.III.12 – a - graphe et b - histogramme de l'allongement moyen de striction ($\langle Zu\% \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle Zu\% \rangle$ de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée : F, trempé : T et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M2h \rangle$, $\langle M4h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M8h \rangle$, $\langle M10h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M14h \rangle$, $\langle M16h \rangle$, $\langle M18h \rangle$, $\langle M20h \rangle$, $\langle M22h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

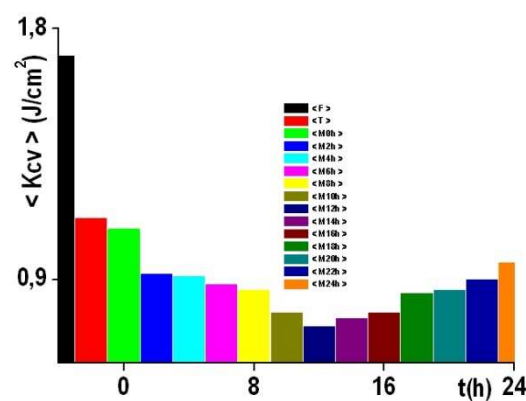


Fig.III.13 – a - graphe et b - histogramme de la résilience moyenne ($\langle Kcv \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle Kcv \rangle$ de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée: F, trempé: T et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M2h \rangle$, $\langle M4h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M8h \rangle$, $\langle M10h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M14h \rangle$, $\langle M16h \rangle$, $\langle M18h \rangle$, $\langle M20h \rangle$, $\langle M22h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

DISCUSSION

Dans ce type de moulage coulé en coquille par gravitation, on observe la courbe moyenne de l'état $\langle M12h \rangle$ est en dessus de toutes les courbes des autres états (Fig.III.1 – p) et que les propriétés mécaniques de résistances extrinsèques qui sont la résistance maximale à la traction $\langle \sigma^m \rangle$, la limite d'élasticité $\langle \sigma^e \rangle$, la résistance à la rupture $\langle \sigma^r \rangle$, la dureté $\langle HB \rangle$, la microdureté $\langle Hv_{0,05} \rangle$ et le module d'Young $\langle E \rangle$ croissent respectivement d'une façon brutale de l'état brut de coulée : $\langle F \rangle$ pour atteindre la valeur maximale à l'état $\langle M12h \rangle$ pour décroître jusqu'à $\langle M24h \rangle$ (Fig.III.2 – Fig.III.9) au détriment des propriétés mécaniques de ductilité extrinsèques qui sont $\langle A\% \rangle$ - allongement en pourcentage, $\langle Zu\% \rangle$ - allongement à la striction, $\langle Z\% \rangle$ - coefficient de striction et $\langle Kcv \rangle$ – résilience qui décroissent d'une façon brutale respectivement de l'état brut de coulée: $\langle F \rangle$ jusqu'à l'état $\langle M12h \rangle$ pour enfin croître jusqu'à $\langle M24h \rangle$ (Fig.III.10 – Fig.III.13).

Les (Fig.III.1- a, b, c, d, e, f, g, h, i, j, k, l, m, n, o et p) courbes de traction et de comparaison (contrainte – déformation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de

l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation aux états: a - brut de coulée noté : $\langle F \rangle$, b - trempé noté : $\langle T \rangle$ et maturés notés : c - $\langle M0h \rangle$, d - $\langle M2h \rangle$, e - $\langle M4h \rangle$, f - $\langle M6h \rangle$, g - $\langle M8h \rangle$, h - $\langle M10h \rangle$, i - $\langle M12h \rangle$, j - $\langle M14h \rangle$, k - $\langle M16h \rangle$, l - $\langle M18h \rangle$, m - $\langle M20h \rangle$, n - $\langle M22h \rangle$, o - $\langle M24h \rangle$ et p - groupement des 15 états de comparaison correspondants nous montrent que:

