

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



خ. م. ا. ع. خ. ح. / / ا. خ. ح. ا. ح. ح.

Faculté de Génie de la Construction
Département de Génie Mécanique



MEMOIRE DE MASTER

OPTION - Génie Mécanique
SPECIALITE - Construction Mécanique.

Présenté par
DJOUDER Hamid
IDIR Arezki

THEME

INFLUENCE DE L'HOMOGENEISATION SUR L'EVOLUTION DES
PROPRIETES ELASTIQUES ET MICROSTRUCTURALES DE L'ALLIAGE
DE FONDERIE $AlSi_7Zn_3Cu_2Mg$

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	Directeur

Date de la soutenance - / /2021 à h salle du Département de Génie Mécanique FGC UMMTO

Année Universitaire - 2019/2020

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou

ⵝⵓⵏⵉⵎⵎⵉⵔ ⵉⵏ ⵓⵙⵉⵔⵉⵏ ⵉⵏ ⵓⵙⵉⵔⵉⵏ



Faculté de Génie de la Construction

Département de Génie Mécanique



MEMOIRE DE MASTER

Option - Génie mécanique

SPECIALITE - Construction Mécanique

THEME

**INFLUENCE DE L'HOMOGENEISATION SUR L'EVOLUTION DES
PROPRIETES ELASTIQUES ET MICROSTRUCTURALES DE
L'ALLIAGE DE FONDERIE $\text{AlSi}_7\text{Zn}_3\text{Cu}_2\text{Mg}$**

Proposé et dirigé par
DR Ahmed HAKEM MCA

Présenté par
**DJOUDEH Hamid
IDIR Arezki**

ANNÉE - 2019/2020

REMERCIEMENTS

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

Nous adressons nos vifs remerciements à notre Directeur de mémoire Monsieur Ahmed HAKEM Maitre de Conférences au Département de Génie Mécanique d'avoir accepté de nous encadrer, de diriger ce modeste travail et d'avoir assisté à sa finalisation.

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

Nous tenons aussi à remercier le personnel de la bibliothèque, du laboratoire de SDM de Hasnaoua II, du Hall de Technologie d'Oued Aissi du département de Génie Mécanique, de l'unité Fonderie Aluminium de la SNVI de Rouiba et du CRTI de Cherraga.

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

DEDICACES

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

- A mes très chers parents à qui je dois tout, Hocine et Ghenima.
- A mes très chers frères et sœurs, Amar, Djaffar, Nourdine, Saida, Fazia et toute ma famille.
- A mes proches et à mes camarades qui m'aiment .
- Aux gens qui me sont les plus chers au monde.

Hamid

DEDICACES

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

- A mes très chers parents à qui je dois tout, Ramdane et Houria .
- A mes très chers frères et sœurs, Lyes, Nacer , Thiziri , et toute ma famille.
- A mes proches et à mes camarades qui m'aiment.
- Aux gens qui me sont les plus chers au monde.

Arezki

SOMMAIRE

Nomenclature des symboles utilisés

Liste des figures

Liste des tableaux

Introduction générale

PARTIE I - APERÇU BIBLIOGRAPHIQUE

CHAPITRE I.1 - ALUMINIUM ET SES ALLIAGES 03

I.1.1 – HISTORIQUE 03

I.1.2 - FABRICATION DE L’ALUMINIUM 03

I.1.2.1 - Production d’alumine 03

I.1.2.2 - Production de l’aluminium 03

I.1.3 - PRINCIPALES PROPRIETES DE L’ALUMINIUM 04

I.1.3.1 - Propriétés physiques 04

I.1.3.2 - Propriétés mécaniques 04

I.1.3.3 - Propriétés chimiques 04

I.1.3.4 - Propriétés de mise en forme 05

I.1.4 - ALLIAGES A BASE D’ALUMINIUM 05

I.1.4.1 - Alliages corroyés 05

I.1.4.2 - Alliages de fonderie 05

I.1.4.3 - Alliages de frittage 05

I.1.5 - CLASSIFICATION DES ALLIAGES D’ALUMINIUM 05

I.1.5.1 - Alliages de corroyage 05

I.1.5.2 - Alliages de moulage 06

I.1.5.3 - Alliage de fonderie 07

I.1.5.4 - Alliages élaborés par frittage 07

I.1.6 - DESIGNATION DES ALLIAGES EN ALUMINIUM 07

I.1.6.1 - Alliages moulés 08

I.1.6.1.1 - Désignation numérique 08

I.1.6.1.2 - Désignation symbolique 09

I.1.6.1.3 - Etats métallurgiques 09

I.1.7 - ALLIAGES DE FONDERIE PARTICULIEREMENT 09

AISI (40.000)

