

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Université Mouloud MAMMARI de TIZI-OUZOU



جامعة مولود معمري - تيزي وزو

Faculté du Génie de la Construction

Département de Génie Mécanique

MEMOIRE DE MASTER

OPTION - Génie Mécanique

SPECIALITE - Fabrication Mécanique et Productique.

Présenté par

AÏTE Ariss

DJEDDI AbdelHamid

THEME

**ETUDE COMPARATIVE ENTRE LES PROPRIETES ELASTIQUES
OBTENUES PAR LES ESSAIS DE TRACTION ET D'ULTRASON DE
L'ALLIAGE DE FONDERIE AISi10Mg**

Devant le jury composé de

M ^r . BILEK	Ali	Professeur	UMMTO	Président
M ^r . ZAZI	Nacer	Professeur	UMMTO	Examineur
M ^r . HAKEM	Ahmed	MCA	UMMTO	Rapporteur

Date de la soutenance: 03/12/2019 à 09h30' à la salle de E04B de la Faculté de Génie de la Construction

Année Universitaire - 2018/2019

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou

ⵍⵓⵎⵓⵔ ⵎⵎⵎⵉ ⵔⵉⵣⵉⵓⵣⵓ



Faculté de Génie de la Construction

Département de Génie Mécanique

MEMOIRE DE MASTER

Option - Génie mécanique

SPECIALITE - Fabrication Mécanique et Productive

THEME

**ETUDE COMPARATIVE ENTRE LES PROPRIETES ELASTIQUES
OBTENUES PAR LES ESSAIS DE TRACTION ET D'ULTRASON DE
L'ALLIAGE DE FONDERIE AISi10Mg**

Proposé et dirigé par
DR AHMED HAKEM MCA

Présenté par
AÏTE Ariss
DJEDDI AbdelHamid

ANNEE - 2018/2019

REMERCIEMENTS

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

Nous adressons nos vifs et respectueux remerciements à notre promoteur Monsieur Ahmed HAKEM pour avoir accepté de nous encadrer, assisté à la finalisation du mémoire et pour toutes ses orientations fructueuses durant ce travail.

Nous remercions également tous les membres de jury qui ont bien voulu accepter de juger notre travail.

Nous tenons aussi à remercier l'équipe de la division fonderie aluminium de Rouiba ainsi que les travailleurs du Hall de Technologie d'Oued Aïssi sans oublier le personnel des laboratoires d'ultrason de CRTI de Chéraga, de SDM et de la bibliothèque de Génie Mécanique de Hasnaoua II.

Nous adressons aussi nos remerciements les plus chaleureux à tous (tes) ceux (elles) qui nous ont aidés (es) de loin ou de près en particulier M^R Mohand TAZEROUT.

DEDICACES

Je dédie ce modeste travail à

- Mes très chers parents qui m'ont été la source d'espoir, de fierté et de volonté. Je les remercie infiniment pour l'amour qu'ils m'ont donné et pour tout ce qu'ils ont sacrifié pour moi depuis ma tendre enfance,
- Mes adorables frères Youcef et Salim,
- Mes adorables sœur unique Kahina et ses filles Illana, Emma et Léna,
- Tous mes amis (es) et en particulier Massinissa, Ahmed, Madjid, Boualem, Yazid et Rahim pour leurs encouragements et leur soutien inconditionnel. Je leur souhaite toute la réussite et le bonheur auxquels ils aspirent,
- Mon binôme Abdelhamid à qui je souhaite beaucoup de succès,
- L'ensemble de mes enseignants(tes) du primaire jusqu'à l'université,
- Et tous (tes) les étudiants(tes) de ma promotion et ceux (celles) des promotions à venir.

Ariss

DEDICACES

Je dédie ce travail

- en premier lieu à mes très chers parents qui m'ont été la source d'encouragement et d'assurance durant mon séjour à l'université,
- à ma sœur Sabrina et mes frères Zizou et Toufik,
- à tous (tes) mes enseignants (tes) pour les efforts qu'ils (elles) ont fournis(es) pour transmettre leur message,
- Et à tous (tes) et ceux (celles) que j'aime

AbdelHamid

SOMMAIRE

Introduction générale	1
PARTIE I : Aperçu bibliographiques	
CHAPITRE I.1 - Aluminium et ses alliages	
I.1-Aluminium	3
I.2-Propriétés de l'aluminium	3
I.2.1-Propriétés Physiques	3
I.2.2-Propriétés Mécaniques	3
I.2.3-Propriétés Chimiques	4
I.2.4-Propriétés de mise en forme	4
I.3-Alliages à base d'aluminium	4
➤ Alliages de corroyage	4
➤ Alliages de moulage	4
➤ Alliages élaborés par frittage	4
I.4-Classification des alliages de l'aluminium	4
• Alliage de moulage	5
a - Désignation des alliages de moulage	5
➤ Désignation de la composition	5
➤ Désignation numérique	5
➤ Désignation symbolique	5
b - Etat de livraison – Etat métallurgique	5
➤ Etat de livraison	5
➤ Etat métallurgique	6
c - Alliage Al-Si	8
➤ AlSi7Mg et ses variantes	9
➤ AlSi10Mg	9
➤ AlSi13 (ALPAX)	9
I.5-Diagramme d'équilibre aluminium-silicium (Al-Si)	10
Influence du silicium	10
➤ Avantages	10
➤ Inconvénients	10

I.6-Processus de solidification d'un alliage hypoeutectique	11
I.7-Précipitation	11
Chapitre I.2 - Elaboration de l'alliage de fonderie AlSi10Mg	
Introduction	13
I.2.1-Composition chimique de l'alliage AlSi10Mg	13
I.2.1.1-Composition chimique de l'alliage AlSi10Mg dans la norme NFA.57.702	13
I.2.1.2-Influence des éléments d'addition	14
❖ Silicium	14
❖ Fer	14
❖ Cuivre, Nickel, Zinc	14
❖ Manganèse et cobalt	15
❖ Magnésium	15
❖ Titane	15
❖ Cobalt	15
I.2.2-La fusion	15
I.2.2.1-Règles de fusion	15
a – Température	15
b – Gaz et oxydation	15
c – Fer	16
d – Flux	16
I.2.2.2-Préparation de la charge – correction du titre en magnésium	16
I.2.2.3-Température de coulée	16
I.2.2.4-L'affinage	16
I.2.2.4.1-Procédés d'affinage dans le cas de la coulée en sable	17
a – Double affinage	17
b – Affinage au sodium	17
c – Affinage a la poudre PACZ DK	17
I.2.2.4.2-Control de l'affinage	17
❖ Un alliage AlSi10Mg bien affiné	18
❖ Un alliage AlSi10Mg sous affiné	18
❖ Un alliage AlSi10Mg sur affiné	18
I.2.3-Moulage en sable	18

CHAPITRE I.3 -Traitements thermiques et structures

I.3.1-Traitements thermiques	19
I.3.1.1-Recuit d'homogénéisation	19
I.3.1.2-Traitement de trempe	19
I.3.1.3-Traitement de maturation (vieillessement naturel)	19
I.3.1.4-Revenu (vieillessement artificielle)	20
I.3.2-Microstructure	20
I.3.2.1-La macrographie	20
I.3.2.2-La micrographie	21
I.3.2.2.1-Paramètres micro structuraux	21
a – Observation par microscope optique	21
b – Observation au microscope électronique à balayage	22
C – Observation par microscope électronique	23
- Microscopie électronique à balayage	23
- Microscope électronique de transmission	23
I.3.2.2-Importance de la métallographie	23
CHAPITRE I.4 - Propriétés et essais mécaniques	
Introduction	24
• Essais destructifs	24
• Essais non destructifs	24
I.4.1-Traction	24
I.4.1.1-Etude du comportement microscopique d'une éprouvette métallique en traction simple	25
-Eprouvette ductile	25
I.4.1.2-Domaine de comportement purement élastique réversible	26
I.4.1.3-Domaine de comportement plastique homogène	26
I.4.1.4-Domaine de comportement plastique hétérogène ou d'endommagement	27
I.4.2-L'essai de résilience	28
I.4.3-Dureté de BRINELL	29
I.4.4-Essais de microdureté(VICKERS)	30
I.4.5-Essai non destructif par ultrason	30
I.4.5.1-Definition	30
I.4.5.2-Les lois appliquées	31

CHAPITRE I.5 - Défauts cristallins et diffusion

I.5.1-Défauts cristallins	32
I.5.1.1-Classement des défauts	32
I.5.1.1.1-Défauts physiques	32
a - Défauts thermiques	32
b - Défauts électroniques	33
I.5.1.1.2-Défauts chimiques	33
a - Défauts ponctuels	33
b - Défauts linéaires	35
c - Défauts à deux dimensions	36
d - Défauts à trois dimensions	37
I.2.2-La diffusion	38
I.2.2.1-Loi de Fick	38
I.2.2.2-Mécanisme de la diffusion	39

PARTIE II – Partie expérimentale

CHAPITRE II.1 - Appareillage

Introduction	40
APPAREILLAGES	40
II.1.1-four de fusion	41
II.1.2-Poste de moulage en sable	41
II.1.3-Finition des éprouvettes	42
II.1.4-Traitement thermique	43
II.1.5-Essais mécaniques	44
II.1.6-Essais d’ultrason	46
II.1.7-Les polisseuses	46
II.1.8-Microscope	46
II.1.8.1-Microscope optique	47
II.1.8.2-Microscope électronique à balayage	47

CHAPITRE II.2 -Méthode expérimentale et élaboration

II.2.1-Matériau étudié	48
II.2.2-Alliage de fonderie a traitement thermique AISi10Mg	48
II.2.2.1-Caractéristiques mécaniques	48

II.2.2.2-Caractéristiques physiques	48
II.2.3-Elaboration de l'AlSi10Mg	48
II.2.3.1-La composition chimique de l'AlSi10Mg suivant la Norme AF.A57.702	48
II.2.3.2-Four de fusion	49
II.2.3.3-Chargement du four de fusion	49
II.2.4-Moulage	50
II.2.4.1-Caractéristiques du sable de moulage	50
II.2.4.2-Moulage en sable	50
II.2.4.3-La coulée	50
II.2.5-Opération de démoulage	51
II.2.5.1-Moulage en sable	51
a - Décochage	51
b - Le sablage	51
c - L'ébarbage	51
II.2.5.2-Opération de poinçonnage	51
II.2.5.3-Opération du contrôle	51
II.2.6-Prélèvement et dimensionnement des échantillons	51
II.2.7-Traitement thermique	52
II.2.7.1-Conditions pour qu'un alliage puisse subir un traitement thermique	52
II.2.7.2-Différentes phases du traitement thermique	53
II.2.7.2.1-Chauffage et maintien	53
II.2.7.2.2-La trempe	53
II.2.7.2.3-Durcissement structurel	53
a - La maturation	53
b - Le revenu	53
II.2.7.3-Cycle thermique de l'alliage AlSi10Mg	54
PARTIE III- Résultats et interprétation	
III.1 - Détermination des propriétés mécaniques par l'essai destructif de traction de l'alliage de fonderie AlSi10Mg	55
III.1.1-Introduction	55
III.1.2-influence du temps de maturation sur les propriétés de traction de l'alliage AlSi10Mg coule en sable	57

III.1.2.1-Caractéristiques de résistances	58
III.1.2.2-Caractéristique de ductilité	64
III.1.2.3-Microstructures de l'alliage AlSi10Mg	67
III.1.2.4-Interprétation microstructure	69
III.1.2.5-Interprétation et discussion	69
Conclusion	71
III.2 - Détermination des propriétés élastiques par l'essai non destructif par ultrason de l'alliage de fonderie AlSi10Mg	72
III.3 - Etude comparative des propriétés élastiques en épaisseur et largeur déterminées par ultrason de l'alliage de fonderie AlSi10Mg	80
III.4 - Etude comparative des propriétés élastiques déterminées par traction et ultrason de l'alliage de fonderie AlSi10Mg	83
Conclusion	84
Conclusion générale	85
Bibliographie	87

Nomenclature des symboles utilisés

S	Sable	6
Al	Aluminium	13
Si	Silicium	13
Mg	Magnésium	13
Cu	Cuivre	13
Zn	Zinc	13
Fe	Fer	14
CFC	Cubique à faces centrées	3
M	Masse atomique	3
T (°C)	Température	49
S ₀	Section initiale de l'éprouvette (mm ²)	25
L ₀	Longueur initiale de l'éprouvette (mm)	25
F	Effort de traction (N)	25
σ ^m	Contrainte maximale (MPa)	26
σ ^e	Contrainte d'élasticité (MPa)	26
σ ^r	Contrainte de rupture (MPa)	26
Z%	Coefficient de striction	27
Zu%	Allongement de striction	27
A%	Allongement en pourcent	27
W	Energie absorbée par la rupture (J)	29
S	Section droite de l'entaille (mm ²)	29
HB	Dureté Brinell	29
D	Diamètre de la bille (mm)	29
d	Diamètre de l'empreinte (mm)	29
H _v	Microdureté (Vickers)	30
K _{cv}	Coefficient de résilience (J/cm ²)	66
V _T	Vitesse Transversale (m/s)	30
V _L	Vitesse longitudinale (m/s)	30
G	Coefficient de cisaillement (GPa)	30
λ	Coefficient de Lamé (GPa)	30
E	Module d'Young (GPa)	30

v	Coefficient de poisson	30
ρ	Masse volumique (Kg/m^3)	3
N	Nombre de défauts par unité de volume du réseau	34
n	Nombre d'atomes par unité de volume du réseau parfait	34
K	Constante de Boltzmann $1,38.10^{-38}$ j/k.	34
F	Brut de coulée	56
M	(0,6,12,18,24) h - temps de Maturation	56
σ	Contrainte (MPa)	58
$\varepsilon\%$	Déformation	58
e	épaisseur (mm)	72
l	largeur (mm)	72
$V_{Tép}$	Vitesse Transversale en épaisseur (m/s)	73
$V_{Lép}$	Vitesse Longitudinale en épaisseur (m/s)	74
V_{Tlarg}	Vitesse Transversale en largeur (m/s)	74
V_{Llarg}	Vitesse Longitudinale en largeur (m/s)	75
$G_{Tép}$	Module de cisaillement Transversal en épaisseur (GPa)	75
G_{Llarg}	Module de cisaillement Longitudinal en largeur (GPa)	76
$\lambda_{Tép}$	Coefficient de Lamé Transversal (GPa)	76
λ_{Llarg}	Coefficient de Lamé Longitudinal (GPa)	77
$E_{Tép}$	Module d'Young Transversal en épaisseur (GPa)	77
E_{Llarg}	Module d'Young Longitudinal en largeur (GPa)	78
$\nu_{Tép}$	Coefficient de poisson Transversal	78
ν_{Llarg}	Coefficient de poisson Longitudinal	79

LISTE DES FIGURES

Listes	Titres	Pages
Fig.I.1.1	Microstructure de l'eutectique Al-Si	9
Fig.I.1.2	Diagramme d'équilibre Al-Si	10
Fig.I.1.3	Processus de solidification d'un alliage hypoeutectique	11
Fig.I.4.1	Eprouvettes de tractions	25
Fig.I.4.2	Essai de traction monotone d'une éprouvette ductile	25
Fig.I.4.3	Courbes de traction possibles	28
Fig.I.4.4	Principe de l'essai de résilience utilisant un mouton-Charpy	29
Fig.I.4.5	Essai de dureté brinell	29
Fig.I.4.6	Essai Vickers	30
Fig.I.5.1	Exemple de défauts ponctuels dans un cristal ordonné AB	34
Fig.I.5.2	Dislocations coin et vis	36
Fig.I.5.3	Interfaces cohérentes ;semi-cohérentes et incohérentes	37
Fig.I.5.4	Représentation schématique de précipités dans les solides cristallins	38
Fig.I.5.5	Mécanisme de diffusion à l'échelle atomique	39
Fig.II.1.1	Lingots d'aluminium neufs	40
Fig.II.1.2	Retours de fonderie	40
Fig.II.1.3	Four de fusion	41
Fig.II.1.4	Poche de coulée	41
Fig.II.1.5	Plaques modèles	41
Fig.II.1.6	Châssis supérieur et inférieur	41
Fig.II.1.7	Poste de moulage en sable	42

Fig.II.1.8	Poste de démoulage	42
Fig.II.1.9	Eprouvette en sable	42
Fig.II.1.10	Grenailleuse	42
Fig.II.1.11	Poste de l'ébarbage	42
Fig.II.1.12	Poste d'égavurage	42
Fig.II.1.13	Eprouvette en sable	43
Fig.II.1.14	Four de trempe	44
Fig.II.1.15	Four de revenu	44
Fig.II.1.16	Machine de traction	44
Fig.II.1.17	Duromètres	45
Fig.II.1.18	Microduromètre	45
Fig.II.1.19	Pendule de Charpy	45
Fig.II.1.20	Appareil de mesure d'ultrason	46
Fig.II.1.21	Mesure en largeur	46
Fig.II.1.22	Polisseuse à deux disques	46
Fig.II.1.23	Polisseuse à un disque	46
Fig.II.1.24	Microscope optique	47
Fig.II.1.25	Microscope électronique a balayage (MEB)	47
Fig.II.2.1	Eprouvette coulée en sable brut de coulée normalisé (SNVI)	52
Fig.II.2.2	Cycle thermique de l'AlSi10Mg	54
Fig.III.1	Courbes réelles et moyennes de traction (contrainte – déformation) pour une série de 5 éprouvettes de la coulée en sable respectivement pour les états : - a - F, - b - M0h, - c - M6h, - d -M12h, - e - M18h et - f - M24h	59

Fig.III.2	Groupement des courbes réelles et moyennes de traction (contrainte - déformation) pour une série de 5 éprouvettes de la coulée en sable respectivement pour les états F, M0h, M6h, M12h, M18h et M24h	59
Fig.III.3	a – graphe, b – histogramme et c – secteur de la contrainte moyenne maximale ($\langle \sigma^m \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	60
Fig.III.4	a – graphe, b - histogramme et c – secteur de la contrainte moyenne d’élasticité ($\langle \sigma^e \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	61
Fig.III.5	a – graphe, b - histogramme et c – secteur de la contrainte moyenne de rupture ($\langle \sigma^r \rangle$ – temps de maturation), de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	61
Fig.III.6	a – graphe, b – histogramme et c – secteur de la dureté de Brinell moyenne ($\langle HB \rangle$ – temps de maturation), de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	62
Fig.III.7	a – graphe, b – histogramme et c – secteur de la microdureté moyenne ($\langle Hv_{0.05} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	62
Fig.III.8	a – graphe, b – histogramme et c – secteur du module d’Young moyen ($\langle E \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	63
Fig.III.9	a – graphe, b – histogramme et c – secteur du coefficient de poisson moyen ($\langle \nu \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	63
Fig.III.10	a – graphe, b - histogramme et c – secteur du module de cisaillement moyen ($\langle G \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	64
Fig.III.11	a – graphe, b – histogramme et c – secteur de l’allongement moyen ($\langle A\% \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	64

Fig.III.12	a – graphe, b - histogramme et c – secteur du coefficient moyen de striction ($\langle Z\% \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	65
Fig.III.13	a - graphe et b - histogramme c – secteur de l’allongement moyen de striction ($\langle Zu\% \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	65
Fig.III.14	a – graphe, b – histogramme et c – secteur de la résilience moyenne ($\langle Kcv \rangle$ – temps de maturation), de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	66
Fig.III.15	Structures micrographiques de l’alliage de fonderie AlSi10Mg coulé en sable aux états - a - brut de coulée noté : F, mûré notés : - b - M0h, - c - M12h et - d - M24h	67
Fig.III.16	microstructures obtenues au MEB de l’alliage de fonderie AlSi10Mg coulé en sable aux états - a - brut de coulée noté : F, mûré notés - b - M0h, - c - M12h et - d - M24h	68
Fig.III.17	Faciès de rupture en traction obtenues au MEB l’alliage de fonderie AlSi10Mg coulé en sable aux états - a - brut de coulée noté : F, mûré notés - b - M0h, - c -M12h et - d - M24h	68
Fig.III.18	Signaux enregistrés sur les éprouvettes prismatiques d’ultrason d’épaisseur ($e = 13\text{mm}$) et de largeur ($l = 28\text{ mm}$) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brutes de coulée : F et maturés notés : $\langle M12h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	73
Fig.III.19	a – graphe, b – histogramme et c – secteur de la Vitesse Transversale moyenne en épaisseur ($\langle V_{\text{tép}} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	73
Fig.III.20	a – graphe, b – histogramme et c – secteur de la Vitesse Longitudinal moyenne en épaisseur ($\langle V_{\text{lép}} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	74
Fig.III.21	a – graphe, b – histogramme c – secteur de la Vitesse Transversale moyenne en largeur ($\langle V_{\text{Tlarg}} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	74

Fig.III.22	a – graphe, b – histogramme c – secteur de la Vitesse Longitudinal moyenne en largeur ($\langle V_{Llarg} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	75
Fig.III.23	a – graphe, b – histogramme et c – secteur du module cisaillement Transversal moyenne en épaisseur ($\langle G_{Tép} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	75
Fig.III.24	a - graphe , b – histogramme et c – secteur du module cisaillement Longitudinal moyenne en largeur ($\langle G_{Llarg} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	76
Fig.III.25	a – graphe, b – histogramme et c – secteur du coefficient de lamé Transversal moyen en épaisseur ($\langle \lambda_{Tép} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	76
Fig.III.26	a – graphe, b – histogramme et c – secteur du coefficient de lamé Longitudinal moyen en largeur ($\langle \lambda_{Llarg} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	77
Fig.III.27	a – graphe, b – histogramme et c – secteur du module d’YOUNG Transversal moyen en épaisseur ($\langle E_{Tép} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	77
Fig.III.28	a – graphe, b – histogramme et c – secteur du module d’YOUNG Longitudinal moyen en épaisseur ($\langle E_{Llarg} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	78
Fig.III.29	a – graphe, b – histogramme et c – secteur du coefficient Poisson Transversal moyen en épaisseur ($\langle \nu_{Tép} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	78
Fig.III.30	a – graphe, b – histogramme et c – secteur du coefficient Poisson Longitudinal moyen en épaisseur ($\langle \nu_{Llarg} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$	79

Fig.III.31	Groupement de a- graphes et b- histogramme de comparaison des Vitesses Transversales moyennes en épaisseur et en largeur (< V Tép, larg > - temps de maturation) de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : < M0h >, < M6h >, < M12h >, < M18h > et < M24h >	80
Fig.III.32	Groupement de a- graphes et b- histogramme de comparaison des Vitesses Longitudinales moyennes en épaisseur et en largeur (< V Lép, larg > - temps de maturation) de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : < M0h >, < M6h >, < M12h >, < M18h > et < M24h >	80
Fig.III.33	Groupement de a- graphes et b- histogramme de comparaison des modules de cisaillement moyens en épaisseur et en largeur (< G ép, larg > - temps de maturation) de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : < M0h >, < M6h >, < M12h >, < M18h > et < M24h >	81
Fig.III.34	Groupement de a- graphes et b- histogramme de comparaison des coefficients de Lamé moyens en épaisseur et en largeur (< λ ép , larg > - temps de maturation) de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : < M0h >, < M6h >, < M12h >, < M18h > et < M24h >	81
Fig.III.35	Groupement de a- graphes et b- histogramme de comparaison des modules d'YOUNG moyens en épaisseur et en largeur (< E ép , larg > - temps de maturation) de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : < M0h >, < M6h >, < M12h >, < M18h > et < M24h >	82
Fig.III.36	Groupement de a- graphes et b- histogramme de comparaison des coefficients de poisson moyens en épaisseur et en largeur (< ν ép , larg > - temps de maturation) de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : < M0h >, < M6h >, < M12h >, < M18h > et < M24h >	82
Fig.III.37	Groupement de a- graphes et b- histogramme de comparaison des modules d'Young moyens en épaisseur, en largeur et en traction (< E ép , larg , traction > - temps de maturation) de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés : < M0h >, < M6h >, < M12h >, < M18h > et < M24h >	83

Fig.III.38 Groupement de a- graphes et b- histogramme de comparaison des coefficients 83
de poisson moyens en épaisseur, en largeur et en traction
(< ν ép , larg , traction > - temps de maturation) de l'alliage AlSi10Mg
coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés :
< M0h >, < M6h >, < M12h >, < M18h > et < M24h >

Fig.III.39 Groupement de a- graphes et b- histogramme de comparaison des modules de 84
cisaillement moyens en épaisseur, en largeur et en traction
(< E ép , larg , traction > - temps de maturation) de l'alliage AlSi10Mg
coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée : F et maturés notés :
< M0h >, < M6h >, < M12h >, < M18h > et < M24h >

LISTE DES TABLEAUX

Listes	Titres	Pages
Partie I		
Tableau I.1.1	Groupe d'alliage d'aluminium	5
Tableau I.1.2	Désignation des états de livraison	6
Tableau I.1.3	Désignation des états métallurgiques	6
Tableau I.1.4	Compositions normalisées sur pièces selon normes NF EN 1706 (en % pondéral). Quand une seule valeur est indiquée elle correspond au MAX autorisé	7
Tableau I.1.5	Aptitude technologique et d'usage des alliages d'aluminium moulés	8
Tableau I.2.1	Composition chimique de l'AlSi10Mg suivant la norme NF A57-702	14
Partie II		
Tableau II.2.1	Caractéristiques et désignation des états sable et coquille	48
Tableau II.2.2	La composition chimique de l'alliage AlSi10Mg	49

INTRODUCTION GENERALE

La présente étude porte sur l'élaboration de la coulée en sable par gravité et la caractérisation mécanique et microstructurale de l'alliage de fonderie AlSi10Mg utilisé dans diverses réalisations de la Société Nationale des Véhicules Industriels (SNVI) de Rouïba. Cet alliage de désignation chimique AlSi10Mg et numérique 43000 peut supporter des efforts mécaniques et des actions thermiques moyens. Les différentes éprouvettes cylindriques et prismatiques sont d'une part élaborées par fusion de cet alliage dans un four de fusion de charge (350 kg), d'autre part moulées en sable argileux par gravité, ainsi les éprouvettes sont désignées brut de coulée noté: F.