- les déformations à rupture ainsi que les énergies de rupture sont faibles avec absence du domaine plastique hétérogène car l'endommagement s'est produit d'une manière brutale; de plus le tronçon de la courbe montrant le passage de la contrainte moyenne maximale $\langle \sigma^m \rangle$ à celle de la contrainte moyenne de rupture $\langle \sigma^r \rangle$ est une droite verticale: chute brutale de $\langle \sigma^m \rangle$ à $\langle \sigma^r \rangle$ avec - $\langle \varepsilon^m \rangle = \langle \varepsilon^r \rangle = \text{cste}$. (Fig.III.1),

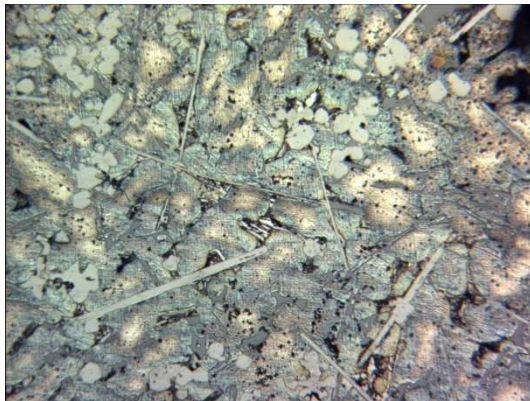
- Les allongements à la rupture : $A\% < 5\%$ (Fig.III.10),
- Les valeurs des coefficients de striction $Z < 0,1$ (Fig.III.11),
- La résilience K_{cv} est très faible (Fig.III.13),
- les faciès de rupture, respectivement de traction (Fig.III.16) et de résilience (Fig.III.17) présentent un aspect brillant à grains.

Ces cinq critères et observations nous confirment que la rupture de notre alliage est sensiblement une rupture fragile.

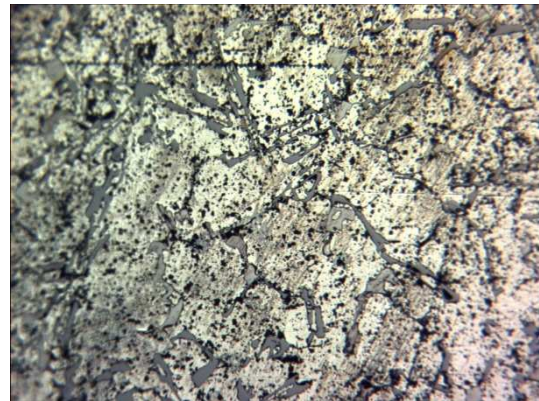
Les quinze courbes moyennes (contrainte – déformation) (Fig.III.1) font apparaître deux domaines seulement: un grand domaine élastique et un autre plastique homogène très restreint ou l'endommagement instantané débute par une striction de l'éprouvette avec apparition et propagation brutale de la fissure sur un défaut.

Dans cas, on est en présence du mode de rupture probablement de type I avec chargement sévère et perpendiculaire au plan de la fissure.

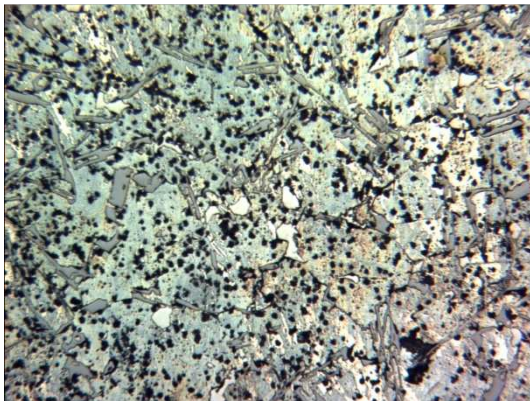
III.4 - MICROSTRUCTURE DE L'ALLIAGE AlSi9Cu3ZnMg COULE EN COQUILLE



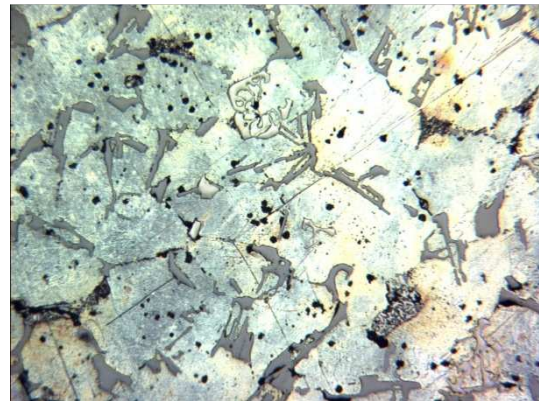
Kfx200



KM0hx200



KM12hx200



KM24hx200

Fig.III.14 - Structures micrographiques de l'alliage de fonderie 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.14.15 (KF). 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'additions (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'additions (Si, Cu, Zn et Mg), par contre leurs répartition 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 < M12h > sont plus fins que celle obtenue aux autres états, ce qui explique les résultats obtenus lors de l'essai de traction et de dureté.