I.1.7.1 - Désignation symbolique 09

I.1.7.2 - Diagramme d’équilibre Al-Si 10

I.1.7.3 - Désignation numérique 11

I.1.7.4 – Transformation de phase 11

I.1.7.5 - Interprétation de diagramme dont le SI=7%	13
I.1.8 - Utilisation des alliages d'Aluminium	13
CHAPITRE I.2 ELABORATION DES ALLIAGES D'ALUMINIUM	16
INTRODUCTION	16
I.2.1 - Le minerai de l'aluminium	16
I.2.2 - Extraction de l'alumine pure (oxyde d'aluminium) a partir de la bauxite	17
I.2.3 - Le processus hall-héroult	17
I.2.4 - L'alliage $AlSi7Zn3Cu2Mg$	19
I.2.5 - Les impuretés et leur influence	20
I.2.5.1 - Matériel utilise	23
I.2.5.1.1 - Le four de fusion	23
I.2.5.1.2 - Le four de maintien	24
I.2.5.1.3 - La poche de coulée	24
I.2.5.1.4 - Le pyromètre de Type K	24
I.2.5.2 - la coulée	24
I.2.5.2.1 - Dégazage	25
I.2.5.2.2 - l'affinage	26
I.2.6 - Moulage	27
I.2.6.1 - Ensable	27
I.2.6.1.1 - Moulage au sable silico - argileux	27
I.2.6.1.2 - Moulage au sable à prise chimique	27
I.2.6.2 - En coquille	27
I.2.7 - Procédure expérimentale de chargement du four	28
I.2.8 - Recommandations	29
I.2.9 - En conclusion	29
I.2.10 - Règles générales de fusion	30
CHAPITRE I.3 – TRAITEMENTS THERMIQUES, DIFFUSION, PRECIPITATION ET STRUCTURES	31
I.3.1 - Structure	31
I.3.1.1 - Type de liaison atomique	31
I.3.1.2 - Traitements thermiques des alliages Al-Si	31

I.3.1.3 - Les principaux traitements thermiques d'alliages d'aluminium	32
I.3.1.3.1 - Traitement d'homogénéisation	32
I.3.1.3.2 - Traitement de durcissement structural (Trempe, Revenu ou Maturation)	32
I.3.1.3.3 - Traitement d'adoucissement	33
I.3.1.3.4 - Stabilisation – Détensionnement	33
I.3.1.3.5 - Revenus spéciaux	33
I.3.1.4 - Différents recuits	33
I.3.1.4.1 - Recuit de recristallisation	34
I.3.1.4.2 - Recuit d'adoucissement	34
I.3.1.4.3 - Recuit d'homogénéisation	34
I.3.1.4.4 - Recuit de sphéroïdisation (ou de coalescence ou de globulisation)	34
I.3.1.4.5 - La désignation des états métallurgique (TT)	34
I.3.2 – Diffusion	36
I.3.2.1 - Mécanisme de diffusion	36
I.3.3 - Transfert thermique	38
I.3.3.1 - Les modes de transfert de chaleur	38
I.3.4 - Microstructure	38
I.3.5 – Précipitation	39
I.3.5.1 - Les différents précipités	39
CHAPITRE I.4 – PROPRIETES ET ESSAIS MECANQUES	40
INTRODUCTION	40
I.4.1 - Essais destructibles	40
I.4.1.1 - Essai de traction	40
I.4.1.1.1 - Définitions des éprouvettes	40
I.4.1.1.2 - Courbe contrainte-déformation pour un matériau ductile	42
I.4.1.1.3 - Exploitation de la courbe	42
I.4.1.1.4 - Contraintes et déformations vraies	43
I.4.1.2 - La résilience	44
I.4.2 - Essais non destructibles	45
I.4.2.1 - Essai de dureté	45
I.4.2.1.1 - Types d'essais	45
I.4.2.1.1.1 - Essai Brinell (NF EN 10003-1 à 3)	45
I.4.2.1.1.2 - Essai de dureté Rockwell	46
I.4.2.1.1.3 - Essais de dureté Vickers	47

I.4.2.2 - Essai de micro dureté Vickers	48
I.4.2.3 - Microscope électronique à balayage (MEB)	49
I.4.2.3.1 – Définition	49
I.4.2.3.2 - Fonctionnement	49
I.4.2.4 - Essais d’ultra son	50
I.4.2.4.1 - Contrôle par contact	50
I.4.2.4.2 - Contrôle en immersion	51
I.4.2.4.3 - Les lois appliquées	51
CHAPITRE I.5 - DEFAUTS CRISTALINS	53
I.5.1- Les défauts cristallins	53
I.5.1.1 - Les défauts ponctuels	53
I.5.1.1.1 - Lacune	53
I.5.1.1.2 - Atome auto interstitiel	53
I.5.1.1.3 - Atome étranger en substitution	54
I.5.1.1.4- Atome étranger en insertion	54
I.5.1.2 - Défauts linéaires (dislocations)	55
I.5.1.2.1 - Dislocation coin	55
I.5.1.2.2 - Dislocation vis	55
I.5.1.2.3 - Dislocation mixte	55
I.5.1.2.4 - Le vecteur de Burgers	56
I.5.1.3 - Défauts à deux dimensions (défauts plans)	57
I.5.1.3.1 - Les joints de grains	57
I.5.1.3.2 - Macle	57
I.5.1.4 - Défauts trois dimensions (défauts volumiques)	58
I.5.1.4.1 - Les pores	58
I.5.1.4.2 - Les inclusions	59
I.5.1.4.3 - Les précipités	59
I.5.2 - LA DIFFUSION	60
1.5.2.1 – Définition	60
1.5.2.2 - Mécanismes de la diffusion	60
PARTIE II – PARTIE EXPERIMENTALE	
CHAPITRE II.1 - APPAREILLAGE	62
II.1.1 - INTRODUCTION	62
II.1.2 - APPAREILLAGE	62
II.1.2.1 – Matière première	62