Pour augmenter encore plus les propriétés mécaniques de l'état: F obtenu en fonderie, les éprouvettes en AlSi10Mg seront soumises à un traitement de durcissement structurale.

Pour déterminer des différentes propriétés mécaniques de cet alliage soumis à un traitement thermique de durcissement, on a employé deux méthodes

- destructive par traction qui nous fournit les caractéristiques aussi bien élastiques que plastiques et de ruptures.
- non destructive par ultrason qui nous donne seulement les caractéristiques élastiques.

Une étude comparative des caractéristiques élastiques obtenues par les deux méthodes sera exposée.

L'objectif visé par ce présent travail porte sur: Etude comparative des propriétés élastiques déterminées par deux méthodes destructives de traction et non destructive par ultrason.

PRESENTATION DU MEMOIRE

Le plan du mémoire est divisé en trois grandes parties avec une introduction et une conclusion générales suivi d'une liste de références bibliographiques.

LA PARTIE I

Elle nous donne un aperçu bibliographique et contient cinq chapitres.

Chapitre I.1 – Aluminium et ses alliages,

Chapitre I.2 – Elaboration de l'alliage de fonderie AlSi10Mg,

Chapitre I.3 - Traitements thermiques et structures,

Chapitre I.4 – Propriétés et Essais mécaniques,

Chapitre I.5 - Défauts cristallins et diffusion.

LA PARTIE II

Elle comporte deux chapitres

Chapitre II.1 – Appareillage,

Chapitre II.2 – Méthode expérimentale et élaboration.

LA PARTIE III

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

En fin le fruit de ce travail est résumé en conclusion générale.

Partie I

APERÇU BIBLIOGRAPHIQUE

Chapitre I.1 - ALUMINIUM ET SES ALLIAGES	3-12
Chapitre I.2 - ELABORATION DE L'ALLIAGE DE FONDERIE AlSi10Mg	13-18
Chapitre I.3 - TRAITEMENTS THERMIQUES ET STRUCTURES	19-23
Chapitre I.4 - ESSAIS MECANIQUES	24-31
Chapitre I.5 - DEFAUTS CRISTILLINS ET DIFFUSION	32-39

Chapitre I.1 - aluminium et ses alliages

I.1 - Aluminium

L'Aluminium est l'un des éléments les plus abondants sur notre planète, il présente 8% environ de la masse de l'écorce terrestre, il se place ainsi au 3^{ème} rang après l'oxygène 47% et le silicium 28%.

On le retrouve sous forme de silicates de faible teneur en aluminium ou sous forme de roches riches en alumine (45 à 60%), actuellement se sont les bauxites qui constituent la quasi exclusivité de l'aluminium.

Il a connu un développement spectaculaire depuis sa découverte en 1954 ainsi que ses alliages. [1]

I.2 - Propriétés de l'aluminium

I.2.1 - Propriétés physiques

L'aluminium est un élément du III^{ème} groupe de la classification de Mendeleïev, dont le nombre atomique est 13 et la masse atomique $M=26.98$. Sa température de fusion est 660 C° et celle d'ébullition 2467 C° environ, il possède un réseau cubique à face centré (CFC) à équidistance $a = 4.0412\text{ \AA}$.

Sa caractéristique la plus importante est sa faible densité 2.7 g/cm^3 à température ambiante. Cette densité ne varie pas de façon sensible dans les alliages légers, elle reste toujours inférieure à 3 g/cm^3 . Sa conductibilité thermique est de $0.57\text{ cal/cm.s.C}^\circ$ et sa conductibilité électrique est élevée ($2.6548\text{ ohm. mm}^2/\text{m}$).[1.2.3]

I.2.2 - Propriétés mécaniques

Compte tenu de sa structure cristalline (CFC), l'aluminium pur est très déformable à froid ou à chaud, de ce fait il, est très ductile, ce qui facilite son usinage et sa mise en forme, de ce fait il, est très malléable (allongement de rupture 30 à 40%), il est peu tenace. Résistance à la rupture par traction $\sigma_R = 70$ à 100 N/mm^2 et il est de faible dureté. [3.1]

➤ Module d'élasticité : il est à 66.6 GPa pour l'aluminium pur et augmente en présence d'impuretés et d'additions. Pour les alliages, le module est compris entre 69 et 72 GPa et particulièrement sensible à la teneur en silicium 70 à 82 GPa lorsque la teneur en silicium varie de 2 à 18% .

➤ Module de torsion (cisaillement) : il est égal à 25 GPa pour l'aluminium pur titré à 99.9% et 26 GPa pour l'aluminium commercial.

➤ Coefficient de poisson : il varie de 0.33 à 0.35 . [1]

I.2.3 - Propriétés chimiques

L'aluminium se distingue par sa résistance élevée à la corrosion du fait de la formation à la surface d'une couche protectrice (Al_2O_3).

La pureté du métal améliore sa résistance à la corrosion par les solutions salines et l'eau de mer ainsi que le brouillard aussi pour les industries chimique et agroalimentaire qui emploie un aluminium titrant au moins 99.5%.

La plus parts des acides minéraux (chlorhydriques, sulfurique) qu'organiques (trichloracétique) ainsi que la soude et la potasse attaquent l'aluminium. [6.5]

I.2.4 - Propriétés de mise en forme

La température de fusion de l'aluminium est relativement basse 660 C° d'où une facilité de fusion qui représente un avantage pour les opérations de fonderie, il est très ductile, on peut facilement le mettre en forme à l'état solide par déformation plastique. [4]

I.3 - Alliages à base d'aluminium

Afin d'améliorer les propriétés mécaniques de l'aluminium non allié à caractéristiques très réduite, on procède souvent à l'addition d'autres éléments de nature différentes, ces éléments entrent en solution solide et peuvent également être présent sous forme de phases intermétalliques.

La composition de ces phases, leur finesse, répartition et cohérence avec la matrice d'aluminium, fragilité intrinsèque et stabilité thermique et mécanique sont également déterminantes pour les propriétés d'alliages d'aluminium. [3]

On distingue trois grandes catégories d'alliages d'aluminium [3,1]

➤ **Alliages corroyés**

Produits obtenus par des procédés de déformation plastique à chaud ou à froid tels que le filage, le laminage et le forgeage.

➤ **Alliages de moulage**

Produits obtenus par fonderie par coulée en sable (moule en sable) ou en coquille (moule en fonte ou en acier) ou encore par coulée sous pression.

➤ **Alliages de frittage**

Produits obtenus par la méthode de la métallurgie des poudres qui est une méthode révolutionnaire d'élaboration de pièces mécaniques.

I.4 - Classification des alliages d'aluminium

La classification des alliages d'aluminium se fait suivant leur mode de transformation. On trouve les alliages de moulages, les alliages de corroyage, et les alliages élaborés par frittage. On s'intéressera aux alliages de moulage dont on explique la désignation par la suite.

● **Alliages de moulage : [1]**

Les alliages de fonderie, sont obtenus en fondant les lingots et en les coulant dans des moules en sable (c'est la coulée en sable), ou dans des moules en acier ou en fonte (c'est la coulée en coquille), on obtient ainsi des pièces aux formes plus au moins complexes. Dans ces alliages, les éléments d'addition sont généralement présents en quantités plus importantes, pour faciliter le procédé de fonderie.

a - Désignation des alliages de moulage

On désigne les alliages de moulages comme suit :

➤ **Désignation de la composition [4]**

La désignation est composée successivement des éléments suivants :

- Le préfixe EN suivi d'un espace ;
- La lettre A, qui représente l'aluminium ;
- La lettre C, qui représente les produits moulés (caste) ;
- Un tiret

➤ **Désignation numérique**

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

Groupe	Aluminium ou alliage
1	Aluminium-(teneur>99.00)
2	Aluminium- cuivre
3	Aluminium- manganèse
4	Aluminium- silicium
5	Aluminium- magnésium
6	Aluminium- magnésium- silicium
7	Aluminium- zinc
8	Autre alliages d'aluminium

Tableau I.1.1 - Groupe d'alliages d'aluminium

➤ **Désignation symbolique [4]**

La première partie de la désignation (EN AC-) est suivie des symboles chimiques de l'alliage, successivement suivis de leurs teneurs massiques prises dans l'ordre décroissant.

Exemple : EN AC-AlSi 7Mg

b - Etat de livraison - Etat métallurgique

➤ **Etat de livraison : [1]**

Selon la norme NF EN 1706, les états de livraison sont désignés de la façon indiquée au tableau.1.2.

Procédé de moulage	Désignation nouvelle norme NF EN 1706	Désignation ancienne Norme NF A03-002
Sable	S	Y2
Coquille	K	Y3
Sous pression	D	Y4

Tableau I.1.2 - Désignation des états de livraison.

➤ **Etats métallurgiques [1]**

Selon la norme NF EN 1706, les états métallurgiques sont désignés de la façon indiquée au tableau. (1.3).

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

Tableau I.1.3 - Désignations des états métallurgiques.

NF EN 1706 ⁽¹⁾	Alliage	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Autre	
													Chaque	Total
44100	A-S13	10,5 à 13,5	0,65	0,15	0,55	0,10		0,10	0,15	0,10	0,05	0,20	0,05	0,15
41000	A-S2GT	1,8 à 2,4	0,60	0,10	0,30 à 0,50	0,45 à 0,65		0,05	0,10	0,05	0,05	0,05 à 0,20	0,05	0,15
42100	A-S7G03	6,5 à 7,5	0,19	0,05	0,10	0,25 à 0,45			0,07			0,08 à 0,25	0,03	0,10
42200	A-S7G06	6,5 à 7,5	0,19	0,05	0,10	0,45 à 0,70			0,07			0,08 à 0,25	0,03	0,10
43300	A-S10G	9,0 à 10,0	0,19	0,05	0,10	0,25 à 0,45			0,07			0,15	0,03	0,10
45000	A-S6U3	5,0 à 7,0	1,0	3,0 à 5,0	0,20 à 0,65	0,55	0,15	0,45	2,0	0,30	0,15	0,25	0,05	0,35
45100	A-S5U3G	4,5 à 6,0	0,60	2,8 à 3,6	0,55	0,15 à 0,45		0,10	0,20	0,10	0,05	0,25	0,05	0,15
46300	A-S7U3G	6,5 à 8,0	0,8	3,0 à 4,0	0,20 à 0,65	0,30 à 0,60		0,30	0,65	0,15	0,10	0,25	0,05	0,25
46000	A-S9U3	8,0 à 11,0	1,3	2,0 à 4,0	0,55	0,05 à 0,55	0,15	0,55	1,2	0,35	0,25	0,25	0,05	0,25
47000	A-S12U	10,5 à 13,5	0,8	1,0	0,05 à 0,55	0,35	0,10	0,30 /	0,55	0,20	0,10	0,20	0,05	0,25
48000	A-S12UM3	10,5 à 13,5	0,7	0,8 à 1,5	0,35	0,8 à 1,5		0,7 à 1,3	0,35			0,25	0,05	0,25
21000	A-U5GT	0,20	0,35	4,2 à 5,0	0,10	0,15 à 0,35		0,05	0,10	0,05	0,05	0,15 à 0,30	0,03	0,10
71000	A-Z5G	0,30	0,80	0,15 à 0,35	0,40	0,40 à 0,70	0,15 à 0,60	0,05	4,50 à 6,0	0,05	0,05	0,10 à 0,25	0,05	0,15
51100	A-G3T	0,55	0,55	0,05	0,45	2,5 à 3,5			0,10			0,20	0,05	0,10
51300	A-G6	0,55	0,55	0,10	0,45	4,5 à 6,5			0,10			0,20	0,05	0,15
51200	A-Q10S	2,5	1,0	0,10	0,55	8,0 à 10,5		0,10	0,25	0,10	0,10	0,20	0,05	0,15

Tableau I.1.4 - Compositions normalisées sur pièces selon norme NF EN 1706 (en % pondéral). Quand une seule valeur est indiquée, elle correspond à un max autorisé.

Alliage		Aptitude au moulage en général	Stabilité dimensionnelle	Comportement à l'atmosphère		Aptitude à l'anodisation		Aptitude au soudage à l'arc	Usinabilité
				Général	Marine	Production	Décoration		
10000	A5	C	A	A	A	A	A	B	D
21000	A-U5GT	B-C	C	D	E	C	B	D	A
41000	A-S2GT	C	B	B	B	A	A	B	B
42100	A-S7G0,3	B	B	B	B	A	E	B	B
42200	A-S7G0,6	B	B	B	B	A	E	B	B
43300	A-S10G	B	B	B	B	A	E	B	B
44100	A-S13	A	A	B	B	A	E	A	D
45000	A-S5U3	B	B	D	E	C	E	A	B
45100	A-S5U3G	B	B	D	E	C	E	B	B
46000	A-S9U3	B	B	D	E	C	E	D	B
46300	A-S7U3G	B	B	D	E	C	E	B	B
47000	A-S12U	A	A	D	E	C	E	A	C
48000	A-S12UNG	B	A	D	E	C	E	B	C
51100	A-G3T	C	B	A	A	A	A	A	A
51200	A-G10S	C	B	A	A	A		D	A
51300	A-G6	C	B	A	A	A	B	A	A
71000	A-Z5G	C	B	B	B	B	B	A	A

Tableau I.1.5 - Aptitudes technologiques et d'usage des alliages d'aluminium moulés.

Code A=excellent, B=bon, C=moyen, D=médiocre, E=impropre.

c - Alliages Al-Si

Les alliages au silicium sont les plus nombreux parmi ceux du moulage, il en existe plusieurs variantes environ 70% du tonnage des pièces moulées.

Ils peuvent être coulés soit en sable, soit en coquille, soit sous pression. Leurs caractéristiques mécaniques dépendent de leurs compositions et du mode de coulée.

Leurs domaines d'applications sont très nombreux : appareils ménagers : brûleurs en A-M4, bras de suspensions automobile en A-S7G, blocs moteurs et culasses en A-S9U3, radiateurs de chauffage central en A-S12U.

Les alliages de fonderie au silicium, au magnésium, au zinc ont une excellente résistance à la corrosion à l'opposé des alliages contenant de fortes additions de cuivre (au moins 2 à 3%) qui ont une mauvaise résistance à la corrosion. [9]

Les caractéristiques mécaniques des alliages dépendent de leur composition chimique, ainsi que du mode d'élaboration et des traitements thermiques effectués. La figure ci-dessous nous montre la microstructure de l'eutectique Al-Si avant et après modification.

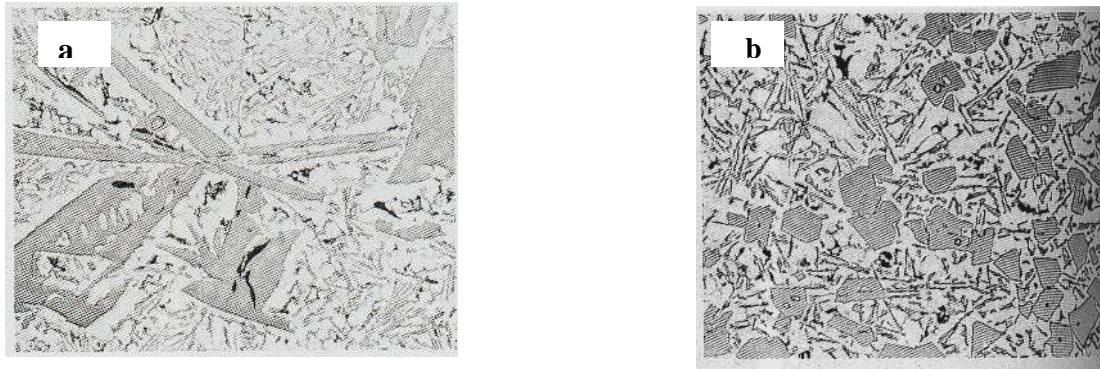


Fig.1.1.1 - Microstructures de l'eutectique Al-Si.

a - avant modification,

b - après modification

Quelques alliages d'aluminium-silicium

➤ **Al7SiMg et ses variantes (Al7Si0, 3Mg et Al7Si0, 6Mg):** 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.

➤ **Al10SiMg:** pouvant également être coulé sous pression, est utilisé pour des pièces mécaniques variées. Il tend cependant à être supplanté par les alliages AlSi7Mg.

➤ **Al Si 13 (ALPAX) :** Il est le plus ancien, du fait de son excellente aptitude au moulage et de sa bonne résistance à la corrosion, il est encore très utilisé pour la fabrication des appareils ménagers, bâtiments et mécanique.

I.5 - Diagramme d'équilibre aluminium-silicium (Al-Si)

Le diagramme d'équilibre Aluminium Silicium est simple, il indique les compositions des phases et la structure de l'alliage en fonction de la température et de la concentration en silicium.

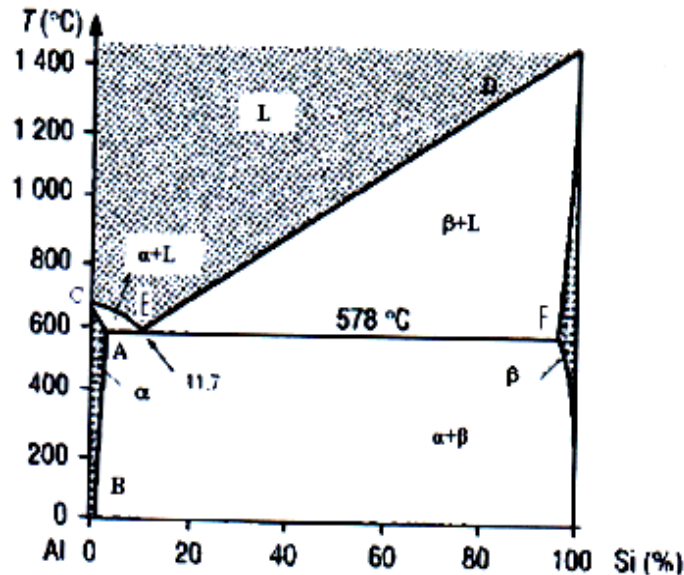


Fig.1.1.2 - Diagramme d'équilibre Al-Si.

On distingue sur ce diagramme :

- Solution alpha : Riche en aluminium, le maximum est de 1,65 % de silicium à 577°C.
- Eutectique (alpha+bêta) : Contient 11,7 % de silicium à 577°C.
- Hypoeutectiques : Constitués de alpha et de l'eutectique (alpha+bêta).
- Hyper eutectiques : Constitués de bêta et de l'eutectique (alpha+bêta).
- Liquidus: Formé par deux branches de courbes CED.
- Solidus : Formé par la branche de courbe CA et le palier eutectique AEF.
- Solution bêta : Pauvre en aluminium, contient au maximum 97 % de silicium à 20°C.

Influence du silicium

➤ Avantages

- Améliore la coulabilité.
- Diminue la criquabilité et les retassures.
- Abaisse le coefficient de dilatation.

➤ Inconvénients

La faible solubilité du silicium dans l'aluminium rend l'alliage difficilement usinable et fragile.

1.6 - Processus de solidification d'un alliage hypoeutectique

Ils sont appelés alliages hypoeutectiques.

A une température très légèrement supérieure à la température T_E caractérisant la réaction eutectique, l'alliage est constitué d'une phase α solide et d'une phase liquide dont sa composition est égale à celle du point eutectique E. A la température T_E de la réaction eutectique, le liquide subit cette réaction et donne naissance aux constituants eutectiques formés des deux phases solides α et β .

A une température très légèrement inférieure à la température T_E , l'alliage est entièrement solide et contient une phase α qui forme le constituant primaire ou proeutectique et de grains de constituant eutectique de la phase β . Pour calculer les fractions des constituants proeutectique et eutectique, on applique la règle des segments inverses (des bras de levier). (Fig. I.4).

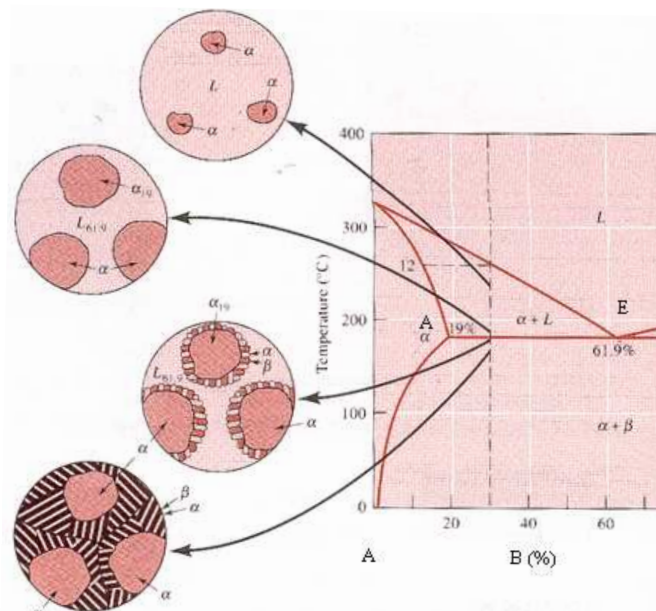
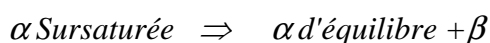


Figure I.1.3 - Processus de solidification d'un alliage hypoeutectique. [17].

1.7 - Précipitation

Il est connu que la solubilité limite diminue avec la température. Il en résulte qu'un alliage dont l'état d'équilibre correspond à un système monophasé (phase α) à une température donnée, peut devenir biphasé à des températures plus basses. Ce processus qui correspond à une transformation dans l'état solide avec augmentation du nombre des phases est appelé *précipitation*. Autrement dit : la précipitation est la formation d'une nouvelle phase à partir d'une solution solide sursaturée en soluté (α sursaturée), après une diminution de température.

La phase α sursaturée aux basses températures est homogène mais instable du point de vue thermodynamique. Elle donne naissance après un temps de vieillissement à deux (02) phases d'équilibre: la solution solide sursaturée d'équilibre (α d'équilibre) et la phase d'équilibre (seconde phase) selon la réaction suivante:



Ce retour à l'équilibre peut s'effectuer de deux façons :

- *Précipitation continue ;*
- *Précipitation discontinue ou cellulaire.*

Dans tous les deux cas, la précipitation comporte deux (02) étapes successives :

- *La germination des particules de précipité β de taille, de forme, de composition et de structure différente de celle de la phase initiale α -matrice.*
- *La croissance de ces particules.*

CHAPITRE I.2 - ELABORATION DE L'ALLIAGE DE FONDERIE AlSi10Mg

INTRODUCTION

L'alliage de fonderie Al-Si10Mg (Al-10% masse Si) de désignation numérique 43300. La teneur en silicium donne à cet alliage une composition proche de l'eutectique de cette famille et lui confère d'excellentes propriétés de fonderie, la présence de magnésium rend possible le traitement thermique. Les propriétés mécaniques sont moyennes, ce qui fait que ces alliages sont utilisables pour des applications très diverses.