III.6 - ETUDE COMPARATIVE SELON Les traitements thermiques

Les (Fig.III.1 - a, b, c, d, e, f, g, h, i, j, k, l, m, n, o et p – Fig.III.2 - 13) montrent respectivement les courbes moyennes groupées de dépendance de la contrainte appliquée en fonction de la déformation, les graphes des résistances moyennes à la traction: $\langle \sigma^m \rangle$, $\langle \sigma^e \rangle$, et $\langle \sigma^f \rangle$, la dureté Brinell moyenne $\langle \text{HB} \rangle$, la micro dureté moyenne $\langle \text{Hv}_{0,05} \rangle$, le module d'Young moyen $\langle E \rangle$, l'allongement moyen en pourcent $\langle A\% \rangle$, le coefficient de striction moyen $\langle Z\% \rangle$, l'allongement à la striction moyen $\langle \text{Zu}\% \rangle$ et la résilience moyenne $\langle \text{Kcv} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlSi9Cu3ZnMg coulé en coquille par gravitation aux états : a - brut de coulée noté : $\langle F \rangle$, b – trempé noté : $\langle T \rangle$ et maturés notés : c – $\langle \text{M0h} \rangle$, d – $\langle \text{M2h} \rangle$, e – $\langle \text{M4h} \rangle$, f - $\langle \text{M6h} \rangle$, g – $\langle \text{M8h} \rangle$, h – $\langle \text{M10h} \rangle$, i - $\langle \text{M12h} \rangle$, j - $\langle \text{M14h} \rangle$, k – $\langle \text{M16h} \rangle$, l – $\langle \text{M18h} \rangle$, m – $\langle \text{M20h} \rangle$, n – $\langle \text{M22h} \rangle$, o – $\langle \text{M24h} \rangle$ et p. Pour le mode de coulée en coquille par gravitation, on constate que les graphes des contraintes, de la dureté Brinell, de la microdureté et du module d'Young en fonction du temps de maturation croissent de l'état brut de coulée, pour atteindre leurs maximums à M12h puis décroissent jusqu'à l'état M24h au détriment des allongements, de la striction et de la résilience. Il ressort que les valeurs de la résistance à la traction, la résistance à la rupture, la limite d'élasticité, la dureté Brinell, la microdureté et le module d'Young de l'alliage à l'état de maturation M12h sont supérieures à celles des autres états. L'analyse de ces résultats nous montre que le compromis est l'état M12h pour des pièces de résistance quel que soit l'état car le processus de vieillissement naturel s'est achevé au bout de 12h de maturation suivi d'un revenu complet à 165°C pendant 6h.

III.7 - CONCLUSION

L'analyse des résultats expérimentaux montrent que le meilleur compromis est la coulée en coquille par gravitation suivi de la maturation de douze heures (12h) quels que soient les états considérés.

Afin de répondre aux exigences des constructeurs pour une utilisation rationnelle de ce matériau dans divers mécanismes soumis à des efforts mécaniques, il est préférable d'élaborer les différentes pièces destinées à l'usage de différentes natures dans des coquilles métalliques coulées par gravitation suivies d'une maturation de 12h pour les pièces de résistance. Donc l'AlSi9Cu3ZnMg est un alliage de fonderie à traitement thermique ayant une bonne coulabilité.