II.1.2.2 – Four de fusion	63
II.1.3 – Machine d’usinage	64
II.1.4 – Usinage des éprouvettes et des échantillons	65
II.1.2.5 - Fout et étuve des traitements thermiques	67
II.1.6 - Machines d’essais mécanique	68
II.1.7 - Polissage	70
II.1.7.1 - Examens microscopiques	70
II.1.7.2 - Les polisseuses	70
II.1.8 - Attaque chimique	70
II.1.8.1 - Microscope optique	71
II.1.8.2 - Microscope électronique à balayage (MEB)	71
II.1.8.3 - Essais d’ultrason	72
CHAPITRE II.2 – METHODE EXPERIMENTALE ET ELABORATION	73
II.2.1 - MATERIAUX ETUDIE	73
II.2.2 – ALLIAGES DE FONDERIE ET TRAITEMENT THERMIQUE	73
ALS7Zn3Cu2Mg OBTENU A PARTIR DE L’ALLIAGE MERE	
ALSi7Mg	
II.2.2.1 – Caractéristiques mécaniques d’ALSi7Mg	73
II.2.2.2 – Caractéristiques physiques d’ALSi7Mg	73
II.2.3 – ÉLABORATION D’ALS7Zn3Cu2Mg	73
II.2.3.1- La composition chimique de l’ALS7Zn3Cu2Mg suivant la norme AF.A57.702	73
II.2.3.2 - La composition chimique de l’ALS7Zn3Cu2Mg	74
II.2.3.3 – four de fusion	74
II.2.3.4 – Chargement du four de fusion	74
II.2.4 – MOULAGE EN SABLE	75
II.2.5 – USINAGE DES EPROUVETTES PLATTES	75
II.2.6 – TRAITEMENTS THERMIQUES	75
II.2.6.1 – Cycle thermique	76
II.2.7 – ESSAIS MECANIKES	76
II.2.7.1 – Essais de traction	76
II.2.7.2 – Différentes étapes de l’essai de traction	77
II.2.7.3 – Essai de résilience	77
II.2.7.4 – Essai de dureté	77
II.2.7.5 – Essai de la microdureté	78
II.2.8 – EXAMEN MICROGRAGHIQUES	78
II.2.8.1 – Préparation de surfaces	78
II.2.8.2 – Attaque chimique	79
II.2.9 - MICROSCOPIE	79
II.2.9.1 – Microscope optique	79
II.2.9.2 – Microscope électronique à balayage (MEB)	79
II.2.10 – ESSAI NON DISTRUCTIF PAR ULTRASON	80
PARTIE III – RESULTATS ET DISCUSSION	
III.1 – EFFETS DE L’OMOGENISATION SUR LES PROPRIETES DE	81
TRACTION ET STRUCTURALES DE L’ALLIAGE DE FONDERIE	
ALS7Zn3Cu2Mg COULE EN SABLE	
III.1.1 - INTRODUCTION	81

III.1.2 - INFLUENCE DE DURSISSEMENT STRUCTURAL SUR LA TRACTION	81
III.1.3 - INTERPRETATION DES RESULTATS	81
III.1.3.1 - Courbes de traction de l'alliage de fonderie ALS7Zn3Cu2Mg	82
III.1.3.2 - Propriétés mécanique de l'alliage de fonderie ALS7Zn3Cu2Mg	86
III.1.3.2.1 - Résistance	86
III.1.3.2.2 - Ductilité	89
DISCUTION	91
III.1.4 - STRUCTURE DE L'ALLIAGE ALS7Zn3Cu2Mg	92
CONCLUSION	94
III.2 - DETERMINATION DES PROPRIETES ELASTIQUE PAR ULTRASON DE L'ALLIAGE ALS7Zn3Cu2Mg	94
III.2.1 – SIGNAUX OBTENUE	94
III.2.2 – PROPRIETES ELASTIQUES	95
DISCUTION	97
III.2.3 – ETUDE COMPARATIVE DES PROPRIETES ELASTIQUES DE TRACTION ET D'ULTRASSON	97
DISCUTION	98
CONCLUSION GENERALE	99
RESUME	102

Nomenclature des symboles utilisés

Symboles	Correspondance	Pages
M	Masse atomique	4
Z	Nombre atomique	4
CFC	Cubique à faces centrées	4
Al	Aluminium	7
Cu	Cuivre	7
Si	Silicium	7
Mg	Magnésium	7
Mn	Manganèse	7
Zn	Zinc	7
Ni	Nickel	8
Nb	Niobium	8
P	Phosphore	8
Pb	Plomb	8
Se	Sélénium	8
S	Soufre	8
Ta	Tantale	8
Th	Thorium	8
Ti	Titane	8
V	Vanadium	8
Zr	Zirconium	8
N	Azote	8
Be	Béryllium	8
Bi	Bismuth	8
B	Bore	8
Cd	Cadium	8
Cr	Chrome	8
Co	Cobalt	8
Sn	Etain	8
Fe	Fer	8
W	Tungstène	8