Cette famille regroupe cinq alliages qui se différencient par leurs teneurs en impuretés : seul l'EN AC-Al Si9Mg est un alliage de 1^{re} fusion, les quatre autres sont des alliages de 2^e fusion. Les alliages EN AC-Al Si10Mg(a), EN AC-Al Si10Mg(b) et l'EN AC-Al Si10Mg(Cu) ne diffèrent essentiellement que par leur teneur en cuivre, élément durcissant et néfaste pour la résistance à la corrosion des alliages

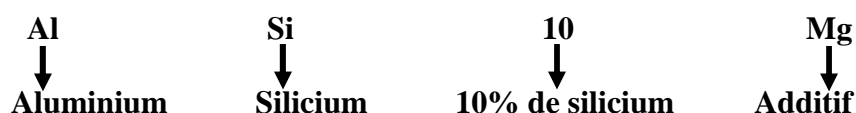
L'AlSi10Mg présente deux qualités dominantes, qui sont :

- ✓ Une excellente coulabilité qui permet de l'employer pour des pièces minces ou ayant des formes compliquées ;
- ✓ Une bonne résistance aux agressions atmosphériques qui permet de l'employer longtemps à l'extérieur sans nuire à sa qualité.

I.2.1 - Composition chimique de l'alliage AlSi10Mg

I.2.1.1 - Composition chimique de l'alliage AlSi10Mg dans la norme NFA.57.702

La composition chimique est représentée par les lettres mettant en tête la lettre A qui désigne l'aluminium suivi du principal métal d'addition et son pourcentage.



Sachant que la représentation symbolique des métaux est comme suit

Al – Aluminium, **Si** – Silicium, **Mg** Magnésium, **Cu** – Cuivre, **Zn** - Zinc.

Sa composition chimique correspondant aux tolérances de composition dans les pièces coulées au sable ou en coquille est résumée dans le tableau suivant : [13]

Eléments (%)	Fe	Si	Cu	Zn	Mg	Mn	Ti	Autres
NFA57-702	≤ 0,65	9,0-10,5	≤ 0,1	≤ 0,07	0,25-0,45	≤ 0,10	≤ 0,1	≤ 0,20

Tableau I.2.1 : Composition chimique de l'AlSi10Mg suivant la norme NF A57-702

I.2.1.2 - Influence des éléments d'addition

❖ Silicium

Cet élément à une teneur voisine de l'eutectique Al-Si donne à l'alliage toutes ses propriétés :

- Très bonne coulabilité ;
- Pas de risque de criques ;
- Faible coefficient de dilatation (20×10^{-6} entre 0 et 100°C) ;
- Faible retrait de fonderie ;
- Bonne résistance aux chocs ;
- Bonne aptitude à l'étanchéité ;
- Bonne aptitude à la soudabilité ;
- Bonne résistance à l'action des agents atmosphériques, par contre cette teneur a tendance à provoquer dans les pièces moulées, des retassures internes.

❖ Fer

La teneur en fer doit être inférieure à 0.75%, au-delà de 0.75%, il y a formation dans l'alliage d'un constituant lamellaire qui diminue considérablement les caractéristiques mécaniques, en particulier l'allongement et la charge à la rupture. Par contre, une teneur en fer proche du maximum tend à diminuer les retassures internes.

Précautions d'emplois :

- Eviter l'emploi de creusets en fonte ;
- Poteyer soigneusement tous les outils de fusion et de coulée (cuillères pour coulée en coquille).

❖ Cuivre, Nickel, Zinc

Lorsque leurs teneurs dépassent les tolérances de la norme, on note une sensible baisse des allongements ainsi qu'une faible résistance à la corrosion causée principalement par le cuivre.

❖ Manganèse et cobalt

Aux teneurs indiquées par la norme, ces éléments n'ont pas d'influence sur les caractéristiques mécaniques ; ils peuvent retarder l'apparition du constituant fragile Al-Si-Fe d'un Al-Si10Mg riche en fer ou susceptible de s'enrichir en fer. Ces teneurs admettent le mélange accidentel de jets d'AS10G ou d'AS9KG, avec le risque que comporte l'apport par ces jets de magnésium.

❖ Magnésium

Au-delà du maximum de la norme (0,10%) les allongements diminuent rapidement.

❖ Titane

Une teneur en titane proche de 0,10% provoque un affinage du grain de l'alliage d'où une légère amélioration des allongements et une atténuation des effets néfastes provoqués par un gazage anormal du métal. Au dessus de 0,10% en cet élément, les caractéristiques mécaniques diminuent très rapidement et ce, d'autant plus que la teneur en fer est plus élevée.

❖ Cobalt

Comme le manganèse, il combat l'action néfaste du fer dans Al-Si10Mg, il est considéré comme une impureté mais non nuisible à l'alliage jusqu'à une teneur maxi de 0,20%.

I.2.2 - La fusion [15]

Lors de la fusion, l'aluminium (pur ou allié) subit une augmentation de volume d'un peu plus de 6,26 % qui, à l'inverse, se traduit à la solidification par une contraction de volume dont il faut impérativement tenir compte lors du moulage de pièces de fonderie.

Comme pour tous les métaux, le point de fusion dépend de la pureté de l'aluminium. Il varie suivant les mesures de 657 à 660 °C.

I.2.2.1 - Règles de fusion

a. Température

Le maintien prolongé à l'état liquide et la surchauffe favorisent l'oxydation et l'absorption de gaz, ils tendent à donner à l'alliage un grain grossier, il faut donc :

- ✓ Fondre en un temps minimum ;
- ✓ Contrôler la température à l'aide d'un pyromètre régulièrement étalonné.

b. Gaz et oxydation

Gaz et oxydes sont cause de défauts altérant la santé des pièces, il faut donc :

- ✓ Eviter toutes traces d'humidité ;
- ✓ Utiliser des lingots ou des déchets propres ;
- ✓ Décraquer seulement quand cela est nécessaire ;
- ✓ Réduire au maximum la hauteur de la chute du métal lors de tous transvasements.

c. Fer

- ✓ Utiliser des flux absolument secs ;
- ✓ Utiliser des flux appropriés à l'alliage considéré.

d. Flux

- ✓ Utiliser des flux absolument secs ;
- ✓ Utiliser les flux appropriés à l'alliage considéré pour une opération déterminée suivant un processus déterminé.

I.2.2.2 Préparation de la charge – Correction du titre en magnésium

Les fonderies ayant un spectrographe à lecture directe vérifient régulièrement par analyse la teneur en magnésium des coulées, et ainsi permet un réajustement direct au cours de la fusion.

En l'absence de ce moyen d'analyse direct, on adopte dans chaque atelier une valeur de 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 voisine de :

- 0,1% de magnésium par rapport à la charge totale, dans les procédés d'affinage pour le moulage en sable.
- 0,04% de magnésium dans les procédés sans poudre PACZ et sans Aluflux X
- 0,06% de magnésium dans les procédés sans poudre PACZ mais avec Aluflux X

I.2.2.3 Température de coulée [14]

L'intervalle de solidification de l'AS10G (alliage hypo-eutectique) 590-570°C, permet de couler les pièces massives à basse température. On peut descendre sans inconvénient jusqu'à 680°C. Les dimensions de la pièce, sa complexité, les épaisseurs minimales seront les éléments déterminant de la température de coulée.

I.2.2.4 - l'Affinage

C'est l'affinage qui confère à l'alliage toutes ses propriétés ; il sera donc fait dans des conditions précises de température, de temps et de proportion des produits affinant.

Le métal affiné doit être coulé dans un temps strictement limité, sinon l'effet de l'affinage disparaît.

Les transvasements de métal affiné détruisent partiellement l'effet de l'affinage.

Les produits employés pour cet affinage sont :

- Le sodium métallique ;
- Les mélanges de sels de sodium sous forme de poudres.

I.2.2.4.1 - Procédés d'affinage dans le cas de la coulée en sable [15,16,11]

On décrit ici trois procédés qui s'appliquent uniquement à AlSi10Mg, le premier procédé est le plus adapté vu qu'il est pratique et sûr.

a - Double affinage

Dans le four de fusion, une fois le métal complètement fondu (vers 650°C), décrasser le bain et le recouvrir avec 0.6% (du poids total de la charge) de poudre de PACZ DK.

Une fois le métal est sorti du four soit par la sortie du creuset du four (cas du creuset amovible) ou par transvasement du métal dans un creuset chauffé au rouge (car d'un four de fusion basculant), dans ce dernier cas, il est utile avant transvasement d'enfoncer plusieurs fois la couche de poudre au fond du métal au moyen d'une cloche à trous.

On introduit dans le métal sorti du four le sodium entre 740 et 780°C. Le poids du sodium est entre 0.06 et 0.07% du poids total du métal fondu.

- Attendre cinq minutes au minimum.
- Couler généralement entre 700 et 730°C. Le temps entre l'introduction du sodium et la coulée ne doit pas dépasser dix à douze minutes (cette règle est impérative).

b - Affinage au sodium (sans poudre de PACZ)

Ce procédé ne diffère du précédent affinage que par la suppression de poudre de PACZ, l'introduction du sodium restant la même. Ce procédé est moins sûr que le précédent et présente plus de dangers de piqûres.

c - Affinage à la poudre PACZ DK

- Protéger le métal, une fois fondu, par un peu de poudre PACZ DK (0,2 à 0,5%) ;
- Suivant la température de coulée des pièces, la température du métal sera portée à 780 et 820°C ;
- Sortir le métal du four et décrasser ;
- Répandre sur la surface du bain 1 à 2% du poids total du métal de poudre PACZ DK afin de retarder le refroidissement du creuset.
- Laisser la poudre en contact avec le métal pendant 10 à 15 minutes, puis enfoncer légèrement en surface, au moyen d'un écrémoir poteyé et chaud ;
- Décrasser soigneusement ; détacher les croûtes de flux qui adhèrent aux parois du creuset.

I.2.2.4.2 - Contrôle de l'affinage

Le contrôle est fait rapidement et simplement ; il suffit de couler un barreau éprouvette en sable, et faire un examen du métal lors du refroidissement et la cassure de l'éprouvette nous renseigne sur l'efficacité de l'affinage.

❖ Un alliage AlSi10Mg bien affiné présente

- ✓ Une peau d'oxyde épaisse ;
- ✓ Une surface liquide bleutée après décrassage ;
- ✓ Une cassure soyeuse, mate à grain très fin ;
- ✓ Le barreau supporte une déformation importante par choc.

❖ Un alliage AlSi10Mg sous affiné présente

- ✓ Une peau d'oxyde peu épaisse ;
- ✓ Une surface liquide faiblement bleutée ;
- ✓ Une cassure brillante à grains grossiers ;
- ✓ Des difficultés d'usinage.

❖ Un alliage AlSi10Mg sur affiné présente

- ✓ Une peau d'oxyde très épaisse ;
- ✓ Une cassure présentant des piqûres.

I.2.3 - Moulage en sable

Il consiste à reproduire en creux les contours d'un modèle (destructible ou non permanent) à l'aide de matériaux réfractaires qui doivent posséder une plasticité et une cohésion suffisante pour conserver la forme acquise après enlèvement du modèle. On réalise ainsi une empreinte dans laquelle on coule le métal liquide. Après solidification, la pièce est extraite par destruction du moule.

C'est le plus ancien procédé de moulage ; il est souple dans son application et permet de réaliser diverses pièces et de toutes dimensions, à l'unité ou en série.

Le moulage en sable consiste à couler le métal dans l'empreinte du moule en sable, réalisé d'après un modèle ayant la forme de la pièce à obtenir.

Les alliages d'aluminium solidifiés dans un moule en sable présentent une structure grossière qui altère leurs caractéristiques mécaniques (brut de coulé). [10]

Le métal se solidifie dans une cavité limitée par du sable comprimé, les parties creuses étant obtenues en disposant des noyaux le refroidissement des pièces est très lent. [9]

Un moule simple comporte deux parties, partie supérieure et partie inférieure comme c'est le cas dans le moule pour les éprouvettes qu'on a réalisé au niveau de la SNVI (Figure II.2.a et II.2.b).

CHAPITRE I.3 - TRAITEMENTS THERMIQUES ET STRUCTURES

I.3.1 - Traitements thermiques

On appelle les traitements thermiques les opérations 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 peuvent agir dans deux sens soient:

✚ dans le sens d'une diminution de la résistance mécanique, accompagnée généralement d'une augmentation de l'aptitude à la déformation plastique (ce sont les traitements d'adoucissement) ,

✚ au contraire dans le sens d'une augmentation de la résistance mécanique (ce sont les traitements de durcissement).

Le durcissement structural aune 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 structural les trois phases ci-après sont nécessaires.

I.3.1.1 - Recuit d'homogénéisation

Ce sont des traitements comportant un chauffage à des températures relativement élevées appliqués à certains produits bruts de fonderie ou corroyés. Le recuit se fait après un traitement mécanique afin de rendre le matériau plus homogène et lui rendre ses propriétés antérieures.

Il consiste en général 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 [2,14].

I.3.1.2 - Traitement de trempe

Après sa mise en solution solide, l'alliage doit être refroidi suffisamment 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 mécaniques relativement faible mais une bonne plasticité [2,14].

I.3.1.3 - Traitement de maturation (vieillessement naturel).

Après la trempe l'alliage durcit plus en 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 l'alliage de cuivre, une à quelques semaines pour les alliages de magnésium et silicium, quelques 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 [2].

I.3.1.4 - Revenu (vieillessement artificielle) :

Le revenu se pratique après une trempe, par chauffage à une température inférieure à celle de la trempe. Il permet d'améliorer la résistance mécanique des pièces traitées en diminuant la dureté et les contraintes thermiques internes obtenues lors de la trempe[2].

I.3.2 - MICROSTRUCTURE

La microstructure décrit l'ensemble des grains ou des particules microscopiques qui caractérisent la structure d'un grand nombre de matériaux.

On peut caractériser la microstructure des matériaux à différentes échelles selon ce que l'on cherche à observer. Pour chaque échelle il faut faire appel à un outil de taille appropriée, de l'échelle macroscopique à l'observation de la microstructure et à la détermination de l'arrangement des atomes. Ces analyses mettent successivement en jeu le microscope optique (observation du mm au μm), le microscope électronique (observation 100 au nm) et la diffraction des rayons X dont la longueur d'onde est de l'ordre du dixième de nm, on étudie les structures cristallines [3,14].

I.3.2.1 - La macrographie

La macrographie consiste en un examen d'ensemble d'une structure métallique ou d'alliage qui s'effectue à l'œil nu, ou avec de faible grossissement (inférieur à 100). Cet examen peut aussi s'effectuer sur des sections prélevées sur des ébauches (lingots, pièces de forge...) que sur des produits finis. Il permet de déterminer l'allure de la constitution cristalline de grandes surfaces qui doivent être soigneusement polies d'un papier émeri fin en évitant tout écrouissage au cours de travail. Puis cette surface soumise à une attaque par des réactifs appropriés. Ce réactif agit par une dissolution à vitesse inégale de la surface métallique et crée ainsi des différences de niveau permettant l'observation.

La macrographie met en évidence :

- la grosseur et la forme des grains : de petits grains traduisent en général un refroidissement rapide alors que les gros grains supposent un refroidissement lent.

- les traitements mécaniques en observant la déformation des grains (déformation à froid, la différence de taille de grain (déformation à chaud)

- la répartition d'inclusion ou de cavités.

I.3.2.2 - La micrographie

La micrographie a pour but principal la mise en évidence de la structure de l'échantillon et des inclusions métalliques, des microfissures et aussi de l'organisation de diverses phases présentes (leur taille, leur forme, leur distribution) donc sa microstructure. L'obtention de la surface d'examen nécessite une suite d'opération allant du prélèvement effectué sur le produit à l'attaque micrographique [22].

I.3.2.2.1 - Paramètres micro structuraux

a- Observation par microscope optique : la microscopie optique (MO) est utilisée afin, de déterminer la structure et la texture granulaire des matériaux étudiés.

- **Grains et joints de grains :** un métal est formé d'un grand nombre de petits volumes distincts au microscope, de forme polyédrique, appelés grains qui sont séparés par des surfaces appelées joints de grains. Chaque grain représente un monocristal, c'est-à-dire qu'il est formé d'un empilement régulier d'ions métalliques dont la cohésion est assurée par des électrons. Dans le cas où le matériau n'est constitué que d'un seul grain, il est dit monocristallin.

Dans un examen micrographie, les grains qui sont des volumes apparaissent sous forme de plans et les joints qui sont des surfaces sous forme de lignes.

Il existe trois types principaux de joints de grains :

- Joint cohérent : lorsque chaque cristallite reste parfait jusqu'à l'interface.

- Joint semi cohérent : lorsque il existe entre deux empilements parfaits une zone de transition bien ordonnée.

- Joint désordonné : lorsqu'il existe entre deux empilements parfaits, une zone neutre non ordonnée. La taille des grains joue un rôle important pour la mise en forme du métal. A l'état brut de coulée, la taille des grains est de 0.01 à 1 mm, on trouve de grains beaucoup plus grands. Un grain grossier est de toute façon indésirable.

- **Phase :** En sciences des matériaux, une phase se caractérise par une composition chimique et un arrangement atomique, cristallin (avec une certaine structure) ou non. Un matériau comporte généralement plusieurs phases (désirées ou non), dont l'une au moins, appelée matrice, est percolante. La taille, la morphologie et la répartition spatiale de ces phases

gouvernement de nombreuses propriétés d'emploi des matériaux et en particulier la résistance aux sollicitations mécaniques.

Une phase est une partie du système dans laquelle la composition (nature et concentration des constituants présents) et l'organisation atomique (structure cristalline, amorphe, etc.) sont fixées.

Elles sont caractérisées par :

- La composition chimique, le type de réseau cristallin et les propriétés résultantes ;
- La présence d'une surface de séparation avec les autres parties du système : interface ;
- Un changement brusque de composition et de propriétés lors du passage à travers cette interface.

Suivant l'interaction physico-chimique des composants, les phases qui se forment dans les alliages métalliques peuvent être des solutions liquides, des solutions solides ou des combinaisons chimiques [20,21].

b- Observation au microscope électronique à balayage

- **Précipités** : de nombreux métaux ne sont que très peu ou pas du tout solubles dans l'aluminium solide, par exemple le fer ou le titane (solubilité maximale de 0,03%). Au-dessus de 700°C, dans le métal liquide, ces atomes étrangers sont encore intimement mélangés aux atomes d'aluminium, mais, au moment de la solidification, ils sont expulsés du réseau qui constituent les atomes d'aluminium.

Les atomes étrangers, par exemple les atomes de fer combinant alors avec des atomes d'aluminium pour former des cristaux propres, dans lesquels on trouve trois atomes d'aluminium pour un atome de fer, la composition de ces précipités cristallins est alors Fe-Al₃. Dans d'autres cas, les atomes étrangers précipitent seuls (silicium) ou encore en compagnie d'une autre espèce atomique (par exemple magnésium et silicium). De tels précipités n'apparaissent pas seulement lors de la solidification, mais peuvent aussi se former à l'état solide aux températures dépassant 200°C environ.

Les précipités (cristaux du second type) apparaissent dès que la teneur en atomes étrangers est supérieure à la limite de solubilité à l'état solide. Dans le cas du silicium par exemple dont la solubilité maximale dans l'aluminium est de 1,65%, il y a apparition de précipités dès que la teneur en silicium dépasse 1,65% [6].

- **Pores** : dans un bloc de métal brut de coulée, on peut mettre en évidence trois types de cavités :

a. Les retassures, provoquées par la forte diminution de volume du métal en passant de l'état liquide à l'état solide ;

b. Les inclusions d'air qui a pénétré dans le métal lors de la coulée et qui n'a pas pu s'échapper avant la solidification ;

c. Les pores d'hydrogène, dans lesquels s'est rassemblé l'hydrogène lors de la solidification.

Les ségrégas d'hydrogène apparaissent dans la structure de coulée sous forme de pores de 0,001 à 0,5 mm de diamètre. Ces pores peuvent se former pendant et après la solidification d'où la distinction entre la porosité primaire et secondaire. Plus la teneur du métal liquide en hydrogène est élevée et plus la solidification est lente, plus la porosité primaire est forte.

c- Observation par microscope électronique : le microscope électronique permet d'étudier en détail la structure fine (substructure) du métal. L'une des plus grandes réalisations dans ce domaine est l'observation directe des défauts de structure cristalline [6].

- **Microscopie électronique à balayage :** est utilisé afin d'observer plus finement l'état de surface des matériaux et rendre compte des précipités grossiers présents dans les divers matériaux. Le principe de l'imagerie MEB consiste à composer une image de surface à partir des électrons secondaires éjectés du matériau sous l'effet du faisceau primaire. L'énergie de ces électrons dépend directement de l'énergie des électrons primaires et du numéro atomique de l'élément qui interagit avec le faisceau primaire [3].

- **Microscope électronique de transmission :** est utilisé pour observer très finement la microstructure des matériaux. Le principe du microscope électronique de transmission est d'utiliser les caractéristiques des électrons qui traversent la lame d'échantillon observée.

I.3.2.2. - Importance de la métallographie

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

Toute étude de matériaux métalliques passe presque toujours par l'étude des constituants micrographiques. Ce sont eux qui donnent aux métaux leurs différentes caractéristiques mécaniques. Toutes les étapes de la vie d'un matériau sont concernées : Mise au point, utilisation, détérioration par corrosion.....

Grâce à de nombreux microscopes optiques et caméras vidéos, il est possible de visualiser tous types de surfaces avec un grossissement pouvant aller jusqu'à 1000 fois. De ces nombreuses observations, et grâce à une bonne connaissance de la physique des solides et des diagrammes de phases des matériaux, une analyse précise peut être menée, et de nombreux paramètres tels que la vitesse de refroidissement ; la grosseur des grains ; l'homogénéité ; la présence d'impuretés peuvent être visualisés, et on peut très rapidement avancer dans la compréhension des diagrammes d'équilibre.

CHAPITRE I.4 – PROPRIETES ET ESSAIS MECANIQUES

INTRODUCTION

La conception d'une pièce déterminée par le calcul qui engendre la détermination des charges admissibles, son dimensionnement, le choix de sa forme et de sa matière, ne peut se faire sans connaître les caractéristiques mécaniques du matériau en service.

La caractérisation complète, du comportement mécanique d'un matériau soumis à des forces extérieures qui engendrent des contraintes et des déformations, nécessite impérativement l'emploi de cinq techniques conventionnelles. Ces essais les plus utilisés de nos jours sont classés en deux catégories à savoir :

- **Essais destructifs [5]**

- La traction pour identifier les différentes contraintes,
- La résilience nous renseigne sur le mode de fracture, la fragilité et la résistance au choc.

- **Essais non destructifs**

- La dureté HB et la micro dureté Hv pour identifier l'intensité du champ de contraintes,
- La microstructure pour identifier les différentes structures.

en raison de leur simplicité de mise en œuvre et par leur richesse des informations fournies telles que valeurs des propriétés mécaniques essentielles (σ^e , σ^m , σ^r , HB, Hv , E , A% , Z% , Zu% , et Kcv) que les concepteurs utilisent ensuite dans leurs calculs.

- L'ultrason pour déterminer d'une façon fiable les caractéristiques élastiques des matériaux cristallins

I.4.1 - TRACTION

L'essai de traction est le plus utilisé de nos jours en raison de sa simplicité de mise en œuvre et par la richesse des informations fournies.

Il consiste à placer une éprouvette du matériau à étudier entre les mâchoires d'une machine de traction qui tire sur le matériau jusqu'à sa rupture. On enregistre la force et l'allongement, que l'on peut convertir en contrainte déformation.