CONCLUSION

Dans cette présente étude, on s'est intéressé à l'étude des effets du mode d'élaboration en coquille coulé par gravitation et à celui du traitement thermique de maturation en faisant varier le temps de maturation par pas de deux heures sur les caractéristiques de résistances, de ductilité et microstructurales de l'alliage hypoeutectique **AlSi9Cu3ZnMg non normalisé**. Le choix de cet alliage est dû au fait de sa large utilisation dans de nombreux domaines tandis que leurs traitements thermiques spécifiques ont été choisis suite aux améliorations considérables de certaines propriétés mécaniques recherchées, qu'on peut obtenir aussi par des éléments d'additions, concernant l'alliage de fonderie de désignation chimique **AlSi9Cu3ZnMg**.

On constate que le mode de coulée en coquille donne clairement de meilleurs résultats avec une structure fine. Les résultats nous montrent aussi que l'alliage **AlSi9Cu3ZnMg** possède des propriétés mécaniques intéressantes à l'état de maturation 12 heures pour la coulée en coquille quels que soient les états considérés.

L'homogénéisation répartit les éléments d'addition (Si, Cu, Zn et Mg) uniformément dans la matrice Al. 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 et elle nous montre une structure fine avec augmentation considérable de joints de grains, obstacles forts au mouvement de dislocations. La maturation et le revenu considérés provoquent la migration des éléments d'addition principalement (Si, Cu, Zn et Mg) vers les dislocations avec apparition de précipités de différents genres (Mg_2Si , Al_2Cu , Al_2CuMg , $MgZn_2$ etc.) qui interfèrent au déplacement de dislocations. Ces phénomènes conduisent à l'élévation de la limite élastique, de la rigidité 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 maturation de 12 heures suivie d'un revenu à $165^{\circ}C$ pendant 6 heures pour le mode de coulée en coquille.

Pour des raisons économiques et de sécurité, les pièces de grandes dimensions de la série unitaire et les petites pièces de moyennes et grandes séries, on recommande la coulée en coquille avec une maturation de 12 heures.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

PARTIE I

Chapitre I.1

- [1]. M.Colombié et Coll, Matériaux industriels : Matériaux métalliques Dunod, Paris (2000).
- [2]. Gilles Dour, Fonderie – Alliages-Procédés, Propriétés d’usage-Défauts, Aide-mémoire, 2^{ème} édition, l’usine nouvelle, Dunod, Paris, 2009.
- [3]. Alain Cornet et Françoise Hlawka, Métallurgie mécanique du microscopique au macroscopique, Science des Matériaux, nouvelle édition, Technosup, Ellipses Edition Marketing S.A. 2010.
- [4]. Pierre Papon, Jaques Leblond et Paul H. E. Meijer, Physique des transitions de phase: concepts et applications, p.406, 2^{ème} édition, Dunod, Paris (2002).
- [5]. J. Bernart, A. Michel, J.Philibert et J. Talbot, Métallurgie générale, p. 665, Masson, Paris (1969 et 1984)

Chapitre 1.2

- [1]. J. Philibert, A.Vignes, Y. Bréchet, P. Combrade, Métallurgie du minerai au matériau, cours et exercices corrigés, 2^e et 3^e cycles, Ecoles d’ingénieurs, Science SUP, p.1177, 2^e édition, Dunod, Paris (2002).
- [2]. J. Philibert, A.Vignes, Y. Bréchet, P. Combrade, Métallurgie du minerai au matériau, p.1107, édition Masson Paris (1998).
- [3]. AFNOR, Métaux non ferreux, tome1 : Produits en aluminium et alliages d’aluminium, caractéristiques et dimensions, 5^{ème} édition AFNOR Paris(1992).
- [4]. AFNOR, Métaux non ferreux, tome2, Produits en aluminium et alliages d’aluminium, Méthode d’essais et d’analyse, soudage, 5^{ème} édition AFNOR Paris(1992).
- [5]. Coordonné par Eric Felder, Pierre Guénin, Techniques de l’Ingénieur, mise en forme et fonderie, MC1- MC2- MC3, édition Techniques de l’Ingénieur (2002).
- [6]. Coordonné par Yves Desalos, Jacques Pagetti, Techniques de l’Ingénieur, traitements des métaux, MD1- MD2- MD3, édition Techniques de l’Ingénieur (2002).
- [7]. Coordonné par Bernard Jouffrey et Guy Murry, Techniques de l’Ingénieur, études et propriétés des métaux, MB1- MB2- MB3- MB4- MB5, édition Techniques de l’Ingénieur (2002)