T	Température en °C	10
S₀	Section initiale (mm ²)	40
L₀	Longueur initiale (mm)	40
F	Effort de traction (N)	40
L	Ecartement entre outillages	41
l₁	Longueur de la partie calibrée étroite	41
l₂	Ecartement entre les parties parallèles larges	41
l₃	Longueur totale	41
b₁	Largeur dans la zone de la longueur de référence	41
b₂	Largeur dans la zone d'épaulement	41
H	épaisseur de l'éprouvette	41
σ^m	Contrainte maximale à la traction en (MPa)	42
σ^r	Contrainte de rupture à la traction (MPa)	42
σ_n	contrainte nominale	42
ε_n	déformation nominale	42
Re	limite apparente d'élasticité (MPa)	42
E	Module d'Young en (GPa)	43
Rm	résistance maximale à la traction (MPa)	43
Z%	Coefficient de striction	43
Zu%	Allongement de striction	43
σ^e	Limite d'élasticité (MPa)	43
ε%	Déformation en %	43
A%	Allongement à la rupture e %	43
HB	Dureté Brinell	45
Kcv	Résilience en (J/cm ²)	45
D	Diamètre de la bille (mm)	46
D	Diamètre de l'empreinte (mm)	46
Hv_{0,1}	Microdureté Vickers de masse 100g	48
N	Coefficient d'écrouissage	51
N	Coefficient de poisson	51
V_T	Vitesse transversale	51
V_L	Vitesse longitudinale	51
G	Module de cisaillement (GPa)	52

λ	Coefficient de Lamé (GPa)	52
T	Tension	69
f	fréquence	69
P	Puissance	70
W	Energie absorbée par la rupture en (J)	77

LISTE DES FIGURES

Listes	Titres	Pages
Fig I.1.1	Le diagramme d'équilibre des alliages de fonderie Al-Si.	10
Fig I.1.2	Processus de solidification d'un alliage hep eutectique.	13
Fig I.1.3	Quelques profilés laminés en alliages d'aluminium.	13
Fig I.1.4	Domaines d'utilisation des alliages d'aluminium.	15
Fig I.2.1	Etapas de production de l'aluminium.	17
Fig I.2.2	Schéma d'une électrolyse produite l'aluminium pur.	18
Fig I.2.3	Diagramme de phase des binaires (a) Al-Si (% en poids de Si), (b) Al-Cu (% en poids de Cu).	21
Fig I.2.4	Diagramme de phase des binaires (a) Al-Mg (% en poids de Mg), (b) Al-Zn (% en poids de Zn).	22
Fig I.3.1	Diffusion.	36
Fig I.3.2	Atome de substitution dans un réseau en diffusion.	37
Fig I.3.3	Atome étranger en solution solide d'insertion.	37
Fig I.4.1	Eprouvette de traction.	40
Fig I.4.2	Dimension d'éprouvette de traction.	41
Fig I.4.3	Schéma d'une éprouvette de traction et son évolution en cour d'essai.	42
Fig I.4.4	Courbe contrainte déformation d'un matériau ductile.	43
Fig I.4.5	Courbe de traction montrant la ténacité et l'essai de Charpy.	45
Fig I.4.6	Essai de dureté Brinell.	46
Fig I.4.7	Principe l'essai Rockwell B (HRB)	47
Fig I.4.8	Principe de l'essai Vickers.	48
Fig I.4.9	Principe de l'essai Vickers.	49
Fig I.4.10	Schéma illustrant l'ensemble des radiations pouvant être émises lors de l'interaction entre le faisceau d'électrons et l'échantillon.	50
Fig I.4.11	palpeurs.	51
Fig I.5.1	Types de défauts ponctuels dans un cristal.	54
Fig I.5.2	Défauts linéaires (dislocations).	55
Fig I.5.3	Représentation du vecteur de Burgers b.	56
Fig I.5.4	Défauts surfacique : Joints de grains.	57
Fig I.5.5	Défauts surfacique : Made.	57
Fig I.5.6	Représentation schématique d'un pore.	58
Fig I.5.7	Différents orécioités.	59
Fig I.5.8	Mécanismes de diffusion à l'échelle atomique.	61

Fig II.1.1	Lingots d'aluminium en AlSi7Mg, AlSi22, AlCu10, AlZn10 et AlMg10	62
Fig II.1.2	Retours de fonderie en AlSi7Mg	62
Fig II.1.3	Four de fusion de charge totale 350 kg	63
Fig II.1.4	Poche de coulée de charge 50Kg	63
Fig II.1.5	Châssis supérieur – Châssis inférieur	63
Fig I.1.6	Poste de démoulage	63
Fig II.1.7	Grenailleuse	63
Fig II.1.8	Meule	63
Fig II.1.9	Pièces démoulées et ébavurées de dimensions (203x153x23) mm ³	64
Fig II.1.10	Scie mécanique de type ALMOSMA3	64
Fig II.1.11	Tour universel de type SN40SN50C	64
Fig II.1.12	fraiseuse verticale FV 1,5 ALMO	64
Fig II.1.13	Meule	64
Fig II.1.14	Pièces usinées aux dimensions (200x150x20) mm ³	65
Fig II.1.15	Dessin de définition de l'éprouvette plate de traction	65
Fig II.1.16	Dessin de définition de l'éprouvette d'ultrason	66
Fig II.1.17	Eprouvette de résilience V	66
Fig II.1.18	échantillon de dureté et de μ dureté	66
Fig II.1.19	échantillon de μ structure	66
Fig II.1.20	Four de trempe	67
Fig II.1.21	Etuve utilisée	67
Fig II.1.22	Machine de traction	68
Fig II.1.23	Eprouvettes de traction	68
Fig II.1.24	Pendule de Charpy	68
Fig II.1.25	Duromètres	69
Fig II.1.26	Microduromètre	69
Fig II.1.27	Polisseuses	70
Fig II.1.28	Microscope optique	71
Fig II.1.29	Microscope électronique à balayage (MEB)	71
Fig II.1.30	Appareil de mesure d'ultrason	72
Fig II.1.31	Mesure en épaisseur	72
Fig II.2.1	Cycle thermique	76
Fig III.1	Courbes de traction de la contrainte en fonction de la déformation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg aux états: (a) - brut de coulée noté: $\langle F \rangle$ et homogénéisés notés:(b) - $\langle TH480^{\circ}C \rangle$, (c) - $\langle TH500^{\circ}C \rangle$, (d) - $\langle TH520^{\circ}C \rangle$, (e) – $\langle TH540^{\circ}C \rangle$ et(f) - $\langle TH560^{\circ}C \rangle$ et (g) - groupement des 6 états correspondants avec $\langle a \rangle$ - contrainte moyenne, $\epsilon(\%)$ - déformation.	85
Fig III.2	(a) - graphe, (b) - histogramme et(c) - secteur de la contrainte maximale $\langle \sigma^m \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	86