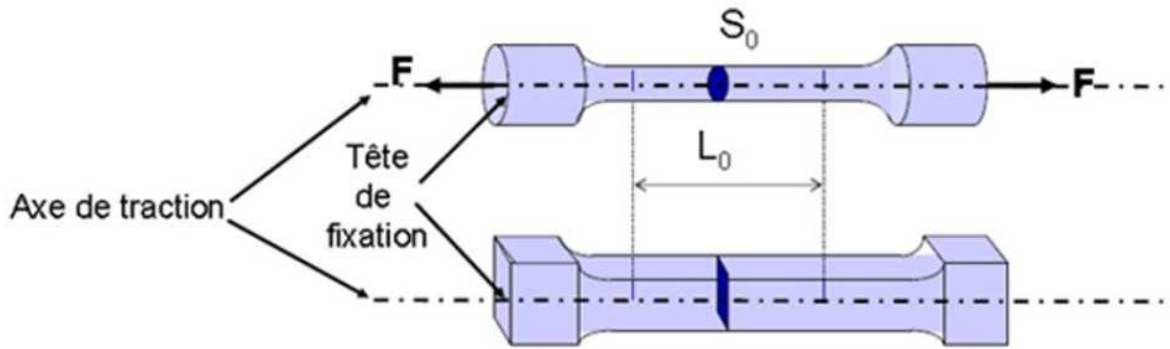


Figure I.4.1- Éprouvettes de traction [4]

I.4.1.1 - Etude du comportement d'une éprouvette métallique en traction simple

- Epreuve ductile

On distingue principalement trois domaines de comportement mécaniques

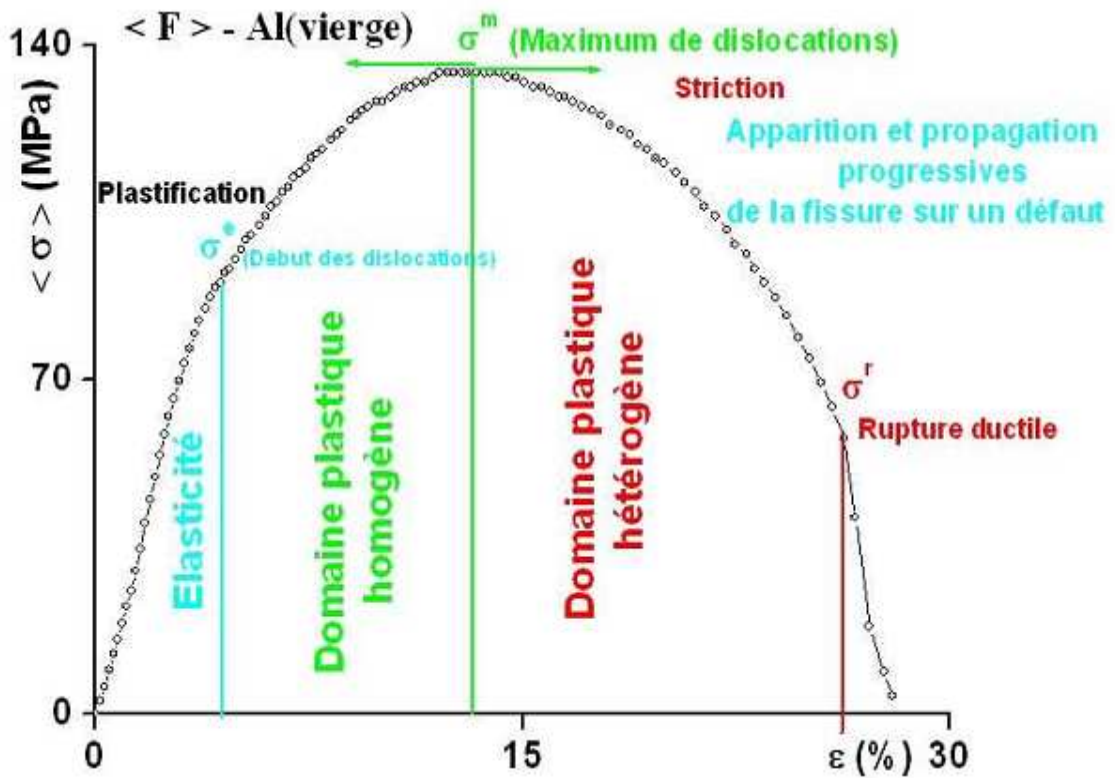


Figure I.4.2 – Essai en traction monotone d'une éprouvette ductile. [5]

La figure I.4.2 - montre une courbe contrainte- déformation typique obtenue sur l'aluminium lors d'un essai en traction monotone.

Avec

σ^e - résistance élastique

$$\sigma^e = F_e / S_0 \quad (\text{N/mm}^2) \quad (\text{I.4.1})$$

σ^m - Contrainte maximale

$$\sigma^m = F_m / S_0 \quad (\text{N/mm}^2) \quad (\text{I.4.2})$$

σ^r - Contrainte à la rupture

$$\sigma^r = F_r / S_0 \quad (\text{N/mm}^2) \quad (\text{I.4.3})$$

I.4.1.2 - Domaine de comportement purement élastique réversible (domaine de déformation en service) [5]

A l'arrêt de la sollicitation l'éprouvette retourne dans son état initial, les contraintes et les déformations sont reliées linéairement par la loi de Hooke.

Ce comportement est traduit par la relation unidimensionnelle:

$$\sigma_e = E \varepsilon_e = E \frac{\Delta L_e}{L_0} = E \frac{L_e - L_0}{L_0} \quad (\text{I.4.4})$$

E (MPa) est la rigidité appelée module d'Young

On définit également σ^e la contrainte limite entre le domaine élastique et le domaine plastique.

Quand $\sigma = \sigma^e$ les liaisons atomiques sont étirées au maximum

Dès que $\sigma > \sigma^e$, la seule possibilité de déformer le matériau est de déplacer les atomes par dislocation, on rencontre ce cas dans le domaine de mise en forme des matériaux.

La déformation élastique est suivie de la déformation plastique.

I.4.1.3 - Domaine de comportement plastique homogène (domaine de la mise en forme)

Il apparaît au-delà de la limite d'élasticité σ^e correspond à la contrainte à partir de laquelle le matériau commence à se déformer plastiquement, caractérisé par une déformation irréversible du matériau dû aux mouvements de dislocations ou les mécaniciens ont souvent cherché une représentation analytique du domaine plastique des courbes obtenues en traction.

- $\sigma^e < \sigma < \sigma^m$ la densité des dislocations augmente dans le matériau,
- $\sigma = \sigma^m$ Le nombre des dislocations atteint son maximum.

I.4.1.4 - Domaine de comportement plastique hétérogène ou d'endommagement

Il est 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. Cette résistance est fonction de l'intensité des liaisons mais également de la forme des pièces ou de ses défauts. La déformation se localise dans l'éprouvette jusqu'à rupture de celle-ci.

Avec

Le coefficient de striction

$$Z\% = \frac{S_0 - S_u}{S_0} \times 100 \quad (\text{I.4.5})$$

L'allongement de striction

$$Z_u\% = \frac{S_0 - S_u}{S_u} \times 100 \quad (\text{I.4.6})$$

L'allongement en pourcent

$$A\% = \frac{L_u - L_0}{L_0} \times 100 \quad (\text{I.4.7})$$

S_u : section minimale de l'éprouvette après rupture

S_0 : section initial de l'éprouvette

L_0 : longueur initial de l'éprouvette

L_u : longueur de l'éprouvette après rupture

$\sigma > \sigma^m$ Apparition aléatoire de la striction correspond à la concentration des contraintes sur un défaut (externe : rayure, interne : porosité). Ce phénomène correspond à la rupture des liaisons atomiques jusqu'à création, croissance et coalescence de microfissures.

Plus A% est élevé, plus le matériau est considéré comme ductile. A l'opposé, lorsque la déformation permanent 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 K_{cv} (résilience) sont également des indicateurs
- son comportement durant la striction, par la valeur du coefficient de striction Z .
- Si $Z \geq 0,5$ est grand, le matériau est ductile ;
- Si $Z < 0,1$ est faible, le matériau est semi-fragile.

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

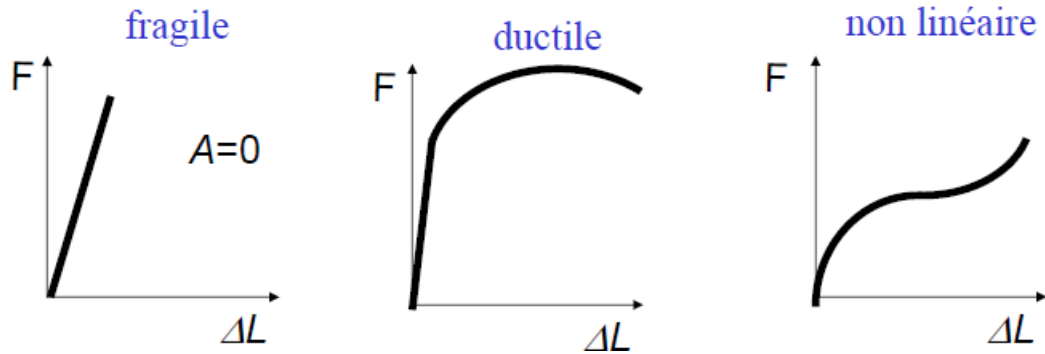


Figure I.4.3 - courbes de traction possible

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 - L'ESSAI DE RESILIENCE

L'essai de résilience a été élaboré pour prendre en compte ces phénomènes de rupture. Le moyen le plus classique pour caractériser la fragilisation du matériau sous l'action d'un choc est cet essai qui est un essai de flexion par choc sur une éprouvette entaillée qui mesure la résistance d'un matériau à la rupture.

Cet essai a permis d'améliorer la qualité des aciers et d'éviter les accidents liés à leur possible fragilité.

C'est un essai de résistance au choc, qui consiste à mesurer l'énergie nécessaire pour casser une éprouvette préalablement entaillée. On utilise en général un échantillon en forme de barreau de section carrée et de dimension standard (10mmx10mmx55mm).

L'entaille peut être soit en V (angle de 45° et de profondeur 2mm), soit en U de profondeur 2.5 mm et de rayon en fond d'entaille de 1mm.

L'essai consiste à imposer un choc à l'aplomb de l'entaille, l'éprouvette étant maintenue par deux appuis sur la face opposée de façon à provoquer l'ouverture de la fissure. On utilise pour cela un mouton-pendule de CHARPY.

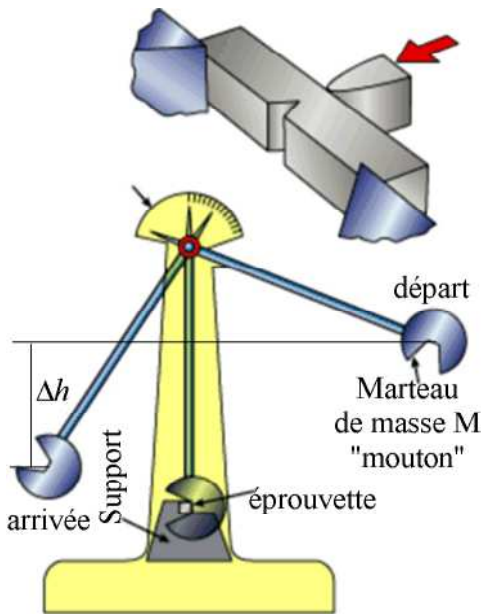


Figure I.4.4 - Principe de l'essai de résilience utilisant un mouton-Charpy

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 :

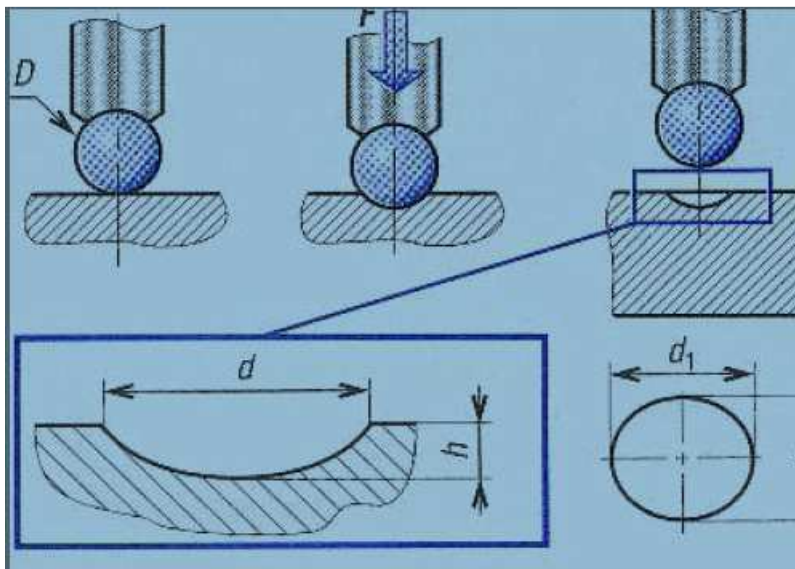
$$K = \frac{W}{S} \quad (I.4.8)$$

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.

I.4.3 - DURETE BRINELL (SYMBOLE HB) [4]

Elle est obtenue par calcul. Après essai, on mesure l'empreinte laissée par une bille polie et la valeur de la charge F appliquée pour obtenir cette empreinte.



$$HB = \frac{0,102 \times 2F}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (I.4.9)$$

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

Figure I.4.5 – Essai de dureté brinell

I.4.4 - ESSAIS DE MICRODURETE (VICKERS) [4]

Essais sous très faibles charges inférieures à 0,2 daN avec une pyramide diamant Vickers. La mesure de la dimension se fait avec un microscope métallographique. Les empreintes font quelques microns.

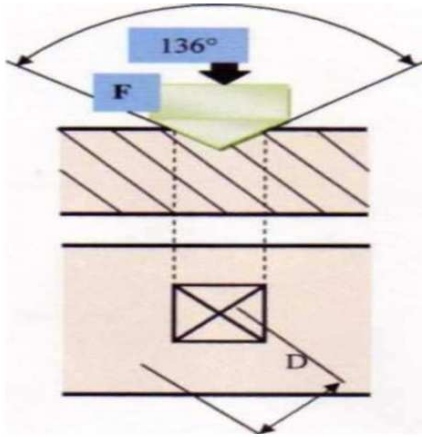


Figure I.4.6 - Essai Vickers

$$H_v = \frac{0,189 \times F}{d^2} \quad (\text{I.4.10})$$

avec $F(\text{N})$ - charge d'essai,

d (mm) - diagonale de l'empreinte.

I.4.5 – ESSAI NON DESTRUCTIF PAR ULTRASON

L'essai ultrasonique consiste à déterminer les vitesses transversale et longitudinale (V_T et V_L) nécessaire au calcul du module de cisaillement G , du coefficient de lamé λ , du module d'Young E et du coefficient de poisson ν de nos éprouvettes prismatiques en alliage d'aluminium AlSi10%Mg selon les trois directions (X, Y, Z) pour confirmer si le matériau est isotrope ou anisotrope.

I.4.5.1 - Définition

Les ultrasons sont des ondes acoustiques ou élastiques dont la fréquence est supérieure à celle des sons audibles par l'oreille humaine et inférieure aux vibrations thermiques des atomes. Les sons audibles sont compris entre 10 et 20000 Hz et la gamme de vibrations thermiques s'étend de 10⁹ à 10¹³ Hz (1 GHz - 10 THz). Les fréquences utilisées lors d'examen aux ultrasons ne comprennent pas toute la gamme des ultrasons, mais varient entre 0,5 à 12 MHz. Pour un solide ayant une vitesse de son $c \approx 5000$ m/s ceci correspond à l'intervalle des longueurs d'ondes ($\lambda = c/\nu$) de 1 cm à 0.4 mm. La limite inférieure de 0.5 MHz est déterminée par la perte totale en résolution des défauts qui ont une taille inférieure à la longueur d'onde. Dans les solides (vitesse du son $c \approx 5000$ m/s), une onde d'une fréquence de 0,5 MHz ne permet que de percevoir les défauts qui sont plus grands qu'un centimètre. En

général on s'intéresse aussi à des défauts beaucoup plus petits. L'augmentation de fréquence qui s'impose alors, a comme effet d'augmenter l'absorption et donc de limiter la profondeur accessible aux ultrasons.

I.4.5.2 - les lois appliquées

On démontre en théorie dans les milieux élastiques que les vitesses des ondes transversales et longitudinales sont liées aux caractéristiques mécaniques du matériau - Modules de cisaillement (G) et d'Young (E) et coefficients de Lamé (λ) et de poisson (ν).

Les vitesses Transversale et longitudinale sont déterminées expérimentalement.

Vitesse Transversale

$$V_T = \sqrt{\frac{G}{\rho}} \quad (\text{m/s}) \quad (\text{I.4.11})$$

Vitesse longitudinale

$$V_L = \sqrt{\frac{2G+\lambda}{\rho}} \quad (\text{m/s}) \quad (\text{I.4.12})$$

E – module d' Young

$$E = \frac{G(3\lambda+2G)}{\lambda+G} \quad (\text{GPa}) \quad (\text{I.4.13})$$

ν - coefficient de Poisson

$$\nu = \frac{\lambda}{2(\lambda + G)} \quad (\text{I.4.14})$$

G – module de cisaillement (GPa)

λ - coefficient de Lamé (GPa)

CHAPITRE I.5 - DEFAUTS CRISTALLINS ET DIFFUSION

I.5.1 - DEFAUTS CRISTALLINS

Cristal, solide de matière homogène présentant une structure atomique ordonnée et définit, et une forme extérieure limitée par des surfaces lisses, planes, disposées symétriquement (faces).

Un cristal parfait, formé par la répartition périodique d'une maille élémentaire, ne se rencontre jamais dans la pratique. Les cristaux réels, même s'ils rapprochent beaucoup du modèle théorique, comportent toujours des défauts.

Les structures cristallines sont le siège d'un certain nombre d'imperfection : les atomes ne sont pas rigoureusement aux positions qui leur sont assignées mais peuvent, par exemple, osciller autour de ces positions sous l'effet de l'agitation thermique. Des atomes peuvent être absent de leurs sites en y laissant des lacunes et se retrouver entre d'autres atomes, en position interstitielle. L'ordre cristallin est perturbé par des plans atomiques qui ne sont pas tout à fait à leur place [12].

Ces défauts gouvernent toutes les propriétés des solides qu'elles soient électriques, optiques ou mécaniques, ce qui veut dire qu'un solide peut tout simplement être le support de ses défauts. On distinguera deux défauts de l'ordre de la distance interatomique

- Défaut physique : pas de modification chimique du cristal.
- Défaut chimique : modification de la composition ou de la composition chimique du cristalline.

I.5.1.1 - Classement des défauts

I.5.1.1.1 - Défauts physiques

a - Défauts thermiques (phonons)

Le cristal parfait n'existe qu'à $T=0$, lorsque $T \neq 0$ les ions vibrent par rapport à la position d'équilibre donc phénomène d'agitation thermique, cette agitation entraîne des oscillations faible, chaque atome qui bouge ou tout déplacement imposé à un atome (ion, molécule) transmet à ces voisins d'où les vibrations vont se propager comme des ondes avec des fréquences quantifiées. Chaque mode de vibration est appelé phonons.

Donc cette agitation thermique est décrite en terme d'un défaut (phonon).

b - Défauts électroniques

Tire leur origine de la transition des électrons de la bande de valence vers la bande vacante. Se fait par le dopage, c'est-à-dire injecté les électrons aux semi conducteur conduit à l'augmentation de la conductivité.

I.5.1.1.2 - Défauts chimiques

La grande majorité des propriétés des solides dépendent de leur structure cristalline et de défaut de cette structure. Les défauts de structure couramment rencontrés dans les cristaux sont de quatre types :

- *Défaut ponctuels (dimension 0)* : sont de l'ordre de grandeur du volume d'un atome.
- *Défaut linéaire ou dislocation (dimension 1)* : sont des perturbations de la structure du cristal situées le long d'une ligne d'atomes ou d'une rangée réticulaire.
- *Défaut bidimensionnels ou défaut plan (dimension 2)* : mettent principalement en jeu des Imperfections comme celles situées à l'interface séparent deux cristaux.
- *Défaut volumique (dimension 3)* : des précipites, des inclusions (les saletés) des pores.

a - Défauts ponctuels

En cristallographie, les défauts ponctuels sont des défauts dans l'organisation des cristaux, qui ne concernent que des nœuds isolés. Le cristal parfait est un empilement régulier et infini d'atomes, ions ou molécules. Considérons le cas simple d'un cristal atomique ou ionique. Un défaut ponctuel typique est l'absence d'un atome (lacune), la présence d'un atome du réseau entre les atomes (défaut interstitiel), la présence d'un atome étranger entre les atomes du réseau (solution solide interstitielle) ou à la place d'un atome du réseau (solution solide de substitution [14,12]).

Si le cristal est un cristal ordonné, c'est-à-dire formé de plusieurs types d'atomes avec une alternance chimique stricte, alors il peut y avoir des défauts d'anti site, c'est-à-dire des atomes qui se trouvent bien à un nœud du réseau, mais qui rompent la régularité chimique (fig.I.5.1).

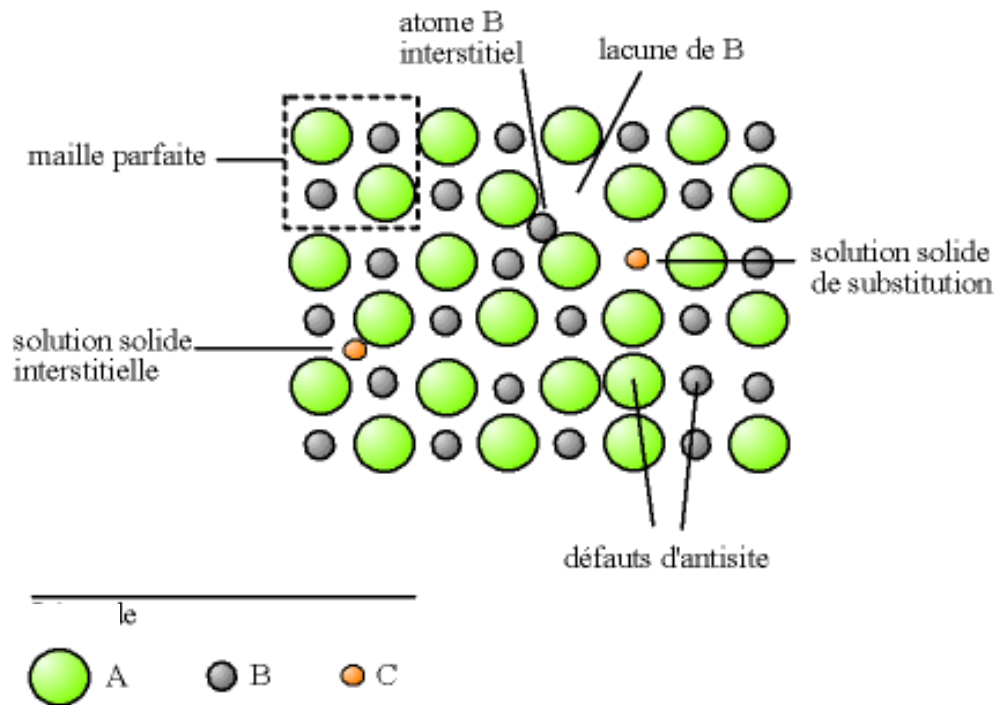


Figure I.5.1 - Exemple de défauts ponctuels dans un cristal ordonné AB

Les défauts ponctuels provoquent une perturbation locale du réseau cristallin. Les déplacements autour de la lacune se manifestent seulement dans les deux premières couches des atomes voisins et ne couvrent que des fractions de distance interatomique. Dans les réseaux à empilement compact, le déplacement des atomes voisins autour des interstitiels est sensiblement plus grand qu'autour des lacunes.

Les défauts ponctuels peuvent être créés par l'agitation thermique, par irradiation, par écrouissage). Ils influent sur certaines propriétés physiques (conductibilité électrique, propriétés magnétiques).

- Concentration des défauts ponctuels

Tous ces défauts sont inévitables, leur existence est prévue par la thermodynamique.

Le nombre de défauts n est fonction de la température. A cette température ce nombre est donné par :

$$n = N \exp(-\Delta G / KT) \quad (I.5.1)$$

N . nombre de défauts par unité de volume du réseau.

n . nombre d'atomes par unité de volume du réseau parfait.

K . constante de Boltzmann = $1,38 \cdot 10^{-38} \text{ J/K}$.

T. température absolue. [12].

b - Défauts linéaires : dislocations

Ces défauts, appelés dislocations, sont à l'origine de tous les processus liés à la déformation plastique.

Leur existence a été prouvée par plusieurs techniques expérimentales, notamment par le microscope électronique à transmission (MET). Les dislocations peuvent adopter trois formes idéalisées, les dislocations coin (a - fig. I.5.2) ; dislocations vis (b - fig. I.5.2), et dislocation mixte. Les premières peuvent être représentées par un plan cristallographique qui se termine à l'intérieur du réseau cristallin. Les secondes 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, la dislocation vis peut changer facilement de plan de glissement, car le champ de contrainte a une symétrie radiale. La dislocation coin ne peut pas changer de plan de glissement. Seul un processus de montée ou de descente ayant pour origine le phénomène de diffusion des lacunes permet un déplacement perpendiculaire au plan de glissement initial favorisé par la température. En réalité, une ligne de dislocation est souvent un mélange entre les deux types de dislocation suivant l'angle entre le vecteur de Burgers et la ligne de dislocation.

Les dislocations sont caractérisées par leur vecteur de Burgers b . Ce dernier est défini comme le vecteur résultant d'une boucle fermée de vecteurs élémentaires du réseau autour de la dislocation, transférée dans une région du réseau non perturbée. Le vecteur de Burgers est perpendiculaire à la ligne de dislocation tandis que pour les dislocations vis le vecteur de Burgers y est parallèle. 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 [12,14].