- [8]. Sous les directions de Claude Genty, Techniques de l'Ingénieur, analyse et caractérisation, édition Techniques de l'Ingénieur (1996)
- [9]. Coordonné par Jacques Astier, Adrien Marcé, Techniques de l'Ingénieur, élaboration et recyclage des métaux, ME1 - ME2 - ME3, Techniques de l'Ingénieur (2002).
- [10]. Sous les directions de Jean- Claude Charpentier, Techniques de l'Ingénieur, Génie des Procédés, J1 - J2 - J3 - J4 - J5 - J6, édition Techniques de l'Ingénieur (1996).
- [11]. C. Chaussin, G. Hilly, Métallurgie : élaboration des métaux, tome 2, p.272, 9^{ème} édition Dunod, Paris(1984).
- [12]. Encyclopédie des Sciences Industrielles QUILLET : Mécanique-Généralités-Applications : M1, édition Quillet, Paris (1983).
- [13]. Dictionnaire Encyclopédie QUILLET : A-B ; S-T, édition Quillet, Paris (1979)

Chapitre I.3

- [1]. Jean Baralis, Gérard Maeder, Précis de Métallurgie : (Elaboration, structure-propriétés, normalisation), 1^{ère} édition, Afnor-Nathan, Paris (1997).
- [2]. I. Lakhtine, Métallographie et traitements thermiques, p.413, 4^{ème} édition, Mir, Moscou (1986).
- [3]. C. Chaussin, G. Hilly, Métallurgie: alliages métalliques (Tome 1), 8^{ème} édition, Dunod, Paris (1976).
- [4]. M. Colombié et Coll, Matériaux industriels : Matériaux métalliques, Dunod, Paris (2000).
- [5]. J. Bernart, A. Michel, J.Philibert et J. Talbot, Métallurgie générale, p. 665, Masson, Paris (1969 et 1984).
- [6]. C. Vargel, Le comportement de l'aluminium et de ses alliages, p.267, Dunod, Paris (1979).
- [7]. Jean-Paul Baillon, Jean-Marie Dorlot, Des Matériaux, 3^{ème} édition, Ecole Polytechnique de Montréal, Montréal (2000)
- [8]. J. Philibert, A.Vignes, Y. Brechet, P. Combrade, Métallurgie du minerai au matériau, Masson, Paris (1998).
- [9]. Sylvain Jacob, Techniques de l'ingénieur: Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie, M 442, p.10, Dunod - Afnor, Paris (2000).

Chapitre I.4

- [1]. Gilles Dour, Fonderie – Alliages-Procédés, Propriétés d'usage-Défauts, Aide-mémoire, 2^{ème} édition, l'usine nouvelle, Dunod, Paris, 2009.

- [2]. Alain Cornet et Françoise Hlawka, Métallurgie mécanique du microscopique au macroscopique, Science des Matériaux, nouvelle édition, Technosup, Ellipses Edition Marketing S.A. 2010.

Chapitre I.5

- [1]. Gilles Dour, Fonderie – Alliages-Procédés, Propriétés d’usage-Défauts, Aide-mémoire, 2^{ème} édition, l’usine nouvelle, Dunod, Paris, 2009.
- [2]. Alain Cornet et Françoise Hlawka, Métallurgie mécanique du microscopique au macroscopique, Science des Matériaux, nouvelle édition, Technosup, Ellipses Edition Marketing S.A. 2010.