Fig III.3	(a) - graphe, (b) - histogramme et(c) - secteur de la contrainte d'élasticité $\langle \sigma^e \rangle$ en fonction d'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	86
Fig III.4	(a) - graphe, (b) - histogramme et(e) - secteur de la contrainte de rupture $\langle \sigma^r \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	87
Fig III.5	(a) - graphe, (b) - histogramme et(e) - secteur de la dureté Brinell $\langle HB \rangle$ en de l'homogénéisation de T alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	87
Fig III.6	(a) - graphe, (b) - histogramme et(e) - secteur de la micro-dureté Vickers $\langle HVO,05 \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	88
Fig III.7	(a) - graphe, (b) - histogramme et(e) - secteur du module d'Young $\langle E \rangle$ en fonction de T homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	88
Fig III.8	(a) - graphe, (b) - histogramme et(e) - secteur du coefficient de poisson $\langle \nu \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	89
Fig III.9	(a) - graphe, (b) - histogramme et(e) - secteur du module de cisaillement $\langle G \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	89
Fig III.10	(a) - graphe, (b) – histogramme et (c) - secteur du coefficient de Lamé moyen $\langle X \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	90
Fig III.11	(a) - graphe, (b) - histogramme et(e) - secteur de l'allongement $\langle A\% \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	90
Fig III.12	(a) - graphe, (b) - histogramme et(e) - secteur du coefficient de striction $\langle Z\% \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	91
Fig III.13	(a) - graphe, (b) - histogramme et(e) - secteur de rallongement de striction $\langle Zu\% \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	91
Fig III.14	(a) - graphe, (b) - histogramme et(e) - secteur de la résilience $\langle Kcv \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	92
Fig III.15	Structures micrographiques de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	93
Fig III.16	Microstructures obtenues au MEB de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	94
Fig III.17	Faciès de rupture en traction obtenus au MEB de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	94

Fig III.18	Signaux enregistrés sur les éprouvettes prismatiques d'ultrason d'épaisseur($e = 15\text{mm}$) et de largeur ($l = 36\text{ mm}$) de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg aux états brut de coulée: F et homogénéisés notés: $< \text{TH}540^{\circ}\text{C} >$ et $< \text{TH}560^{\circ}\text{C} >$.	95
Fig III.19	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) - secteur de la Vitesse Transversale en épaisseur $< V_{T\text{ép}} >$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	95
Fig III.20	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) - secteur de la Vitesse Longitudinale en épaisseur $< V_{L\text{ép}} >$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	96
Fig III.21	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) - secteur de la Vitesse Transversale en largeur $< V_{T\text{larg}} >$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	96
Fig III.22	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) - secteur de la Vitesse Longitudinale en largeur $< V_{L\text{larg}} >$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	97
Fig III.23	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) - secteur du module de cisaillement en épaisseur $< G_{\text{ép}} >$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	97
Fig III.24	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) - secteur du module de cisaillement en largeur $< G_{\text{larg}} >$ en fonction de F homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	97

LISTE DES TABLEAUX

Listes	Titres	Pages
Tableau I.1.1	Familles d'alliages d'aluminium corroyés.	06
Tableau I.1.2	Symboles chimiques et symboles AFNOR des éléments d'alliages.	08
Tableau I.1.3	Désignation des états métallurgiques.	09
Tableau I.1.4	Désignation symbolique (NF - EN 57362).	09
Tableau I.1.5	Désignation numérique.	11
Tableau I.2.1	Composition chimique des principaux alliages d'aluminium de fonderie.	19
Tableau I.3.1	Condition des traitements d'homogénéisation.	32
Tableau I.3.2	Les différents traitements thermiques applicables selon les alliages d'aluminium.	35
Tableau I.3.3	Les différents traitements thermiques appliqués sur les alliages d'aluminium.	35
Tableau II.2.1	Caractéristiques et désignation de l'état sable.	73
Tableau II.2.2	Composition des lingots d'AlSi7Mg livrés par T Aluminium Français.	74
Tableau II.2.3	Composition chimique de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.	74
Tableau II.2.4	Composition pondérale du réactif	79