Remarque : La ligne de dislocation ne peut s'arrêter à l'intérieur du cristal mais doit soit émerger sur une imperfection (surface, joint de grain, autre dislocation) soit se refermer sur elle (boucle de dislocation) [12].

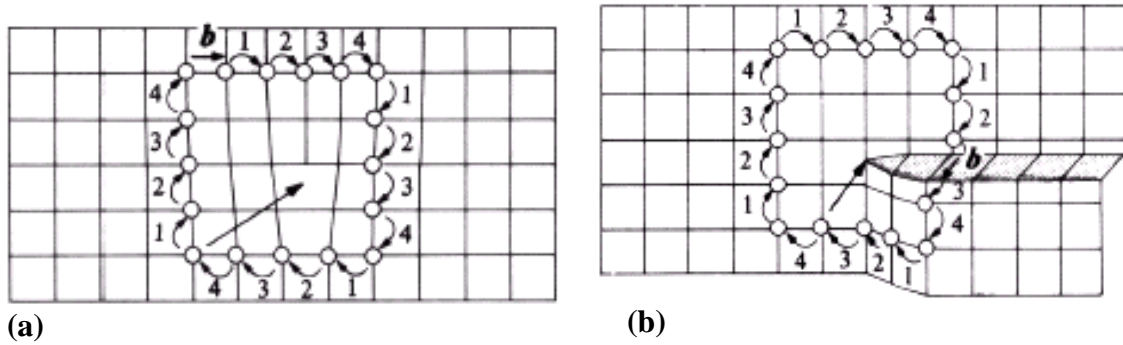


Figure I.5.2 - a) Dislocation coin. b) Dislocation vis

Interaction avec des défauts ponctuels : Les dislocations attirent les atomes impuretés ou éléments d'alliage ne faisant pas partie du réseau (atomes étrangers). Si ces atomes étrangers sont mobiles, ils migrent vers les dislocations et constituent un « nuage ». Ce nuage gêne le mouvement des dislocations, ceci explique que les métaux purs sont plus ductiles que les métaux alliés. Lorsque la force de déformation (la contrainte) est suffisante pour arracher la dislocation à son nuage, la mobilité augmente subitement, ceci explique le décrochement observé parfois sur les courbes de traction. Si les atomes sont mobiles (température suffisante pour permettre la diffusion) et que la dislocation ne bouge pas trop vite (vitesse de déformation modérée), les atomes peuvent rejoindre la dislocation et l'épingler à nouveau. On constate donc des oscillations sur la courbe de traction, Lorsque la dislocation est fortement épinglée sur des atomes immobiles [12, 13,16].

c - Défaut à deux dimensions (surfaiques)

Ce sont par exemple les surfaces libres (perturbation du voisinage des atomes de surface qui ont perdu certains de leurs voisins) et les interfaces entre grains ou entre phases différentes. Elles peuvent être cohérentes, semi cohérentes (c'est-à-dire cohérentes « presque partout » moyennant un réseau de défauts) ou incohérentes (Fig.I.5.3). L'énergie d'interface est faible pour les interfaces cohérentes (distorsion élastique) et très élevée pour les interfaces incohérentes et les surfaces libres (forte perturbation du voisinage des atomes). Cette énergie d'interface joue un rôle considérable dans la formation et l'évolution de la structure des matériaux. On trouve aussi les fautes d'empilement, qui sont des perturbations de l'empilement des plans atomiques, et les joints de macle, qui sont des plans de symétrie (généralement denses) entre deux « grains » possédant une désorientation particulière. L'épaisseur de la zone perturbée étant faible (de l'ordre de quelques distances

interatomiques), les interfaces occupent généralement un volume très faible de la matière ; ceci n'est cependant plus le cas dans un matériau possédant une très forte densité d'interfaces, comme les matériaux « nanocristallins » qui peuvent contenir jusqu'à 10 ou 15% en volume de zones « inter-faciales », ce qui entraîne une modification importante de leurs propriétés [12,13].

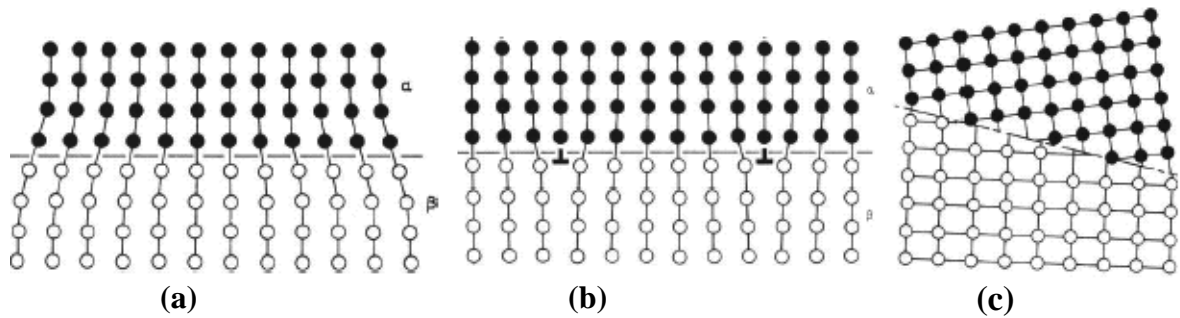


Figure I.5.3 - Interfaces (a) cohérente (remarquer les distorsions élastiques pour accommoder l'écart de paramètre de maille entre les phases a et b), (b) semi-cohérente (remarquer les dislocations d'accommodation), (c) incohérente (remarquer la structure très perturbée à l'interface) [19].

d - Défaut à trois dimensions (volumique)

On a un défaut à trois dimensions quand une partie du cristal est remplacée par un volume d'un composé différent ; il s'agit d'une différence à la fois de nature et de structure. Ces corps étrangers peuvent être :

Pore : cavité fermée à l'intérieur d'un cristal ou d'un polycristal. Inclusion particule d'un solide de nature différente enrobée dans le solide principal ou matrice.

Précipité : particule solide de petite taille d'une autre phase qui s'est formées 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 [12].

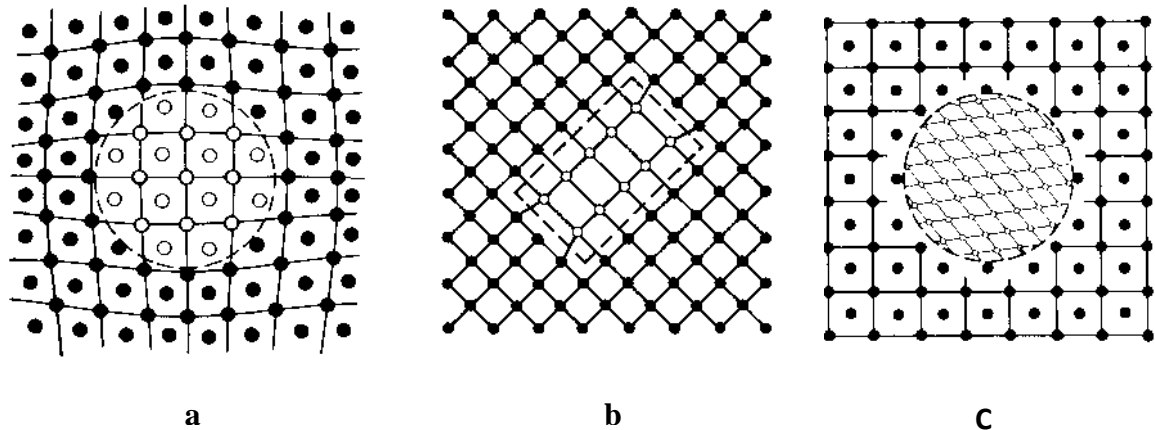


Figure I.5.4 - Représentation schématique de précipités dans les solides cristallins. a- précipité cohérent, b- précipité semi-cohérent, c- précipité incohérent [3].

I.2.2 - LA DIFFUSION

Sous l'effet de l'agitation thermique, les atomes d'un solide peuvent effectuer des sauts d'un site à un site voisin d'un solide, ce qui provoque leur migration progressive. Les déplacements au sein du cristal, par mécanisme lacunaire ou interstitiel, sont moins rapides que ceux qui peuvent s'effectuer en surface ou dans les joints.

On parle d'autodiffusion pour le déplacement des atomes d'un élément pur ou majoritaire et d'hétérodiffusion pour le déplacement des atomes d'un soluté au sein d'un solvant (contenant plusieurs types d'atomes).

Ici, nous avons considéré que la diffusion se fait au hasard sans flux de matière; ce qui correspond à une concentration homogène d'atomes ou de lacunes. Si les concentrations sont inhomogènes, on est hors équilibre thermodynamique et il existe alors un gradient de concentration qui entraîne un flux de matière. Ceci correspond au cas d'une diffusion directive, décrite par la loi de Fick [12,14].

I.2.2.1 - Loi de Fick

Fick a remarqué que le flux de matière est proportionnel au gradient de la concentration. Le flux est donné par la loi suivante :

$$J = -D.\text{grad } C \quad (\text{I.5.2})$$

C : est la concentration de l'espèce diffusante en tout point d'abscisse *x*.

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

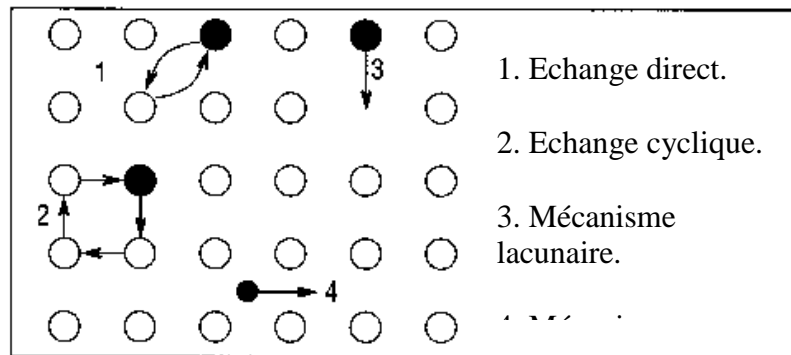
J : est le flux d'une espèce chimique dans la direction x : quantité de matière traversant un plan perpendiculaire à la direction x par unité de surface et par unité de temps [12].

I.2.2.2 - Mécanisme de la diffusion

Le mouvement des atomes se produit grâce à leurs vibrations thermiques, dont l'amplitude augmente avec la température.

Plusieurs mécanismes de déplacement peuvent être imaginés (fig.I.7), mais seuls deux entre eux sont possibles :

Figure I.5.5 - Mécanismes de diffusion à l'échelle atomique [4].



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

Cependant, des voies plus faciles permettent d'augmenter la vitesse de diffusion: ce sont les cours-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.

On peut également noter l'existence de diffusion en surface, encore plus rapide car les atomes sont moins liés [2,4,6].

Partie II

PARTIE EXPERIMENTALE

CHAPITRE II.1 - Appareillage 40-47

**CHAPITRE II.2 - Méthode expérimentale et
élaboration** 48-54

CHAPITRE II.1 - APPAREILLAGE

INTRODUCTION

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 partie est relative au matériau et aux modes opératoires mis en œuvre et aux essais réalisés dans le cadre de cette mémoire.

Nous avons procédé à l'élaboration de l'alliage AlSi10Mg au niveau de la fonderie d'Aluminium (Société Nationale des Véhicules Industriels – Division Fonderie aluminium de Rouïba) puis on a procédé au dimensionnement des échantillons au niveau du Hall technologie par contre, les traitements thermiques, les essais de dureté, de microdureté, de traction et l'examen micrographique de notre alliage AlSi10Mg ont été réalisés aux laboratoires de génie mécanique (Hasnaoua II) et enfin on a procédé à l'examen microstructural au niveau du MEB situé à HASNAOUA I. Les essais de résilience et d'ultrason ont été effectués respectivement au niveau de l'Electro-Industrie (E.I) de Fréha et du Centre de Recherche des Technologies Industrielles (CRTI) de Chéraga Alger.

APPAREILLAGES

Les différents dispositifs utilisés dans notre étude sont:

Matière première: Lingots neufs et retours de fonderie



Figure II.1.1 - Lingots d'aluminium neufs



Figure II.1.2 - Retours de fonderie

II.1.1 - four de fusion: le secteur de l'atelier D F R dispose de trois fours de fusion dans tous les cas, le four est composé de matériaux réfractaires permettant de l'isoler du milieu ambiant, et contient un creuset en graphite.

Charge total : 350 kg, Moyen de chauffage : le gaz, Tension : $T=380\text{ V}$.

Poche de coulée de charge 50Kg



Figure II.1.3 - Four de fusion



Figure II.1.4 - Poche de coulée

II.1.2 - Poste de moulage en sable

D'abord le moule possède deux châssis, l'un supérieur et l'autre inférieur, Ainsi que deux plaques modèles chacune d'elle contient quatre empreintes d'éprouvettes et le système de coulée.



Figure II.1.5 - Plaques modèles



Figure II.1.6 - Châssis supérieur et inférieur



Figure II.1.7- Poste de moulage en sable



Figure II.1.8 - Poste de démoulage

II.1.3 - Finition des éprouvettes

Grenailleuse - Elle sert à éliminer le sable fin collé sur les pièces par projection des grains métalliques à grande vitesse

Poste pour l'ébarbage – séparer les éprouvettes des masselottes et des appendices de coulée

Meulage – ébavurage des éprouvettes



Figure II.1.9 - Eprouvettes en sable

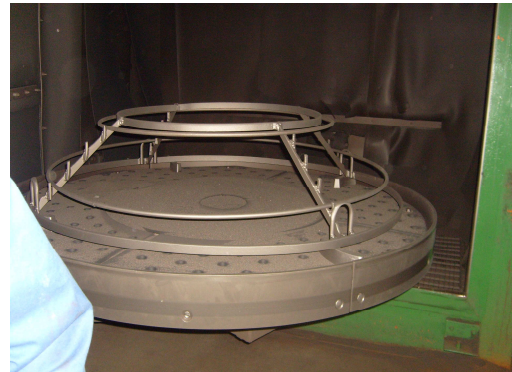


Figure II.1.10 - Grenailleuse



Figure II.1.11 - Poste de l'ébarbage



Figure II.1.12 - Poste d'ébavurage



Figure II.1.13 - Eprouvettes en sable

II.1.4 – Traitements thermiques

1-12-four de trempe :

C'est un four à résistance électrique alimenté sous une tension de 380V et de puissance 11KW allant jusqu'à 1200⁰C en température de chauffage, construit en tôle et profilés robustes, il est isolé avec de la laine d'alumine pour la rendre plus légère et isolé thermiquement. Un contact électrique coupe le circuit de résistances dès l'ouverture de la porte pour éviter au manipulateur toute décharge électrique.

four de revenu :

C'est un four à résistance électrique alimenté sous une tension de 380V et de puissance de 7KW allant jusqu'à 700⁰C en température de chauffage, équipé d'un thermocouple et d'une turbine pour convection forcée. La porte du four se ferme à l'aide d'un système vis écrou papillon permettant un bon serrage. Son isolation est faite par la laine d'alumine pour le rendre plus léger.

Les deux fours sont munis d'un régulateur de type (OMRON) alimenté sous une tension de 220V allant de 700⁰C jusqu'à 1200⁰C en température.



Figure II.1.14 - Four de trempe



Figure II.1.15 - Four de revenu

II.1.5 – Essais mécaniques



Figure II.1.16 - 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 effectués.

Duromètre: C'est un duromètre de type WOPERT DIA TESTOR RC, constitué de deux parties, la première est la partie d'essai ; elle nous permet d'effectuer les trois types d'essai ; Rokwell, Veckers et Brinell. Il est muni d'un sélectionneur de charge et d'un plateau avec une table sur laquelle les éprouvettes sont posées. Quand à la deuxième partie, elle nous permet de mesurer l'empreinte des billes où des pyramides à un grossissement de 70 fois sur l'écran de verre dépoli. Le duromètre est alimenté sous une tension 220V et d'une fréquence de 50 Hz.



Figure II.1.17 - Duromètres



Fig. II.1.18 - Microduromètre



Fig. II.1.19 - Pendule de Charpy

II.1.6 – Essais d’ultrason



Fig. II.1.20 – Appareil de mesure d’ultrason



Fig. II.1.21 – mesure en largeur

II.1.7 – les polisseuses : il s’agit de deux polisseuses, une à deux disques de type: (STRUERS) alimentée sous une tension de 220V et d’une puissance de 150W munie d’un dispositif d’arrosage et l’autre à un seul disque de même type alimentée sous la même tension mais de puissance de 432W.



Fig. II.1.22 - Polisseuse à deux disques



Fig. II.1.23 - Polisseuse à un disque

II.1.8 – Microscope : Pour procéder à l’observation des différentes structures de surfaces des alliages étudiés après leurs polissage et attaque chimique, on a utilisé deux types de microscopes dont les caractéristiques :

II.1.8.1 – Microscope optique :

C'est un microscope universel de type ZEISS alimenté sous une tension de 220V avec une fréquence de 50HZ et une puissance de 100W, muni d'un appareil photo automatique ayant un pouvoir de résolution allant de 40 à 1000 fois.

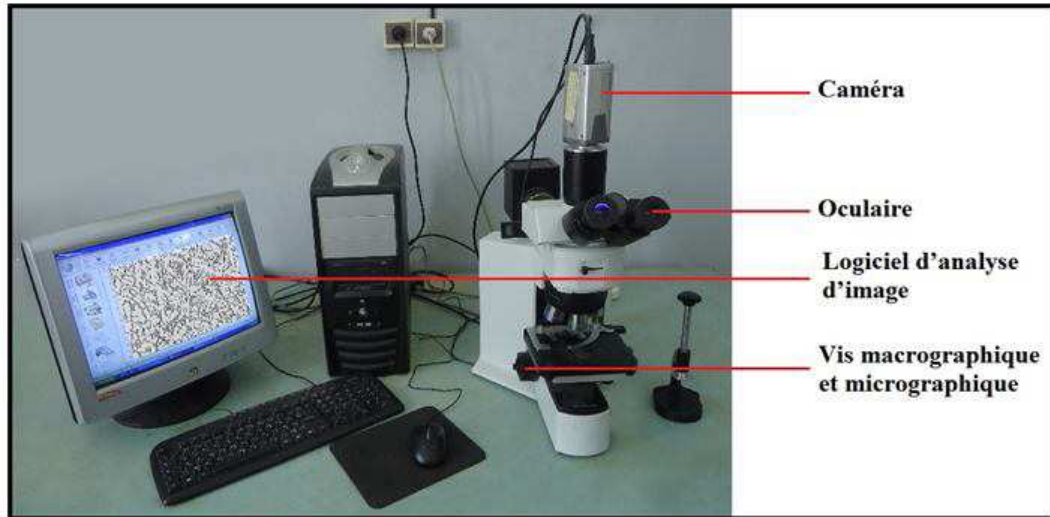


Fig. II.1.24 - Microscope optique

II.1.8.2 – Microscope électronique à balayage : est un microscope environnemental de type ESEM XL 30 de marque Philips d'un EDAX pour microanalyse X par dispersion d'énergie.



Fig. II.1.25 - Microscope électronique à balayage (MEB)

CHAPITRE II.2 - METHODE EXPERIMENTALE ET ELABORATION

II.2.1 - MATERIAU ETUDIE

Dans toutes nos expériences, nous avons utilisé l'alliage de fonderie AlSi10Mg, contenant 10 % de silicium en pourcentage massique, une quantité du magnésium inférieure à 1 % (en masse). Cet alliage de fonderie à traitement thermique est de type 43300 (AlSi10Mg).

Nous considérons deux séries d'alliages précédents, obtenues par deux coulées différentes : sable et en coquille.

II.2.2 - Alliage de fonderie à traitement thermique AlSi10Mg (AS10G):Normalisé AFNOR A57.702.

II.2.2.1 - Caractéristiques mécaniques :

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

Désignation	Etat	R _m (Kgf/mm ²)	R _e (Kgf/mm ²)	A(%)	HB
Sable	Y20	16	9,5	3,5	55
-	Y23	23	18	1,5	75
Coquille	Y30	18	11	2	65
-	Y33	26	18	1,5	80

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

II.2.2.2 - Caractéristiques physiques

- Conductibilité thermique à 20 °C : 0,36 μ th cm/cm².S.°C.
- Résistivité à 20 °C : 4,5 μ Ω 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'AlSi10Mg:

L'AlSi10Mg donne des résultats surs, reproductibles et conformes à la norme.

II.2.3.1 - La composition chimique de l'AlSi10Mg suivant la Norme AF.A57.702 :

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

Eléments	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- 0,50	≤ 0,05	≤ 0,05	≤ 0,1	≤ 0,2

Tableau II.2.2 - La composition chimique de l'alliage AlSi10Mg.

Un alliage entrant dans ces tolérances de composition, convenablement élaboré.

II.2.3.2 - 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.2.3.3 - 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'Al-Si10Mg qui sont déjà préchauffer.

Après l'échauffement du métal à environ 500 °C, on met quelques pourcentage de AlMn₁₀ et AlMg₁₀ (soient 4 Kg de AlMn₁₀ et 6 Kg de 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 couveral 701 (CoV, tablettes à 200 g), qui sert aussi comme un désoxydant, il est additionne à une température T= 680 – 720 °C. a la fin de la fusion on couvret le bain avec le couveral 55 pour éviter les oxydations en contact avec l'air. une fois la température de fusion est atteint selon le besoin du Fondateur, dans notre cas 720 °C, Le métal est transvasé dans la poche de coulée qui est déjà préchauffer, elle est de (50 Kg). Par la suite en ajoute le couveral (32D) qui est le Sodium pour l'affinage du grain et diminuer la densité des grains.

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

II.2.4 - Moulage :

II.2.4.1 - Caractéristiques du sable de moulage :

Dans le cas de notre Fonderie, le sable de moulage est composé de :

Mélange de silice $\approx 72,5$, d'argile ≈ 12 % et d'eau ≈ 5 %, noir minéral (qui sert à donner un bon aspect à la pièce), les deux tableaux ci- dessous donne respectivement : La composition du sable de retour utilisé dans le moulage en sable, ainsi que les caractéristiques de ce dernier.

II.2.4.2 - Moulage en sable :

On prend le demi modèle, qui repose sur un bâti on le met sur une table de travail, par la suite on place le châssis inférieur et on met une poudre qui est le noir minéral pour avoir un bon aspect, on remplit le moule avec du sable progressivement, qui va être serrer (entasser) à l'aide d'un fouloir, on ajoute le sable jusqu'au remplissage de la partie inférieure, on tourne le châssis inférieur, on enlève le demi modèle on a l'empreinte de la pièce sur le sable.

De la même manière on obtient l'empreinte de la partie supérieure de la pièce. une fois la partie supérieure est faite on va enlevé notre demi modèle et vérifier le système de coulée qui sert à alimenté la pièce, il doit contenir :Entonnoir, le jet, le chenal, les attaques, la masselotte et des événements.

En fin les deux moules de la pièce sont assemblé, le moule est prés pour la coulée.

II.2.4.3 - La coulée :

Lorsque le métal est prêt, c'est-à-dire, La température de coulée est atteinte et contrôlée dans notre cas on à $T = 720$ °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 $710 - 720$ °C.

- La composition chimique notamment la teneur en magnésium, est conforme elle est corrigée.

- Le dégazage et le décrassage.

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 $T = 720$ °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 sable : Après la solidification de l'alliage dans le moule on va effectuer :

a) Décochage :

Cette opération consiste à séparer où bien à extraire la pièce du moule et la séparer du sable, cette opération s'effectue à l'aide d'une table vibrante.

b) Le sablage :

A l'aide d'une machine qui est la grenailleuse, on va nettoyer la pièce des grains de sable qui reste collé sur la surface des éprouvettes, ensuite les pièces sont évacuées au parachèvement effectuée comme suit :

c) L'ébarbage :

L'ébarbage est l'opération qui consiste à séparer la pièce du système de coulée, ainsi qu'à supprimer les traces et les bavures éventuelles qui peuvent survenir par la meule où bien la brosse métallique, pour effectuer ces opérations, l'ébarbeur doit connaître le plan de la pièce afin de ne pas éliminer des parties fines qui font partie intégrante de la pièce.

II.2.5.2 - Opérations de poinçonnage :

Les éprouvettes sont poinçonné afin de les numéroter par ordre et de les séparer des éprouvettes en sable et en coquille.