PARTIE II

Chapitre II.1

- [1]. Sylvain Jacob, Techniques de l’ingénieur: Propriétés des alliages d’aluminium de fonderie M 442, , Dunod - Afnor, Paris (2000).
- [2]. Jean Baralis, Gérard Maeder, Précis de Métallurgie : (Elaboration, structure-propriétés, normalisation), , 1^{ère} édition, Afnor-Nathan, Paris (1997).
- [3]. M. Colombié et Coll, Matériaux industriels : Matériaux métalliques, Dunod, Paris (2000).
- [4]. Pierre Guenin, Techniques de l’ingénieur : Métallurgie des alliages de fonderies - Traité matériaux métalliques M 3521, Dunod - Afnor, Paris (2002).
- [5]. Roger Devalley, Techniques de l’ingénieur: Traitements thermiques des alliages d’aluminium M 1290, , Dunod - Afnor, Paris (2000).
- [6]. Jean-Paul Baillon, Jean-Marie Dorlot, Des Matériaux, 3^{ème} édition, école polytechnique de Montréal, Montréal (2000).
- [7]. I.F. Koblebnev, Traitement thermique des alliages d’aluminium, Métallourguiya, Moscou (1966) en russe.
- [8]. Sylvain Jacob, Techniques de l’ingénieur: Données numériques sur les alliages d’aluminium de moulage M 449, , Dunod - Afnor, Paris (2002).

Chapitre II.2

- [1]. Aide-Mémoire, Métallovédenie : Alumuniy i yévo splavov (Sciences des Métaux : Aluminium et ses Alliages), Métallourguiya, Moscou (1983) en russe.

- [2]. R. Quaterner, J.-P. Trotignon, Précis de construction mécanique :1. Dessin, conception et normalisation, 7^{ème} Edition, NATNAN-AFNOR, Paris (1978).
- [3]. J. Lignon, R. Maillebeau, Technique des fabrications mécaniques : Etude des matériaux II - Matériaux non ferreux, fascicule 21, Delagrave, Paris (1977).
- [4]. C. Vargel, Le Comportement de l'aluminium et de ses alliages, Bordas, Paris (1979), p. 267.
- [5]. U. Mezon, Variations du frottement intérieur à basses et à hautes amplitudes de déformation et sa relation avec le mouvement de défauts du réseau, Dans: Microplastichnost (Microplasticité), Recueil d'articles, Métafourguiya, Moscou (1972), pp. 236-301 (en russe).
- [6]. J. L. Martin, Dislocations et plasticité des cristaux, Cahiers de physique, Ed. PPUR, Lausanne (2000).

RESUME

L'aluminium à l'état pur présente des propriétés mécaniques médiocres. Pour les améliorer considérablement, on a agit sur trois principaux facteurs :

- Ajout à l'aluminium de quatre éléments de très faible densité dont 9% de silicium, 3% de cuivre et quelques traces de zinc et de magnésium inférieur à 1% ($\leq 1\%$ Zinc, $\leq 1\%$ Mg) pour obtenir ainsi un alliage de fonderie AlSi9Cu3ZnMg non normalisé,
- Moulage en coquille par gravitation : Etat brut de coulée noté : KF présentant une microstructure fine,
- Pour chercher à augmenter plus les caractéristiques de résistances de l'état KF et obtenir essentiellement de grandes contraintes d'élasticité, de grands modules de rigidité avec de faibles déformations, l'alliage AlSi9Cu3ZnMg est soumis aux durcissements structuraux de murissements par incrément de 2h faisant ainsi apparaître des précipités de différents genres qui entravent au glissement de dislocations.

Les résultats ainsi obtenus lors de notre étude nous montrent que l'état KM12h est le compromis de résistance et de ductilité maximale.

Mots clés: Al-Si, coquille, caractéristiques mécaniques, maturation.

ABSTRACT

Aluminum in the pure state has poor mechanical properties. To improve them considerably, three main factors have been taken into account:

- Addition to aluminum of four elements of very low density of which 9% of silicon, 3% of copper and some traces of zinc and magnesium of less than 1% ($\leq 1\%$ Zinc, $\leq 1\%$ Mg) Alloy foundry AlSi9Cu3ZnMg not standardized,
- Gravity molding by casting: Rough casting state noted: KF having a fine microstructure,
- In order to increase the resistance characteristics of the KF state and to obtain essentially high elasticity stresses, large stiffness moduli with small deformations, the AlSi9Cu3ZnMg alloy is subjected to the structural hardening of the wallings in 2h increments thus producing precipitates of different kinds which hinder the sliding of dislocations.

The results thus obtained during our study show that the state KM12h is the compromise of maximum resistance and ductility.

Key words: Al-Si, shell, mechanical characteristics, maturation.