INTRODUCTION GENERALE

Cette présente étude porte principalement sur quatre volets suivants

- élaboration par fusion du métal avec ajout de quatre éléments (Si, Zn, Cu et Mg) à la matrice Al à partir de l'alliage AlSi7Mg livré par Péchiney,
- Moulage en sable par gravité – état de référence – brut de coulée noté – F,
- Pour augmenter encore plus les propriétés mécaniques de cet alliage à l'état F, on a recours à l'application des traitements thermiques de durcissement structural par précipitation en faisant varier la température d'homogénéisation par pas de 20°C avec TH (480, 500, 520, 540 et 560)°C,
- caractérisation mécanique de l'alliage de fonderie obtenu par les essais de traction et d'ultrasons,

Le matériau obtenu par fonderie est utilisé dans la fabrication de diverses pièces qui doivent supporter des sollicitations mécaniques importantes et des actions thermiques modérées. Ces différentes réalisations font partie des composants rentrant dans diverses applications de la SNVI de Rouïba.

L'objectif visé est, d'une part d'étudier l'influence de la variation de la température d'homogénéisation par incrément de 20°C sur l'évolution des caractéristiques de traction et microstructurales de l'alliage de fonderie AlSi7Zn3Cu2Mg, d'autre part de comparer les propriétés élastiques fournies par les essais destructif de traction et non destructif par ultrason.

PRESENTATION DU MEMOIRE

Ce mémoire comprend une introduction générale, trois grandes parties, une conclusion générale et une liste de références bibliographiques.

LA PARTIE I - APERÇU BIBLIOGRAPHIQUE

Elle nous donne un aperçu bibliographique et contient cinq chapitres.

Chapitre I.1 – Aluminium et ses alliages,

Chapitre I.2 – Elaboration des alliages d'aluminium,

Chapitre I.3 - Traitements thermiques, diffusion, précipitation et structures,

Chapitre I.4 – Propriétés et Essais mécaniques,

Chapitre I.5 - Défauts cristallins.

LA PARTIE II - PARTIE EXPERIMENTALE

Elle comporte deux chapitres

Chapitre II.1 – Appareillage,

Chapitre II.2 – Méthode expérimentale et élaboration.

LA PARTIE III - RESULTATS ET DISCUSSION

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	3-15
Chapitre I.2 - ELABORATION DES ALLIAGES D'ALUMINIUM	16-30
Chapitre I.3 - TRAITEMENTS THERMIQUES, DIFFUSION, PRECIPITATION ET STRUCTURES	31-39
Chapitre I.4 - PROPRIETES ET ESSAIS MECANIQUES	40-52
Chapitre I.5 - DEFAUTS CRISTILLINS	53-61

CHAPITRE I.1 - ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

I.1.1 – HISTORIQUE :

A l'état naturel, l'aluminium pur n'existe pas. Très abondant dans la nature, ce métal se présente surtout sous formes d'hydroxydes. Après sa découverte en 1808 par le physicien anglais **Humphrey DAVY** (1778-1829), l'aluminium fut isolé pour la première fois en 1825 par le chimiste danois Hans **OERSTED** lors d'une réaction chimique impliquant un amalgame du potassium. Le chimiste allemand **Friedrich WOHLER** améliora le procédé d'Oersted en utilisant le potassium métallique entre 1827 et 1845. L'aluminium a connu un développement spectaculaire en 1854 symbolisée par la Présentation à l'Académie des sciences, par le chimiste français Sainte-Claire Deville, d'un petit lingot réalisé par voie chimique. Mais le véritable début du développement industriel de l'aluminium et ses alliages se produit en 1886 avec l'invention du procédé d'électrolyse de l'aluminium par Paul Héroult en France et Charles Martin Hall aux États-Unis. L'aluminium est aujourd'hui le **premier métal non ferreux**; en tonnage, il a supplanté l'étain dans les années 1920, le plomb dans les années 1940, le zinc puis le cuivre dans les années 1950. [2]

I.1.2 - FABRICATION DE L'ALUMINIUM :

L'aluminium est un métal très répandu sur la terre, c'est le troisième élément après l'oxygène et le silicium. Les bauxites qui sont des roches riches en aluminium (la composition moyenne est de 55% d' Al_2O_3 , 5% SiO_2 , 15% Fe_2O_3 et 25 % de perte au feu), constituent actuellement la source quasi exclusive de ce métal.

I.1.2.1 - Production d'alumine :

L'alumine est extraite de la bauxite par le procédé Bayer : la bauxite est broyée puis attaquée à chaud par la soude. On obtient une liqueur après séparation des oxydes de fer et de silicium est envoyée dans des décomposeurs pour précipitation de l'alumine.

I.1.2.2 - Production de l'aluminium :

L'aluminium est produit par électrolyse de l'alumine dans la cryolithe (**Na_3AlF_6**) fondue, à environ 1000°C dans une cuve comportant un garnissage intérieur en carbone. L'aluminium se dépose au fond de la cuve avec un titre de 99,7% (les principales impuretés étant le fer et le silicium). L'aluminium de la première fusion contient le fer de 0.1%, qui est inférieur à la limite de la solubilité du fer en aluminium à la température ambiante. D'ailleurs peu de

produits sont élaborés à partir de l'aluminium de la première fusion, une grande quantité d'alliages de recyclage sont utilisés pour la fabrication de produits, ceci augmente la teneur du fer en alliages d'aluminium. Les phases riches de fer représentent un site favorable pour les réactions cathodiques et de formation des piqûres. Le fer est plus noble que l'aluminium, sa présence dans une solution solide d'aluminium affecte la cinétique de la dissolution constitue un facteur significatif de la corrosion dans les alliages d'aluminium. Plusieurs procédés de raffinage permettent d'obtenir un titre plus élevé sachant que pour fabriquer une tonne d'aluminium, il faut deux tonnes d'alumine et quatre tonnes de bauxite.