II.2.5.3 - Opération du contrôle :

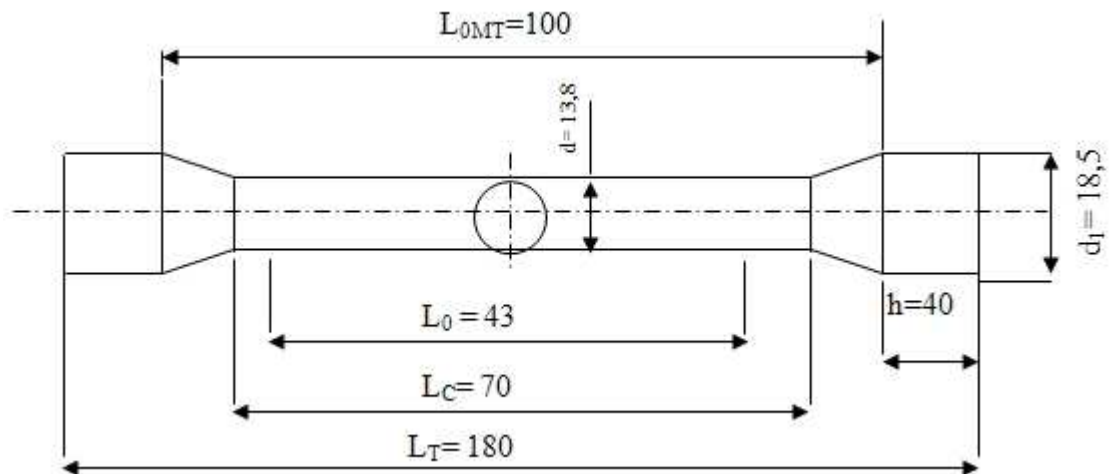
Les pièces seront contrôlées, s'il contient des criques où des défauts par analyse chimique d'un échantillon.

II.2.6 - Prélèvement et dimensionnement des échantillons :

Les échantillons d'alliage d'aluminium AlSi10Mg (A-S10G) sont prélevés à partir des éprouvettes coulées en sable où en coquille, elles sont de type cylindrique qui sont normalisé, on à pris :

- 30 éprouvettes en sable.

Les dimensions de ces éprouvettes sont montrées dans les schémas suivant :

Eprouvette en sable :**Figure II.2.1** - Epreuve coulée en sable brut de coulée normalisé (SNVI).**II.2.7 - Traitement thermique :**

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

L'alliage AlSi10Mg peut subir un traitement thermique c'est le cas le plus général, lorsque l'on cherche des bonnes caractéristiques mécaniques.

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

- ✚ Résistivité.
- ✚ Corrosion sous tension.
- ✚ Corrosion intergranulaire.
- ✚ Améliorer la stabilité dimensionnelle des pièces.

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 structurelle ce sont :

- ❖ Le Magnésium.
- ❖ Le Zinc.
- ❖ Le Cuivre.

Ces éléments se combinent avec les éléments principaux de l'alliage.

II.2.7.2 - Différentes phases du traitement thermique : On distingue trois phases :

- Chauffage de mise en solution à une température proche de la température de début de fusion de l'alliage.
- Trempe.
- Revenu.

II.2.7.2.1 - Chauffage et maintien :

Les éprouvettes sont chauffées jusqu'à une température $T = 450 \pm 5 \text{ °C}$, puis elles sont maintenues, pendant une durée de maintien de dix heures (10h) à une température constante $T = 540 \text{ °C}$.

Dans les alliages du type AlSi10Mg, 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 (8 à 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 contrôlé régulièrement à l'aide d'un pyromètre.

II.2.7.2.2 - 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 leurs fragilité, d'où la nécessité de leurs subir un traitement de revenu.

II.2.7.2.3 - Durcissement structurel : Peut se faire sous deux formes :

- Maturation —————> à température ambiante
- Revenu —————> température entre 150°C et 220°C.

a) La maturation :

La maturation est le vieillissement naturel, qui se fait à l'air ambiant, pendant un certain temps.

b) Le revenu :

Ce traitement qui est réalisé sur des éprouvettes ayant subi une trempe pour diminuer la fragilité due à la trempe en adoucissant et éliminant les contraintes internes, le revenu se fait pendant six heures (6h) à une température $T_R = 160 \text{ °C}$.

Dans notre cas on prend un intervalle de maturation après trempe de : (0h, 6h, 12h, 18h, 24h), entre la trempe et le revenu.

II.2.7.3 - Cycle thermique de l'alliage AlSi10Mg :

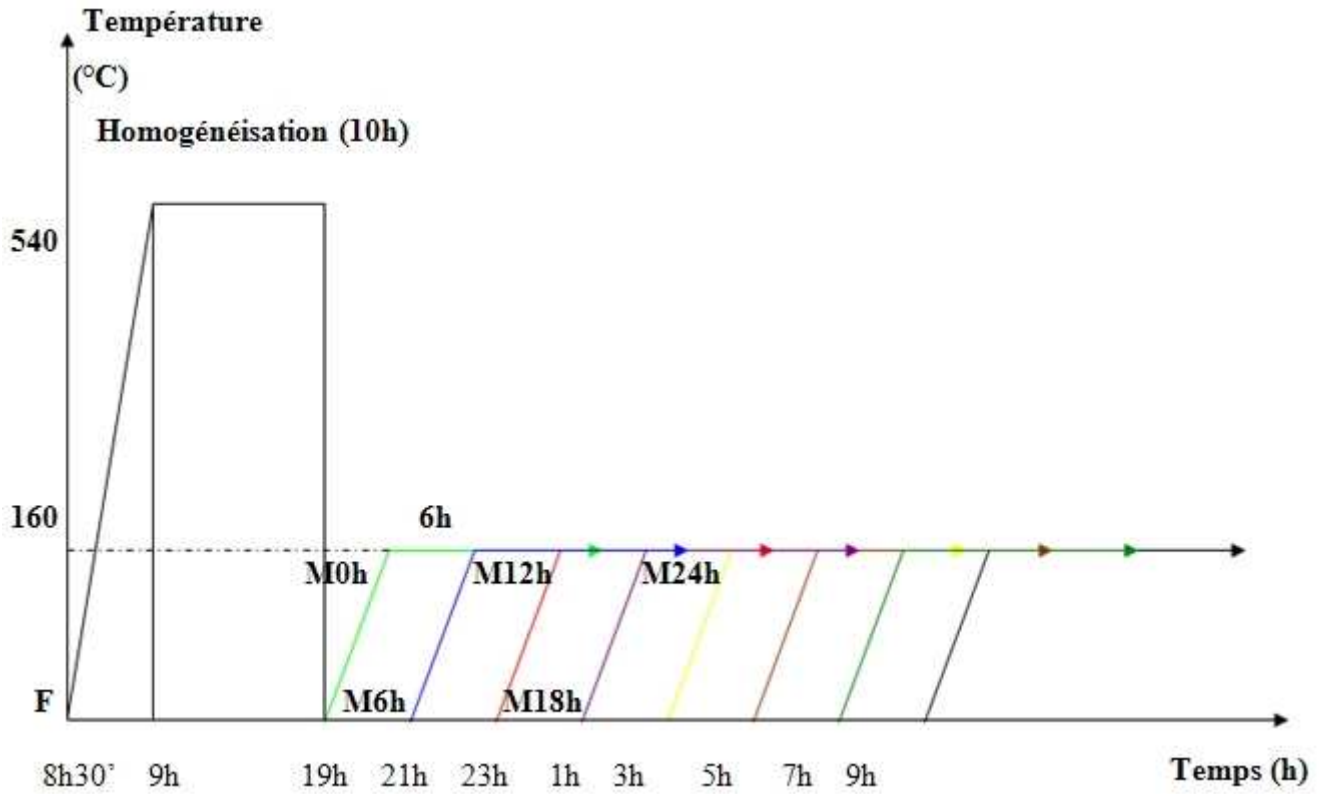


Figure II.2.2 - Cycle thermique de l'AlSi10Mg.

Partie III

Résultats et interprétation 55-84

III.1 - DETERMINATION DES PROPRIETES MECANIQUES PAR L'ESSAI DESTRUCTIF DE TRACTION DE L'ALLIAGE DE FONDERIE AlSi10Mg.

III.1.1 - INTRODUCTION

La présente étude a pour but de déterminer l'influence de la composition chimique, du procédé industriel de moulage en sable par coulée par gravitation à température ambiante aussi bien mécanique que manuel des pièces métalliques destinées aux différentes réalisations de la SNVI (Unité Fonderie Aluminium de Rouïba) et des traitements thermiques sur l'évolution des propriétés mécaniques de traction, la dureté, la micro dureté, la résilience et la microstructure de l'alliage de fonderie de désignation chimique AlSi10Mg et numérique 43000. L'ajout de 10% de silicium et d'un pourcentage de magnésium ($\leq 1\%$ 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.

L'alliage AlSi10Mg, qui régit notre étude, est une nuance contenant un peu de magnésium ajouté en faible quantité (0,20 à 0,40)% Mg à l'alliage pour permettre le durcissement structural et pour une utilisation rationnelle dans des applications à caractéristiques mécaniques élevées à l'état T6. Cet alliage contient 10% de silicium qui lui confère de très bonnes propriétés de mise en œuvre en fonderie (coulabilité moyenne, faible contraction volumétrique à la solidification, diminution du retrait à l'état solide et du coefficient de dilatation.). Il est utilisé pour des pièces de formes complexes, à exigences de tenues mécaniques maximales et dont les épaisseurs sont très faibles (~ 3 mm).

La caractérisation physique, chimique en général et mécanique en particulier revêt une importance capitale pour le dimensionnement de différentes pièces métalliques soumises aux efforts extérieurs variés constituant divers mécanismes en mouvement composant un dispositif mécanique. Le concepteur ne peut donc ni calculer, ni dimensionner ces pièces sans identifier et chiffrer leurs caractéristiques. Pour les

déterminer, on reproduit ces sollicitations à l'aide d'essais statiques ou dynamiques, généralement effectués sur des éprouvettes normalisées. Pour cela cinq techniques sont utilisées; à savoir : la traction pour identifier les différentes contraintes, la dureté et la microdureté pour le champ de contraintes, la résilience pour la fragilité et le mode de rupture et la microscopie pour identifier les différentes structures.

Dans notre contribution nous nous sommes intéressées à l'étude de l'influence aussi bien du mode d'élaboration en sable par coulée par gravité que des traitements thermiques de modification de la microstructure par chauffage, mise en solution avec homogénéisation, de trempe structurale et par variation du temps de maturation par incrément de 6h notées M(0, 6, 12, 18 et 24)h sur les caractéristiques de résistances, de ductilité et structurales de l'alliage hypoeutectique de désignation chimique **AlSi10Mg** (avec 10%Si et $Mg \leq 1\%$).

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 de désignation numérique 43000 est soumis aux traitements spécifiques ci-dessus.

La Figure III.1 représente les courbes réelles et moyennes de traction (contrainte - déformation) pour une série de 5 éprouvettes de la coulée en sable pour les états: -a- F, -b-M0h, -c-M6h, -d-M12h, -e-M18h et -f-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.2 illustre le groupement des courbes réelles et moyennes de traction (contrainte - déformation) pour une série de 5 éprouvettes de la coulée en sable pour les états F, M0h, M6h, M12h, M18h et M24h.

L'étude des courbes précédemment citées nous a permis de déterminer les caractéristiques mécaniques de chaque état du mode de coulée en sable, les Fig.III. [3 – 14], représentent ces différents résultats obtenus au cours de notre étude pour les différentes propriétés mécaniques de notre alliage AlSi10Mg.

Effets des traitements thermiques sur les essais de dureté et de microdureté de la coulée en sable:

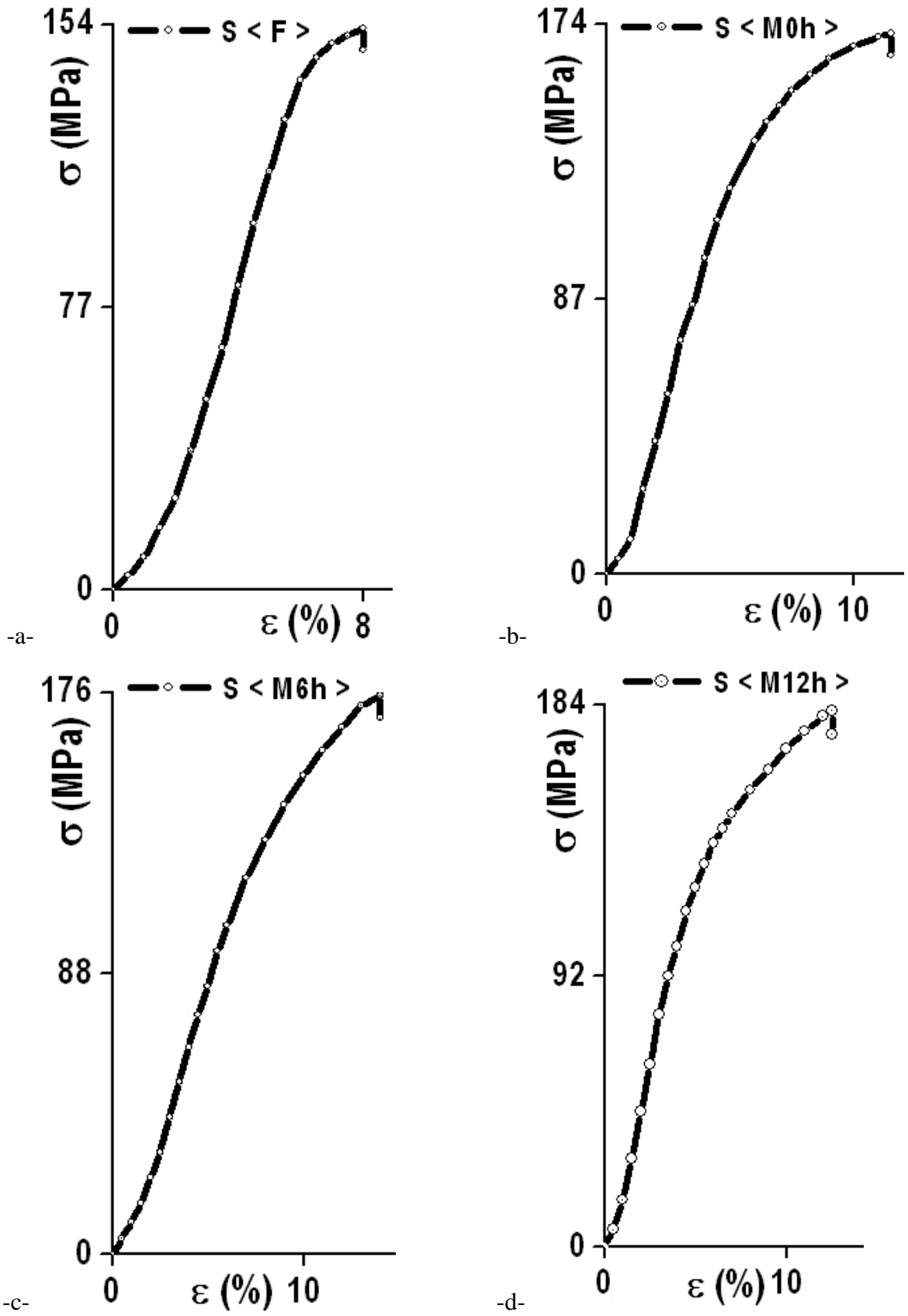
Le champ de contraintes internes sert d'obstacle fort pour le mouvement de dislocations. Pour contrôler la déformation d'un matériau, il est donc nécessaire de connaître son état de contraintes. Les essais de dureté et de microdureté, techniques simples d'investigation sont des méthodes permettant de déterminer quantitativement l'intensité de ce champ.

Pour les alliages légers, nous utilisons souvent la dureté Brinell et la microdureté Vickers.

III.1.2 - INFLUENCE DU TEMPS DE MATURATION SUR LES PROPRIETES DE TRACTION DE L'ALLIAGE AISi10Mg COULE EN SABLE

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.

III.1.2.1 – CARACTERISTIQUES DE RESISTANCES



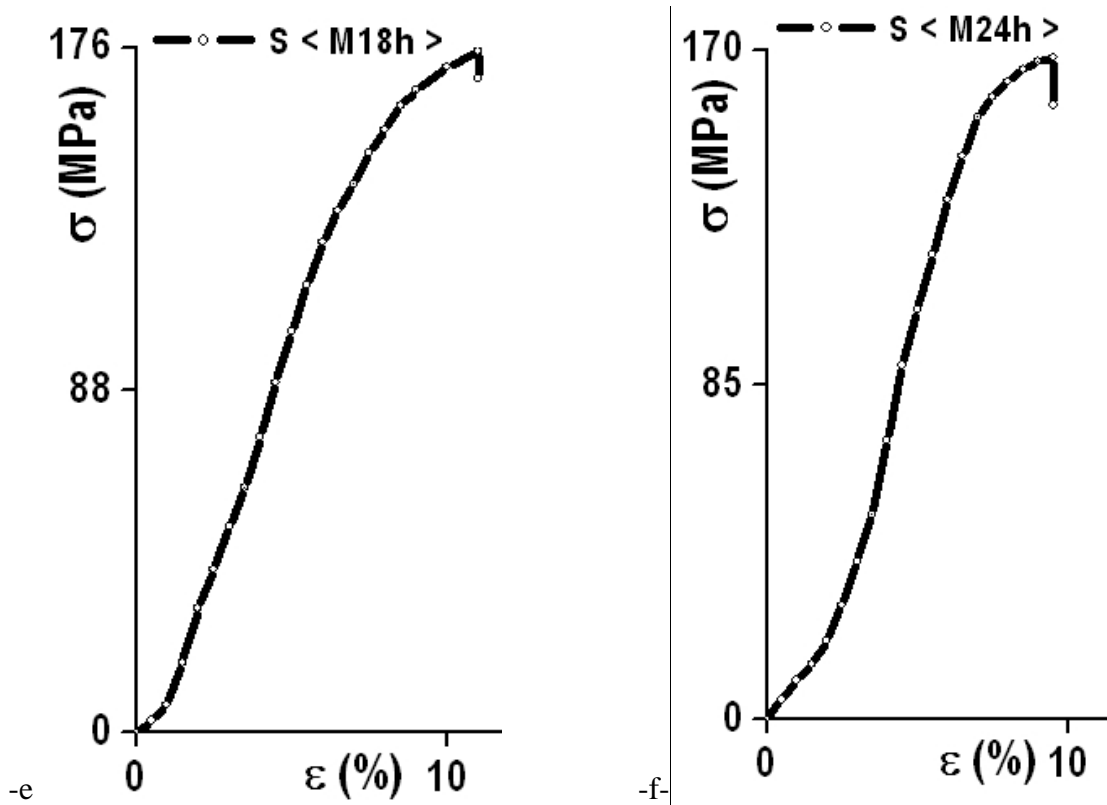


Figure III.1 - Courbes réelles et moyennes de traction (contrainte - déformation) pour une série de 5 éprouvettes de la coulée en sable respectivement pour les états : -a- F, -b-M0h, -c-M6h, -d-M12h, -e-M18h et -f-M24h.

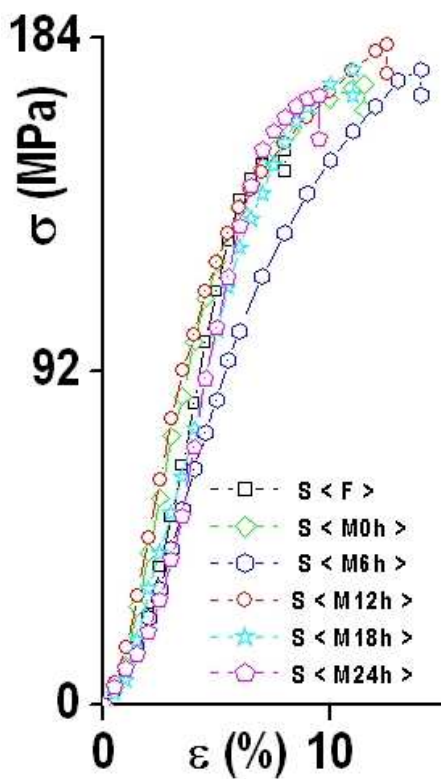


Figure III.2 – Groupement des courbes réelles et moyennes de traction (contrainte - déformation) pour une série de 5 éprouvettes de la coulée en sable respectivement pour les états F, M0h, M6h, M12h, M18h et M24h.

Les courbes moyennes des différents états de la coulée en sable, nous ont permis de déterminer les caractéristiques mécaniques de l’alliage AlSi10Mg.

A partir des valeurs rapportées, nous avons procédé au calcul de toutes les caractéristiques mécaniques moyennes considérées.

Les Fig.III. [3 – 14] représentent respectivement l’évolution de la limite moyenne élastique, de la contrainte moyenne maximale, de la contrainte moyenne à la rupture, de la dureté Brinell moyenne, de la microdureté moyenne, du module d’Young moyen, du coefficient de poisson moyen, du module de cisaillement moyen de l’allongement moyen, du coefficient moyen de striction, de l’allongement moyen de striction et de la résilience moyenne à travers les états considérés pour le mode de coulée en sable.

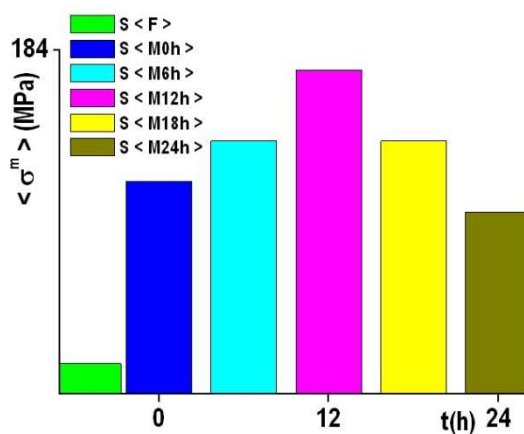


Fig.III.3 – histogramme de la contrainte moyenne maximale ($\langle \sigma^m \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: < M0h >, < M6h >, < M12h >, < M18h > et < M24h >.

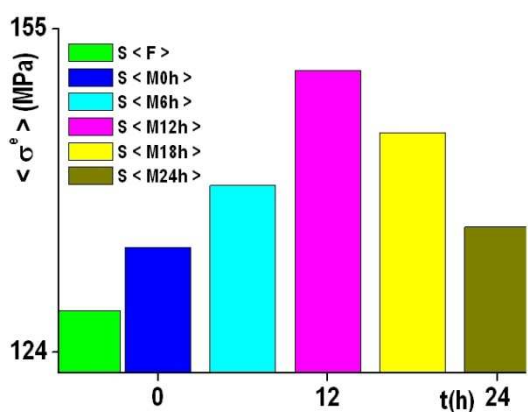


Fig.III.4 – histogramme de la contrainte moyenne d’élasticité ($\langle \sigma^e \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: < M0h >, < M6h >, < M12h >, < M18h > et < M24h >.

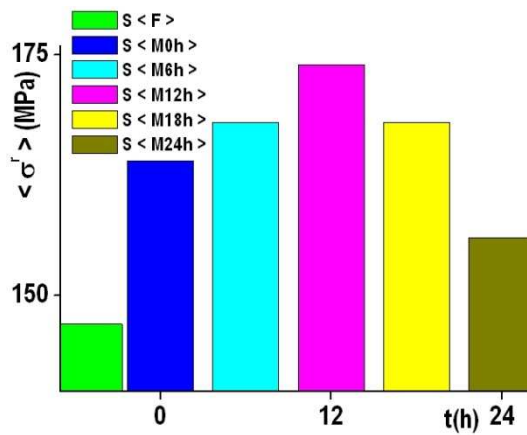


Fig.III.5 – histogramme de la contrainte moyenne de rupture ($\langle \sigma^r \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

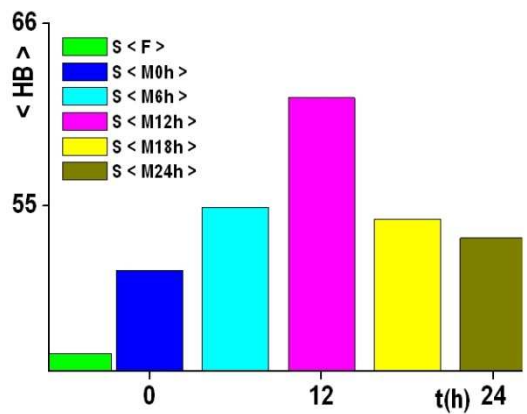


Fig.III.6 – histogramme de la dureté Brinell moyenne (HB – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

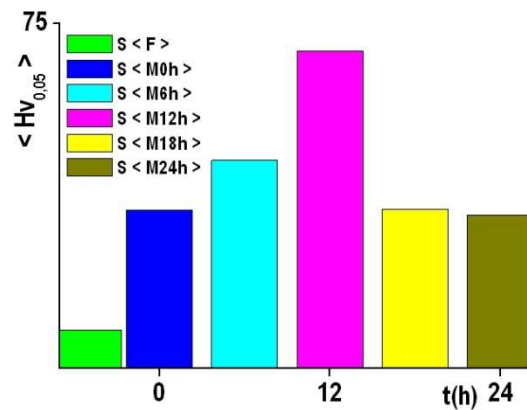


Fig.III.7 – histogramme, de la microdureté moyenne ($Hv_{0,05}$ – temps de maturation), de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

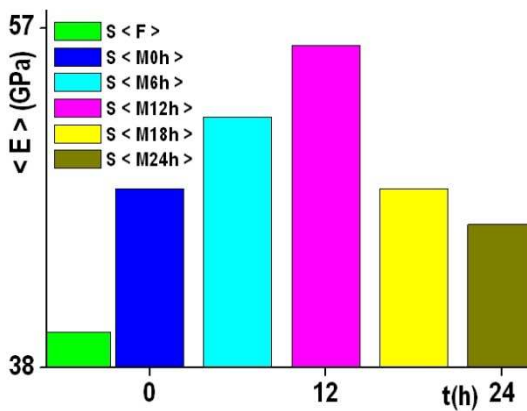


Fig.III.8 – histogramme du module d’Young moyen ($\langle E \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

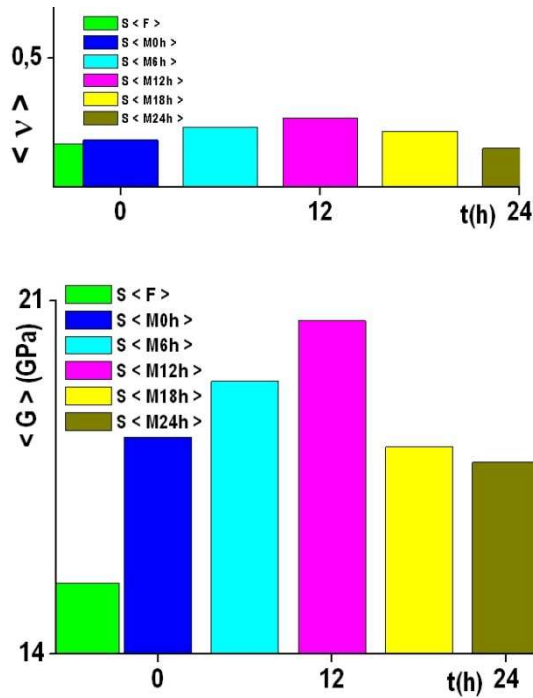


Fig.III.9 – histogramme du coefficient de poisson moyen ($\langle \nu \rangle$ – temps de maturation), de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: < M0h >, < M6h >, < M12h >, < M18h > et < M24h >.

Fig.III.10 – histogramme du module de cisaillement moyen ($\langle G \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: < M0h >, < M6h >, < M12h >, < M18h > et < M24h >.

III.1.2.2 – CARACTERISTIQUES DE DUCTILITE

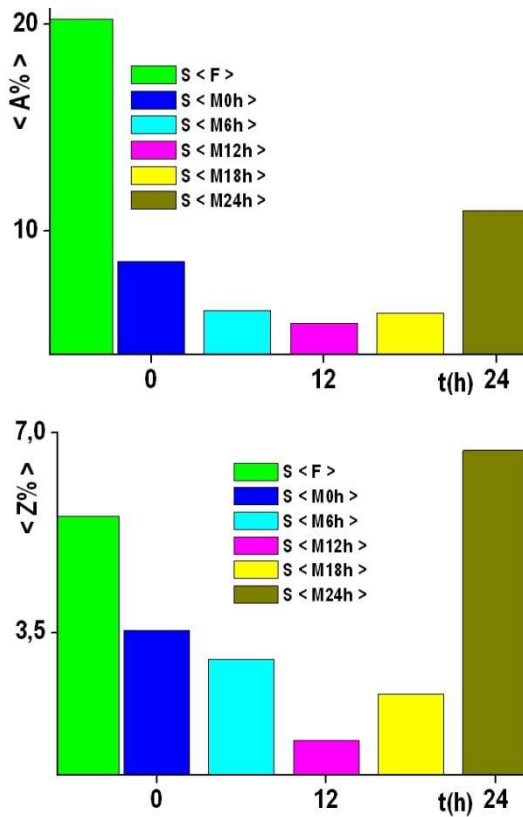


Fig.III.11 – histogramme de l’allongement moyen ($\langle A\% \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: < M0h >, < M6h >, < M12h >, < M18h > et < M24h >.

Fig.III.12 – histogramme du coefficient moyen de striction ($\langle Z\% \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: < M0h >, < M6h >, < M12h >, < M18h > et < M24h >.

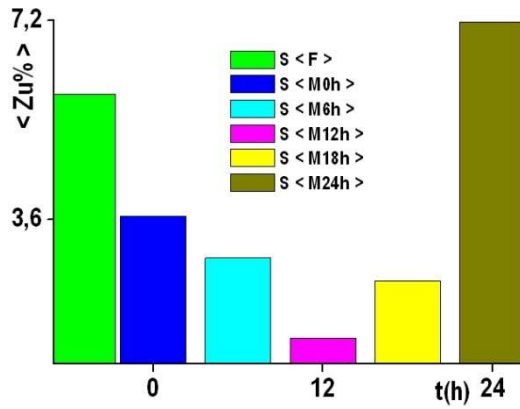


Fig.III.13 – histogramme de l'allongement moyen de striction ($\langle Zu\% \rangle$ – temps de maturation) de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

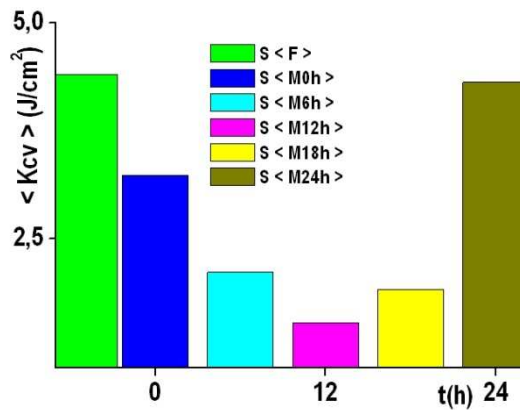
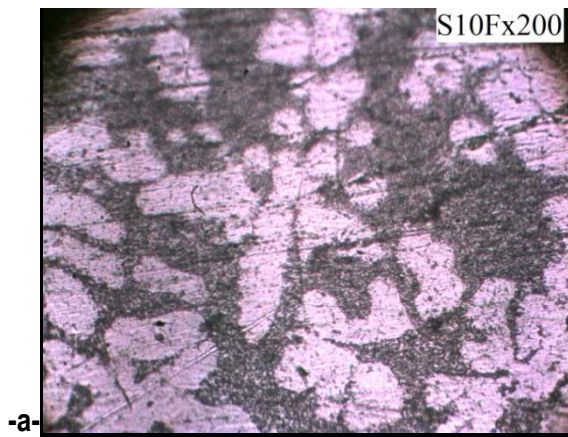
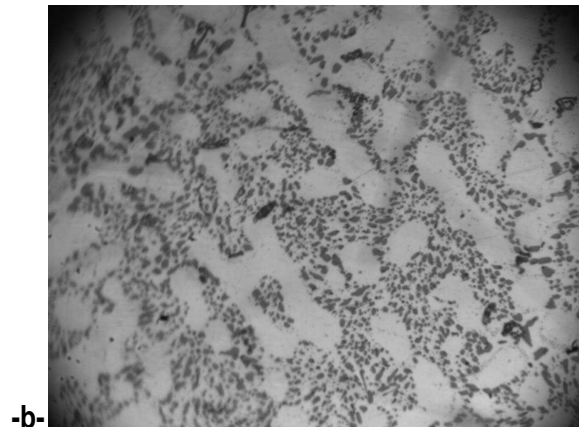


Fig.III.14 – histogramme de la résilience moyenne ($\langle Kcv \rangle$ – temps de maturation) de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

III.1.2.3 – MICROSTRUCTURES DE L'ALLIAGE AlSi10Mg



SF_{x200}



SM0hx200

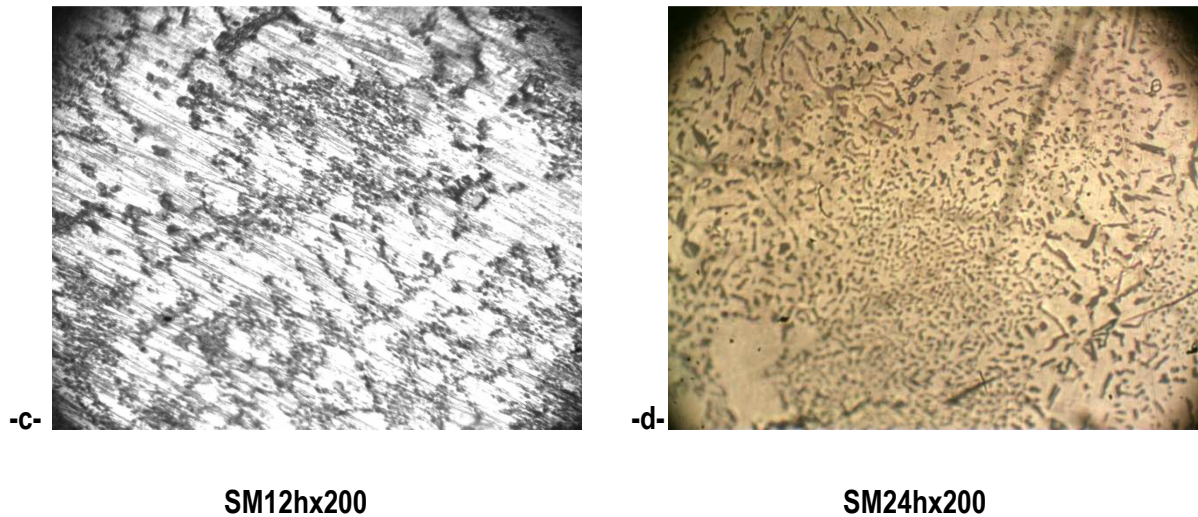


Fig.III.15 - Structures micrographiques de l'alliage de fonderie AlSi10Mg coulé en sable aux états -a- brut de coulée noté: F, maturés notés: -b- M0h, -c- M12h et -d- M24h

III.1.2.4 – INTERPRETATION DES MICROSTRUCTURES

L'investigation de la microstructure a révélé la présence de grains sombres de la solution solide Al-Si à l'intérieur desquels sont distribués au hasard des pores noirs de petite taille. Ces grains forment la matrice de l'alliage AlSi10Mg, des précipités clairs de la seconde phase sont disposés le long et sur les joints de grains.

De l'autre côté, le traitement de maturation affine les joints de grains. La trempe homogène la microstructure, en d'autres termes la concentration de l'élément de soluté tend à s'uniformiser à l'intérieur des différents grains. Par contre, la maturation stabilise la microstructure. Effectivement, on constate un changement considérable de la morphologie et la répartition des précipités après le revenu.

La trempe engendre à l'intérieur de l'alliage un champ de contraintes résiduelles, l'origine principale de ces contraintes réside dans le gradient thermique entre les différentes couches de l'alliage au cours du refroidissement, cette accumulation de contraintes est l'une des causes principales pouvant expliquer l'augmentation des propriétés mécaniques.

Après solidification, dans des moules en sable engendre des grains de différentes tailles, ceci conduit à une distribution hétérogène du champ de contraintes interne, il en résulte une détérioration des propriétés mécaniques.

III.1.2.5 – INTERPRETATION ET DISCUSSION


INFLUENCE DES TRAITEMENTS THERMIQUES

A l'état brut de coulée, l'alliage étudié *AlSi10Mg* renferme généralement des dendrites formées après solidification et dans lesquelles la distribution de la teneur en différents éléments d'additions (Si, Mg) est non uniforme. Ceci conduit à la formation des hétérogénéités structurales et locales qui engendrent un champ de contraintes variant d'un point à un autre de l'alliage, dans ce dernier, on est en présence alors des régions difficilement et facilement déformables, par conséquent, lors des sollicitations mécaniques extérieures, la déformation apparaît en premier lieu dans les régions favorables au glissement des dislocations.

Pour améliorer les caractéristiques mécaniques de l'alliage étudié, il faut gêner le mouvement des dislocations dans toute la masse du matériau en provoquant la formation de précipités finement dispersés (Mg_2Si , Si, Mg), pour cela nous avons fait subir à l'alliage des traitements thermiques spécifiques.

L'amélioration des caractéristiques de traction, de dureté et de microdureté de l'alliage étudié aux traitements de maturation et de revenu pour le mode d'élaboration en sable est dû probablement aux faits suivants : en présence de particules : éléments d'addition Si, Mg et de précipités dans toute la masse de l'alliage, les dislocations doivent, pour poursuivre leur déplacement, soit contourner les particules, soit les cisailer; quel que soit le processus de franchissement des précipités, des atomes du réseau et des éléments ajoutés à la matrice Al, le mouvement des dislocations ne peut se poursuivre que si la contrainte extérieure est augmentée; ceci traduit l'effet de durcissement par précipitation, durcissement qui provoque donc une augmentation sensible des caractéristiques de résistances.

Quel que soient les états considérés du mode de coulée en sable, les propriétés de résistances croissent de l'état brut de coulée noté : F à l'état M12h, pour décroître jusqu'à l'état M24h. Pour cela, les contraintes de résistances sont maximales au détriment de la ductilité quels que soient les états considérés pour le mode de coulée en:

 **Sable: à la maturation M12h**

✚ De même la courbe (contraintes - déformations) de la maturation **M12h** est au dessus des autres états étudiés.

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 grand.

Lors de l'analyse des microstructures obtenues par la microscopie, nous avons remarqué que la taille des grains obtenue par le moulage en sable décroît de l'état brut de coulée F (à propriétés de résistance minimales) à l'état M12h (à propriétés de résistance maximales) pour ensuite croître jusqu'à M24h (à propriétés de résistance minimales) ce qui explique les résultats obtenus lors de l'essai de traction, de dureté et de microdureté.

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

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

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

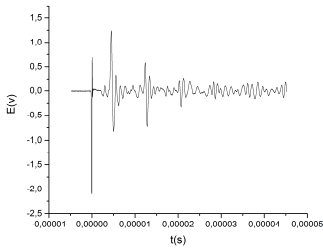
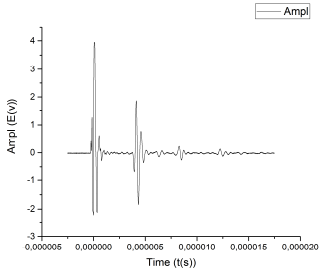
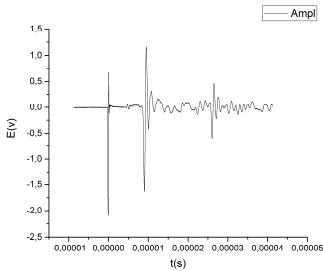
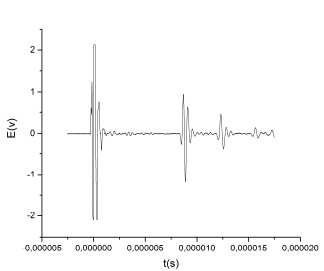
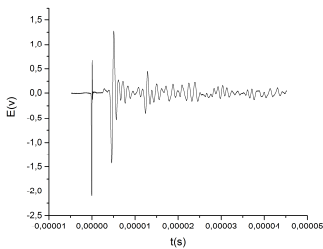
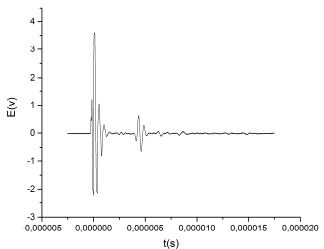
Les déplacements des dislocations seront d'autant plus gênés et de ce fait, le durcissement obtenu sera d'autant plus important que les dislocations rencontreront un plus grand nombre de joints de grains. Or dans une masse donnée de métal, l'importance des joints de grains croît quand le nombre des grains augmente (à l'inverse un grain unique n'a plus de joint) c'est-à-dire quand le volume occupé par chaque grain diminue. Pour développer ce mode de durcissement on doit diminuer la taille moyenne des grains et donc fabriquer des métaux à grains fins.

CONCLUSION

- La courbe (contraintes - déformations), de l'état M12h de la coulée en sable, se situe en dessus des autres courbes quels que soient les états considérés au détriment de la ductilité.

🚧 Finalement, nous recommandons la coulée en **sable** avec une maturation **M12h** suivie d'un revenu à 160°C pendant 6h pour des pièces de résistances moyennes de **grandes dimensions de série unitaire** ou de **grandes et moyennes série**.

III.2 - DETERMINATION DES PROPRIETES ELASTIQUES PAR L'ESSAI NON DESTRUCTIF PAR ULTRASON DE L'ALLIAGE DE FONDERIE AISi10Mg.

Caractéristiques	Dimensions	Signaux	
Etats		Transversaux	Longitudinaux
SF	épaisseur e = 13 mm		
	largeur l = 28 mm		
SM12h	épaisseur e = 13 mm		

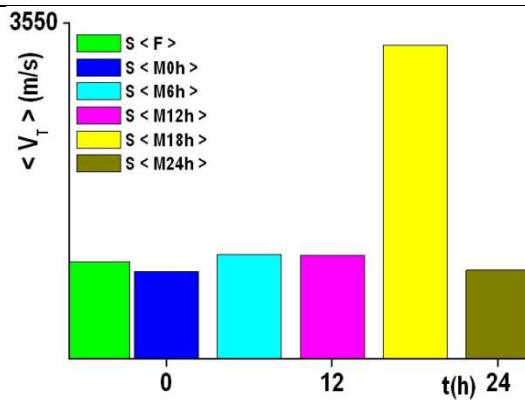
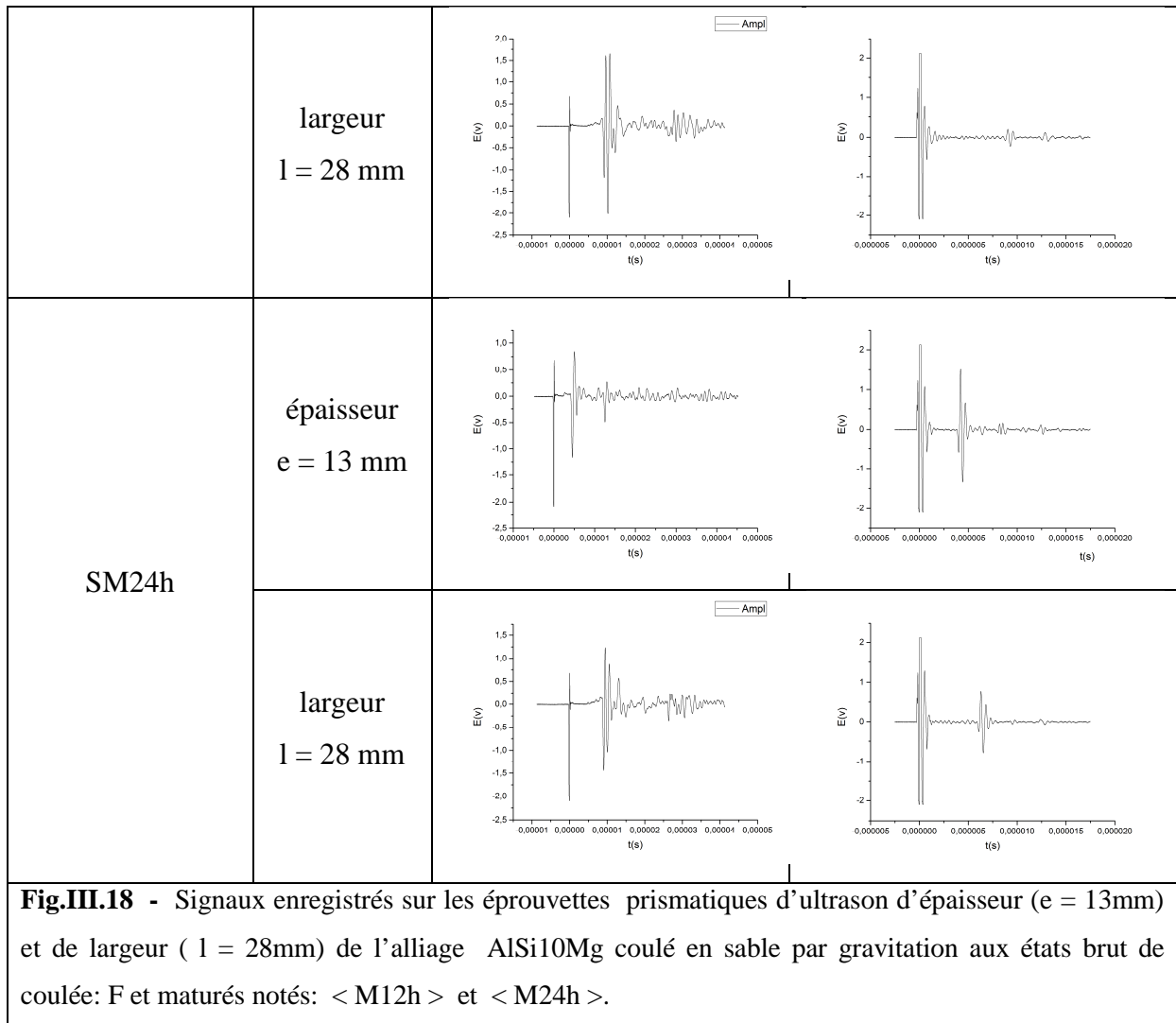


Fig.III.19 - histogramme de la Vitesse Transversale moyenne en épaisseur ($\langle V_{T\text{ép}} \rangle$ - temps de maturation) de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

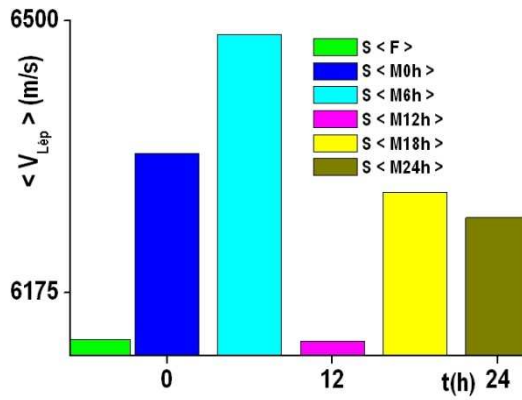


Fig.III.20 – histogramme de la Vitesse Longitudinale moyenne en épaisseur ($\langle V_{L\text{ép}} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

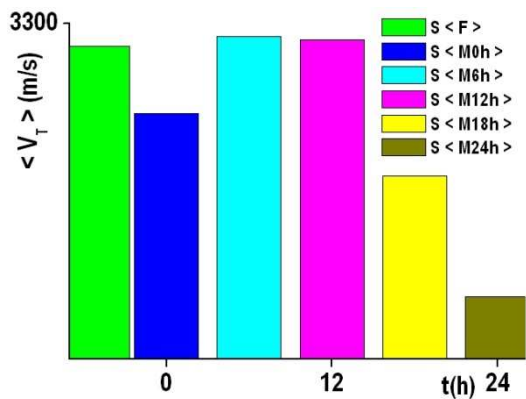


Fig.III.21 – histogramme de la Vitesse Transversale moyenne en largeur ($\langle V_{T\text{larg}} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

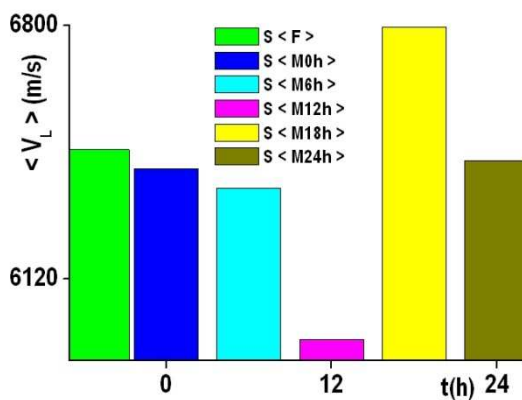


Fig.III.22 – histogramme de la Vitesse Longitudinale moyenne en largeur ($\langle V_{L\text{larg}} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