I.1.3 - PRINCIPALES PROPRIETES DE L'ALUMINIUM :

I.1.3.1 - Propriétés physiques :

L'aluminium est un élément du troisième groupe du tableau de Mendeleïev. Son nombre atomique $Z=13$, sa masse atomique $M=26,98$ sa température de fusion est 660°C et celle d'ébullition est 2500°C , son réseau est cubique à faces centrées de paramètre $a= 4,0412 \text{ \AA}$. L'aluminium a une bonne conductivité thermique et électrique, sa masse volumique est de 2699 kg/m^3 pour un titre de 99,95%, cette valeur est légèrement modifiée par d'autres éléments.

Sa caractéristique physique la plus importante est sa faible densité: $2,7\text{g/cm}^3$. [1], [3]

I.1.3.2 - Propriétés mécaniques :

L'aluminium pur est très bien déformable à froid et à chaud, très ductile, ce qui facilite son usinage et sa mise en forme et cela grâce à sa structure CFC.

Les caractéristiques mécaniques de l'aluminium pur sont:

- Le module d'élasticité est de $66,6 \text{ GPa}$, autant que des impuretés en présence et les éléments d'addition, cette valeur augmente,
- Le coefficient de poisson varie de $(0,33 - 0,35)$,
- Le module de torsion est égal à 25GPa pour l'aluminium pur titré à 99.9% et de 26GPa pour l'aluminium commercial.

I.1.3.3 - Propriétés chimiques :

L'aluminium est un métal éminemment oxydable, il se distingue par sa résistance à la corrosion élevée du fait de la formation, à la surface, d'une couche protectrice d'alumine (Al_2O_3). Lorsque il y a contact de l'aluminium avec certain corps comme l'eau de mer et les solutions salines, cette couche d'alumine peut être altérée, l'oxydation de l'aluminium se poursuit alors très rapidement.

La plupart des acides minéraux attaquent l'aluminium surtout l'acide chlorhydrique, l'acide nitrique et les acides organiques.

I.1.3.4 - 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 mettre en forme à l'état solide par déformation plastique.

I.1.4 - ALLIAGES A BASE D'ALUMINIUM : [3]

Afin d'améliorer les mécaniques de l'aluminium non alliées 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 présents sous forme de phase intermétallique. La composition des 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'alliage d'aluminium.

On distingue trois grandes catégories d'alliages d'aluminium

I.1.4.1 - Alliages corroyés :

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

I.1.4.2 - Alliages de fonderie :

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.

I.1.4.3 - Alliages de frittage :

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

I.1.5 - CLASSIFICATION DES ALLIAGES D'ALUMINIUM : [2]

Suivant le mode de transformation des alliages on distingue:

I.1.5.1 - Alliages de corroyage :

Prévus pour l'obtention des demi-produits (tôles, plaques, feuillards, barres, profilés, tubes) ainsi que des pièces de forge et estampées produites par laminage forgeage et estampage suivant l'aptitude au durcissement par traitement thermique on distingue:

- **Alliages durcis par traitement thermique.**
- **Alliages non durcis par traitement thermique.**

Suivant le processus par lequel les différents niveaux de caractéristique mécanique sont obtenus, on distingue les alliages à durcissement structural (trempant) et les alliages non susceptibles de durcissement structural (non trempant). Ces alliages se montrent avec des bonnes résistances mécaniques, une bonne ductilité, une résistance à la propagation des fissures, appréciable résistance à la fatigue, résistant aux corrosions et ayant une bonne conductibilité électrique. Le rayon des alliages vari après corroyage

- Composition des alliages corroyés

La désignation, conforme à la norme Afnor NF EN 573 ainsi qu'aux spécifications internationales de l'**Aluminium Association**, est **numérique** à **quatre** chiffres dont le premier chiffres dont le premier (ou la série) à laquelle appartient l'aluminium ou l'alliage d'aluminium.

Série	Désignation	Elément d'alliage principal	Phase principale présente dans l'alliage
Série 1000	1XXX	99% d'aluminium au minimum	-
Série 2000	2XXX	Cuivre (Cu)	Al_2Cu - Al_2CuMg
Série 3000	3XXX	Manganèse (Mn)	Al_6Mn
Série 4000	4XXX	Silicium (Si)	-
Série 5000	5XXX	Magnésium (Mg)	Al_3Mg_2
Série 6000	6XXX	Magnésium (Mg) et Silicium (Si)	Mg_2Si
Série 7000	7XXX	Zinc (Zn)	MgZn_2
Série 8000	8XXX	Autres éléments	-
Série 9000	/	Non utilisé	-

Tableau I.1.1 - Familles d'alliages d'aluminium corroyés. [4]

Remarque :

La lettre A (ou B) peut suivre les quatre chiffres de la désignation numérique, par exemple 2017A. Il s'agit alors d'une composition légèrement différente et spécifique à un (ou plusieurs) pays ou à un producteur.