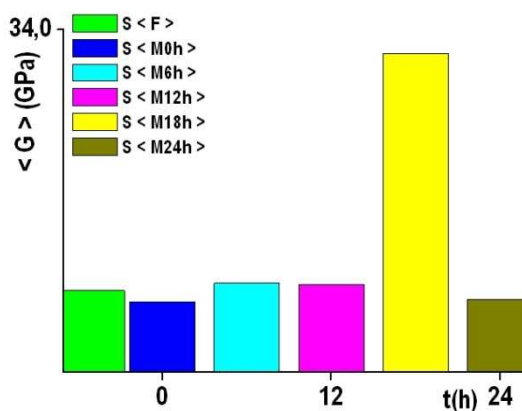


Fig.III.23 – histogramme du module de cisaillement Transversal moyen en épaisseur ($\langle G_{T\text{ép}} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

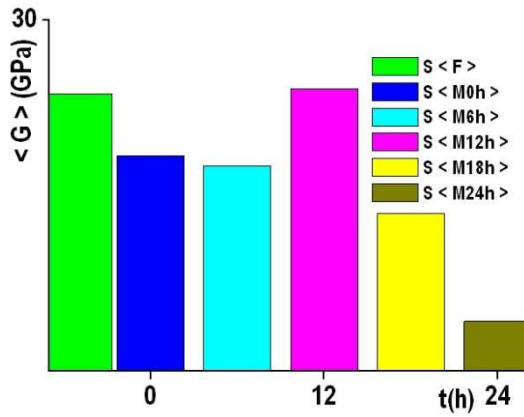


Fig.III.24 – histogramme du module de cisaillement Longitudinal moyen en largeur ($\langle G_{Llarg} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

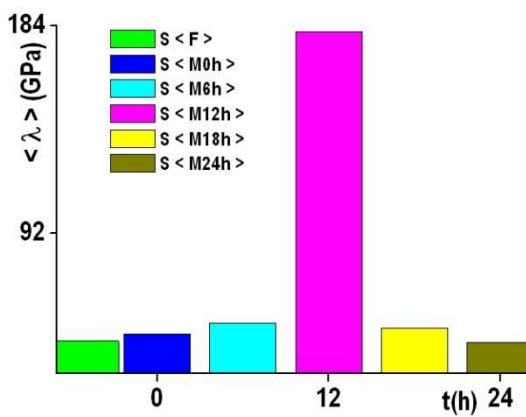


Fig.III.25 – histogramme du coefficient de Lamé Transversal moyen en épaisseur ($\langle \lambda_{Tép} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

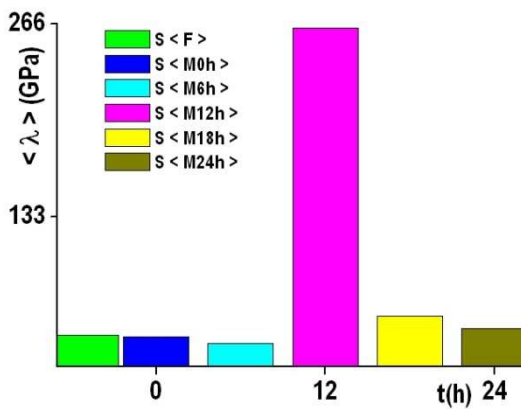


Fig.III.26 – histogramme du coefficient de Lamé Longitudinal moyen en largeur ($\langle \lambda_{Llarg} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

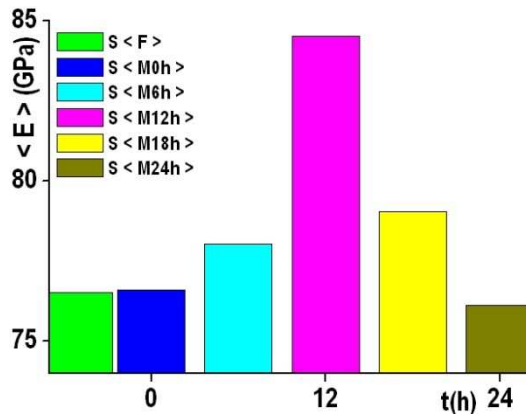


Fig.III.27 – histogramme du module d’Young Transversal moyen en épaisseur ($\langle E_{Tép} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

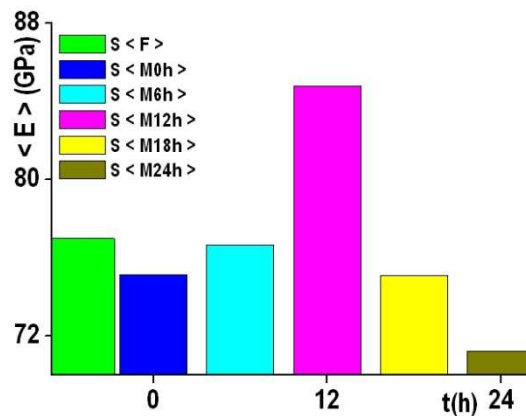


Fig.III.28 – histogramme du module d’Young Longitudinal moyen en largeur ($\langle E_{Llarg} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

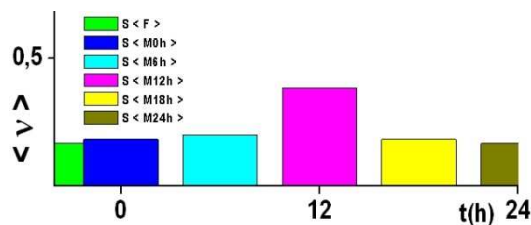


Fig.III.29 – histogramme du coefficient de poisson Transversal moyen en épaisseur ($\langle \nu_{Tép} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

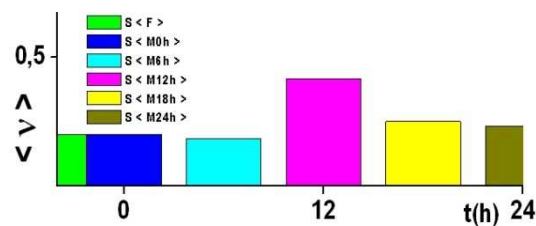


Fig.III.30 – histogramme du coefficient de poisson Longitudinal moyen en largeur ($\langle \nu_{Llarg} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

Les fig. [19 - 30] nous montrent quel que soient les états considérés, les propriétés élastiques de résistances croissent de l’état brut de coulée noté : F à l’état M12h, pour décroître ensuite jusqu’à l’état M24h. Donc les propriétés élastiques sont maximales

au détriment de la ductilité quels que soient les états considérés pour le mode de coulée en **Sable**: à la maturation **M12h**

L'évolution des caractéristiques élastiques de résistance données par la méthode non destructive par ultrason sont d'une part plus fiables, d'autre part vérifient celles fournies par la méthode destructive par traction.

III.3 – ETUDE COMPARATIVE DES PROPRIETES ELASTIQUES en épaisseur et largeur DETERMINEES PAR ULTRASON DE L'ALLIAGE DE FONDERIE AlSi10Mg.

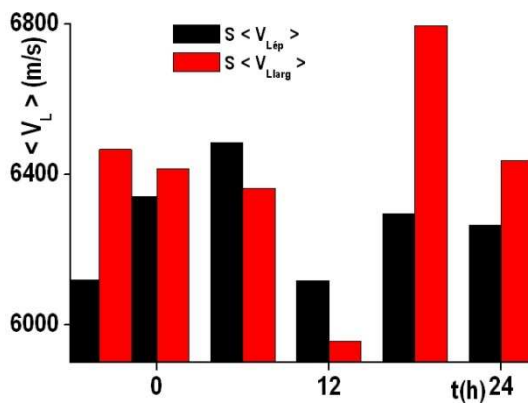


Fig.III.32 – Groupement d’histogrammes de comparaison des vitesses Longitudinales moyennes en épaisseur et en largeur (< VLép, larg > – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: < M0h >, < M6h >, < M12h >, < M18h > et < M24h >.

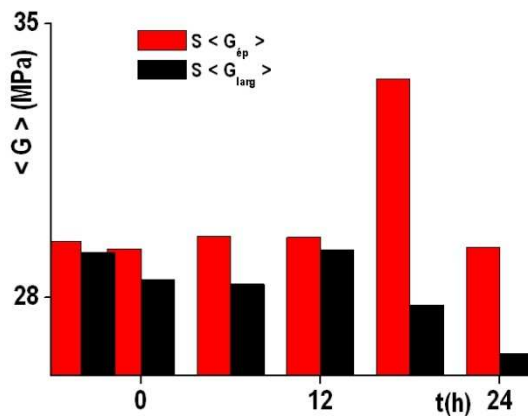


Fig.III.33 – Groupement d’histogrammes de comparaison des modules de cisaillement moyens en épaisseur et en largeur (< G ép, larg > – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: < M0h >, < M6h >, < M12h >, < M18h > et < M24h >.

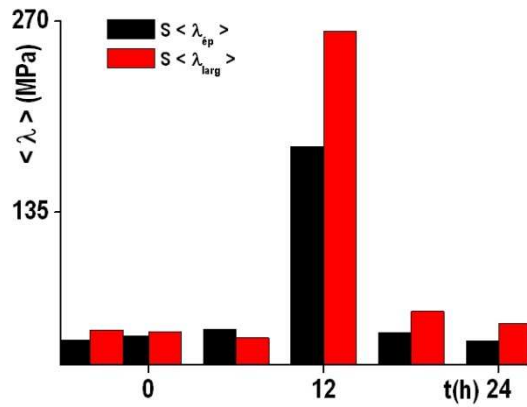


Fig.III.34 – Groupement d’histogrammes de comparaison des coefficients de lamé moyens en épaisseur et en largeur ($\langle \lambda \text{ ép, larg} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

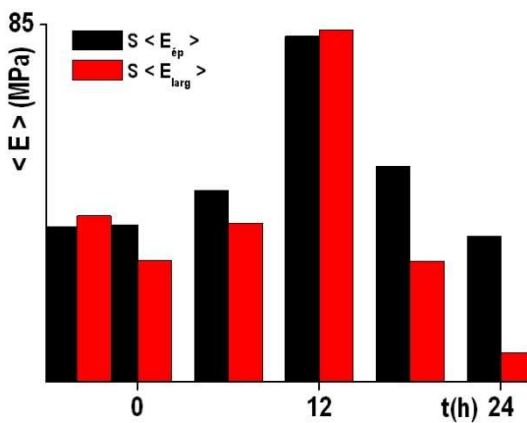


Fig.III.35 – Groupement d’histogrammes de comparaison des modules d’Young moyens en épaisseur et en largeur ($\langle E \text{ ép, larg} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

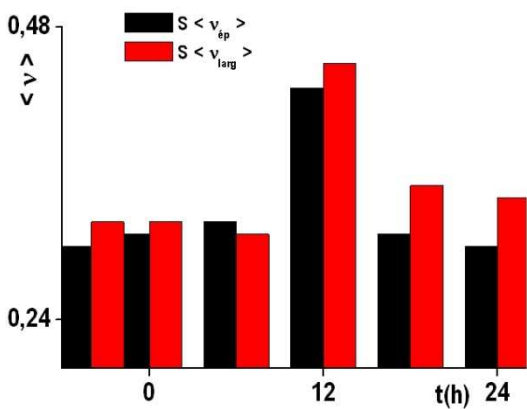


Fig.III.36 – Groupement d d’histogrammes de comparaison des coefficients de poisson moyens en épaisseur et en largeur ($\langle \nu \text{ ép, larg} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

Les fig. [31 - 36], représentant le groupement des graphes et d’histogrammes de comparaison des caractéristiques élastiques déterminées par la méthode non destructive par ultrason, nous permet d’affirmer que les résultats obtenus par cette dernière sont plus exactes que ceux donnés par la méthode destructive par traction. L’évolution des propriétés élastiques par ultrason en épaisseur et en largeur croissent dans le même sens et même direction de l’état brut de coulée F à propriétés élastiques minimales à l’état M12h à propriétés élastiques maximales pour ensuite décroître à l’état M24h à propriétés élastiques minimales. Celles ci vérifient les résultats affichés par la traction et nous

permet d'affirmer que l'alliage de fonderie AlSi10Mg est un matériau isotrope. Toutes les données obtenues par ultrason sont conformes à la norme AFNOR.

III.4 – ETUDE COMPARATIVE DES PROPRIETES ELASTIQUES DETERMINEES PAR TRACTION ET ULTRASON DE L'ALLIAGE DE FONDERIE AlSi10Mg.

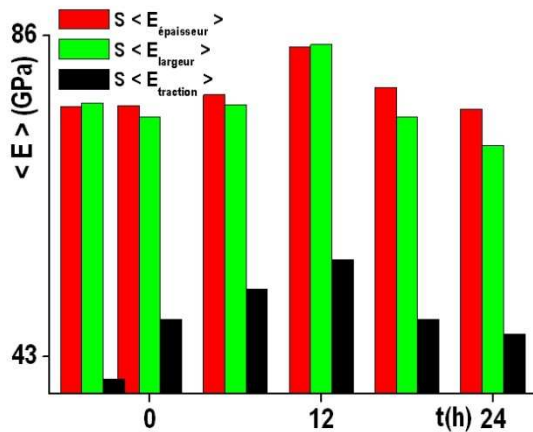


Fig.III.37 – Groupement d’histogrammes de comparaison des modules d’Young moyens en épaisseur, largeur et en traction ($\langle E \text{ ép, larg, traction} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

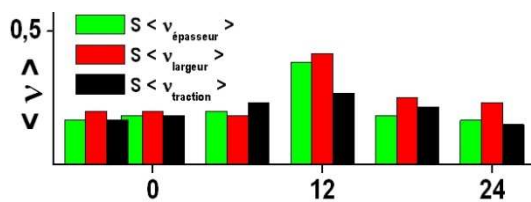


Fig.III.38 – Groupement d’histogrammes de comparaison des coefficients de poisson moyens en épaisseur, largeur et en traction ($\langle \nu \text{ ép, larg, traction} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

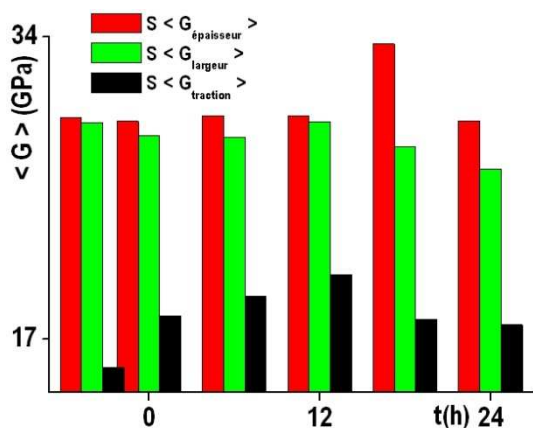


Fig.III.39 – Groupement d’histogrammes de comparaison des modules de cisaillement moyens en épaisseur, largeur et en traction ($\langle G \text{ ép, larg, traction} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravitation aux états brut de coulée: F et maturés notés: $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.

L’étude comparative des propriétés élastiques communes fig. [37 - 39] ci-dessus:

- modules d'Young moyens,
- coefficients de poisson moyens,
- et modules de cisaillement moyens

en épaisseur, largeur (ultrason) et en traction en fonction du temps de maturation croissent et décroissent de la même manière. Les graphes des propriétés obtenues par ultrason sont presque confondus, par contre les graphes des propriétés obtenues par traction sont très en dessous de ceux de traction.

CONCLUSION

Les résultats des propriétés élastiques communes obtenus par la méthode par ultrason sont fiables et conformes à la norme AFNOR par contre la méthode destructive par traction sont erronés, mais cette dernière présente un grand avantage car elle permet la caractérisation complète des matériaux: élastique, plastiques homogène et hétérogène, de striction et de rupture.

CONCLUSION GENERALE

Cette présente étude porte sur

✚ L'élaboration par fusion des éprouvettes cylindriques et des échantillons en alliage AlSi10Mg coulé en sable par gravité,

✚ Les traitements thermiques de chauffage avec mise en solution et homogénéisation suivi immédiatement d'une trempe à eau (20-25)°C, d'une maturation et d'un revenu.

L'élaboration de notre alliage de fonderie AlSi10Mg a été effectuée au niveau de l'Unité de Fonderie aluminium de la SNVI de Rouiba. Après son élaboration, l'alliage a ensuite subi des traitements de durcissement structural pour augmenter encore plus ces propriétés mécaniques de résistance avec un compromis de ductilité.

A l'état brut de coulée, la métallographie montre la présence des dendrites à l'intérieur de la matrice de l'aluminium. L'alliage de structure grossière, présente une hétérogénéité structurale avec une répartition aléatoire des éléments ajoutés dans la matrice Al.

On constate aussi la présence de défauts volumiques d'inclusion, de crasses, de criques et de retassures internes et externes. Ce qui fragilise l'alliage qui présente des faibles propriétés de résistances. Pour les augmenter, on a recours aux traitements de durcissement structural par précipitation.

Les états maturés et revenus nous montrent la dissolution des dendrites avec une structure et une présence de précipités (Mg_2Si) qui s'affinent de l'état brut de coulée F (à faibles propriétés de résistances) à l'état M12h F (à propriétés de résistances maximales) pour ensuite augmenter jusqu'à l'état M24h (à propriétés de résistances minimales).

Lors de l'investigation de la microstructure à l'aide du MEB nous avons constatés que le revenu affine les joints de grains; c'est-à-dire la concentration de l'élément de soluté s'uniformise à l'intérieur des différents grains.

Le revenu provoque la précipitation optimale des éléments d'additions Si et Mg dans la matrice de l'aluminium, ce qui peut expliquer l'augmentation des caractéristiques mécaniques.

Les résultats des propriétés élastiques communes obtenus par la méthode par ultrason sont fiables et conformes à la norme AFNOR par contre la méthode destructive par traction sont erronés, mais cette dernière présente un grand avantage car elle permet la caractérisation complète de l'ensemble des domaines élastique, plastique homogène et hétérogène, de

striction et de rupture. Par contre la méthode par ultrason nous renseigne seulement sur les propriétés élastiques de l'alliage.

Le choix de ce matériau a été dicté par le fait qu'il est très utilisé dans diverses applications mécaniques; tandis que son traitement thermique a été choisi suite aux améliorations considérables de certaines propriétés recherchées

BIBLIOGRAPHIE

- [1]. Jean-Paul Baillon, Jean-Marie Dorlot, Des Matériaux, p.736, 3^{ème} édition, Ecole Polytechnique de Montréal, Montréal (2000).
- [2]. G. Facy et M. Pompidou. Précis de fonderie : Méthodologie, production et normalisation, AFNOR 2^{ème} édition (1992).
- [3]. Jean Baralis, Gérard Maeder, Précis de Métallurgie : (Elaboration, structure-propriétés et normalisation), p.186, 1^{ère}, 5^{ème} et 6^{ère} édition, Afnor-Nathan, Paris (1997).
- [4]. Michel Colombié et Coll, Matériaux industriels : Matériaux métalliques, p.868, Dunod, Paris, 2001, 2008, ISBN 978-2-10-053918-5
- [5]. Sylvain JACOB, Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie, M 4 675 - 14 Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques
- [6]. Jean Baralis, Gérard Maeder, Précis de Métallurgie : (Elaboration, structure-propriétés et normalisation), Afnor-Nathan, Paris (2001).
- [7]. Sidney H. Avner, Introduction à la métallurgie physique, Centre collégial de développement de matériel didactique, p.281
- [8]. Christian VARGEL, Propriétés générales de l'aluminium et de ses alliages, M 4 661 – 16, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [9]. I. Lakhtine, Métallographie et traitements thermiques, p.415, 4^{ème} édition, Mir, Moscou (1986).
- [10]. Ahmed HAKEM, Microstructure et propriétés mécanique de l'alliage hypoeutectique AlSi7Mg, Département de Génie Mécanique, Faculté de Génie de la Construction, Université Mouloud MAMMARI de Tizi – Ouzou, année 2005.
- [11]. Sara MECHERI, Mémoire de fin d'étude : Etude des réactions des Transformations de phase dans les alliages d'aluminium sous forme de tôles, Université Mentouri - Constantine.
- [12]. SEBASTIEN Morin, Mémoire de fin d'étude: effets du magnésium, des traitements thermiques et de la porosité sur les propriétés mécaniques de traction et de fatigue de l'alliage sous pression, Université du Québec.
- [13]. R. Quatermer, J.-P. Trotignon, Précis de construction mécanique :1. Dessin, conception et normalisation, 7^{ème} Edition, NATNAN-AFNOR, Paris (1978).
- [14]. Cahier de charge (fonderie d'aluminium) de SONACOM, document et N 8056, Année d'édition 1978.

- [15]. GUY MURRY Aide Mémoire: Métallurgie (Métaux, alliages, Propriétés).
- [16]. J. Lignon, R. Maillebeau, Technique des fabrications mécaniques: Etude des matériaux II-Matériaux non ferreux, fascicule 21, Delagrave, Paris (1977).
- [17]. J. Lignon, R. Maillebeau, Etude des matériaux, métaux non ferreux.
- [18]. J. Barralis et G. Meader, Pièce-Métallurgie élaboration, structure propriété, normalisation, AFNOUR NATHAN Paris (2001).
- [19]. M. COLOMDIE et COLL, Matériaux industriels : matériaux métalliques, Édition DUNOD, Paris (2000).
- [20]. Ahmed Hakem, Effets du mode d'élaboration et de maturation sur les propriétés mécaniques et la microstructure des alliages de fonderie Al-Si, thèse de doctorat soutenue le: 27/11/2014 au Département de Génie Mécanique), Faculté de Génie de la Construction, Université Mouloud MAMMERI de Tizi-Ouzou.
- [21]. M. Dupeux, Aide- mémoire science des matériaux, Dound, Paris (2004).
- [22]. Cours Polytech'Lille Sciences des Matériaux première année-"Défauts Cristallins"- J.C. DOUKHAN.
- [23]. Claire konig, Géologie Aluminium Métal, publie le 13 /04/2008, Enseignante science naturel
- [24]. Historique de l'aluminium - Lycée Polyvalent Galilée [archive]
- [25]. Aluminium Pechiney - Affimet : « Les alliages de moulage » (mars 2000)
- [26]. Centre de documentation PROMETO - Aluminium [archive].
- [27]. Elastic characterization by Ultrasonic waves of the unstandardized polycrystalline alloy 42500, JOURNAL OF MATERIALS AND ENGINEERING STRUCTURES 4 (2017) 87–97
- [28]. M. Wanin, Évaluation non destructive de la qualité des matériaux (Partie 1). Techniques de l'Ingénieur, Article M4130, 2001.
- [29]. [8]- M. Wanin, Évaluation non destructive de la qualité des matériaux (Partie 2). Techniques de l'Ingénieur, Article M4131, 2002.

RESUME

L'aluminium de fabrication industriel présente une faible densité ce qui permet d'être utilisée dans la construction de diverses structures mécaniques; mais il possède des caractéristiques mécaniques médiocres. Pour les augmenter notablement, on a agit sur trois principaux facteurs modificateurs de la structure:

- Ajout à l'aluminium de deux éléments de très faible densité dont 10% de silicium qui facilite la coulabilité du métal et quelques traces de magnésium inférieur à 1% ($\leq 1\%$ Mg) principal agent d'amélioration des propriétés mécaniques.

- Moulage en sable par gravité aussi bien mécanique que manuel,

- Traitements de durcissement structural par précipitation faisant apparaître d'une part une structure fine avec augmentation considérable de joints de grains, d'autre part des précipités (Mg_2Si) de différents genres, obstacles forts au mouvement de dislocations, ceux qui permettent l'augmentation des caractéristiques de résistances avec un compromis de ductilité.

Tous les résultats des propriétés mécaniques et structurales rassemblées dans la Partie III de notre mémoire nous montrent qu'il faudrait recommander pour le moulage de pièces quelle que soit la série: l'état SM12h.

Mots clés: Al-Si, sable, mûrissement, propriétés mécaniques.

ABSTRACT

Industrial manufacturing aluminum has a low density which allows its use in the construction of various mechanical structures; but it has poor mechanical characteristics. To increase them significantly, we have acted on three main factors modifying the structure:

- Addition to aluminum of two elements of very low density including 10% of silicon which facilitates the flowability of the metal and some traces of magnesium less than 1% ($\leq 1\%$ Mg) main agent for improving the mechanical properties.

- Gravity sand casting, both mechanical and manual,

- Structural hardening precipitation treatments showing on the one hand a fine structure with considerable increase of grain boundaries, on the other hand precipitates (Mg_2Si) of different kinds, strong obstacles to the movement of dislocations, those which allow the increase resistance characteristics with a compromise of ductility.

All the results of the mechanical and structural properties collected in Part III of our dissertation show us that we should recommend for the molding of parts whatever the series: the state SM12h.

Key words: Al-Si, sand, ripening, mechanical properties.