I.1.5.2 - Alliages de moulages :

Ils sont utilisés en fonderie pour la fabrication des pièces obtenues par la coulée du métal liquide dans des moules en sable (moulage en sable), ou des moules en acier ou en Fonte (moulage en coquille). Par ce procédé, on élabore des pièces aux formes plus aux moins complexes : poignés de portes, blocs moteur...etc.

-moulage en sable : Le métal se solidifie dans une cavité limitée par du sable comprimé ; les parties creuses sont obtenues des noyaux. Dans ce genre de moulage le refroidissement des pièces est lent.

-moulage en coquille : la coquille est un moule métallique ayant la forme exacte de la pièce désirée, le refroidissement des pièces dans ce genre de moulage est rapide.

I.1.5.3 - Alliage de fonderie :

Les alliages prévus pour les moulages de forme doivent posséder une coulabilité élevée, un retrait relativement faible, une faible aptitude à la fissuration à chaud et à la porosité et de bonnes propriétés mécaniques, une résistance à la corrosion élevée...etc.

Les propriétés de fonderie d'un alliage sont élevées lorsque sa structure comporte un eutectique.

Un eutectique se forme dans nombreux alliages dont la teneur en éléments additionnés est supérieure à la solubilité limitée dans l'aluminium.

Le plus souvent on emploie les alliages Al - Si, Al - Cu, Al - Mg, additionnés d'une faible quantité de cuivre et de magnésium (Al - Mg), de silicium (Al - Si), de manganèse, de nickel ou de chrome.

Pour affiner le grain par suite, améliorer les propriétés mécaniques, on introduit les inoculants (Ti, Zr, B, Cl, V, etc.).

I.1.5. 4 - Alliages élaborés par frittage :

Selon la méthode de la métallurgie des poudres, les alliages Al-Si, Al - Mg et Al - Cu, (Al - Mg), de manganèse + nickel + chrome (Al - Cu), constituent des alliages de fonderie qui possèdent aussi bien une coulabilité élevée.

Un retrait relativement faible, une faible aptitude à la fissuration à chaud et porosité, de bonnes propriétés mécaniques et une résistance à la corrosion élevée.

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

Additionnés respectivement d'une faible quantité de cuivre + magnésium (Al - Si), de silicium

I.1.6 - DESIGNATION DES ALLIAGES EN ALUMINIUM :

La désignation est composée successivement des éléments suivants :

I.1.6.1 - Alliages moulés :

La désignation de ces alliages d'aluminium est décrite de façon symbolique et numérique dans la norme NF EN 1780-1 et -3. La correspondance des éléments avec l'ancienne désignation AFNOR apparaît dans le **(tableau I.1)**.

Eléments d'alliages	Symboles chimiques	Symboles AFNOR	Eléments d'alliages	Symboles chimiques	Symboles AFNOR
Aluminium	Al	A	Nickel	Ni	N
Antimoine	Sb	R	Niobium	Nb	Nb
Azote	N	Az	Phosphore	P	P
Béryllium	Be	Be	Plomb	Pb	Pb
Bismuth	Bi	Bi	Sélénium	Se	Se
Bore	B	B	Silicium	Si	S
Cadium	Cd	Cd	Soufre	S	F
Chrome	Cr	C	Tantale	Ta	Ta
Cobalt	Co	K	Thorium	Th	Th
Cuivre	Cu	U	Titane	Ti	T
Etain	Sn	E	Tungstène	W	W
Fer	Fe	Fe	Vanadium	V	V
Magnésium	Mg	G	Zinc	Zn	Z
Manganèse	Mn	M	Zirconium	Zr	Z

Tableau I.1.2 - Symboles chimiques et symboles AFNOR des éléments d'alliages.

I.1.6.1.1 - Désignation numérique :

La première partie de la désignation (EN AC-) est suivie de cinq (5) chiffres représentant la composition chimique : Les deux premiers chiffres indiquent le groupe d'alliages et les trois derniers indiquent la composition chimique.

Exemple : EN AC-40000 : est un alliage d'aluminium à 7% de silicium et des traces de magnésium.

La désignation est composée successivement des éléments suivant :

- 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

I.1.6.1.2 - Désignation symbolique :

-La première partie de la désignation(EN AC -) est suivie des symboles chimiques des éléments d'addition (**tableau I.1**), successivement suivi de leurs teneurs massiques pris dans l'ordre décroissant.

Exemple : EN AC- AlSi7Mg

I.1.6.1.3 - Etats métallurgiques :

Selon la norme NF EN 1706 les états métallurgiques sont maintenant désignés de la façon indiquée au (**tableau I.3**). [1]

Etats métallurgiques	Désignation
Brut de fonderie.	F
Recuit	O
Refroidissement contrôlé après solidification et vieillissement naturel (maturation).	T ₁
Traitement thermique de mise en solution et vieillissement naturel (maturation).	T ₄
Refroidissement contrôlé après solidification et vieillissement artificiel (sur_ revenu) de stabilisation	T ₅

Tableau I.1.3 - Désignation des états métallurgiques.

I-1-7 - ALLIAGES DE FONDERIE PARTICULIEREMENT AL Si (40.000) :

Les alliages au silicium sont les plus nombreux parmi ceux du moulage, ils peuvent être coulés soient en sable, en coquille ou sous pression.

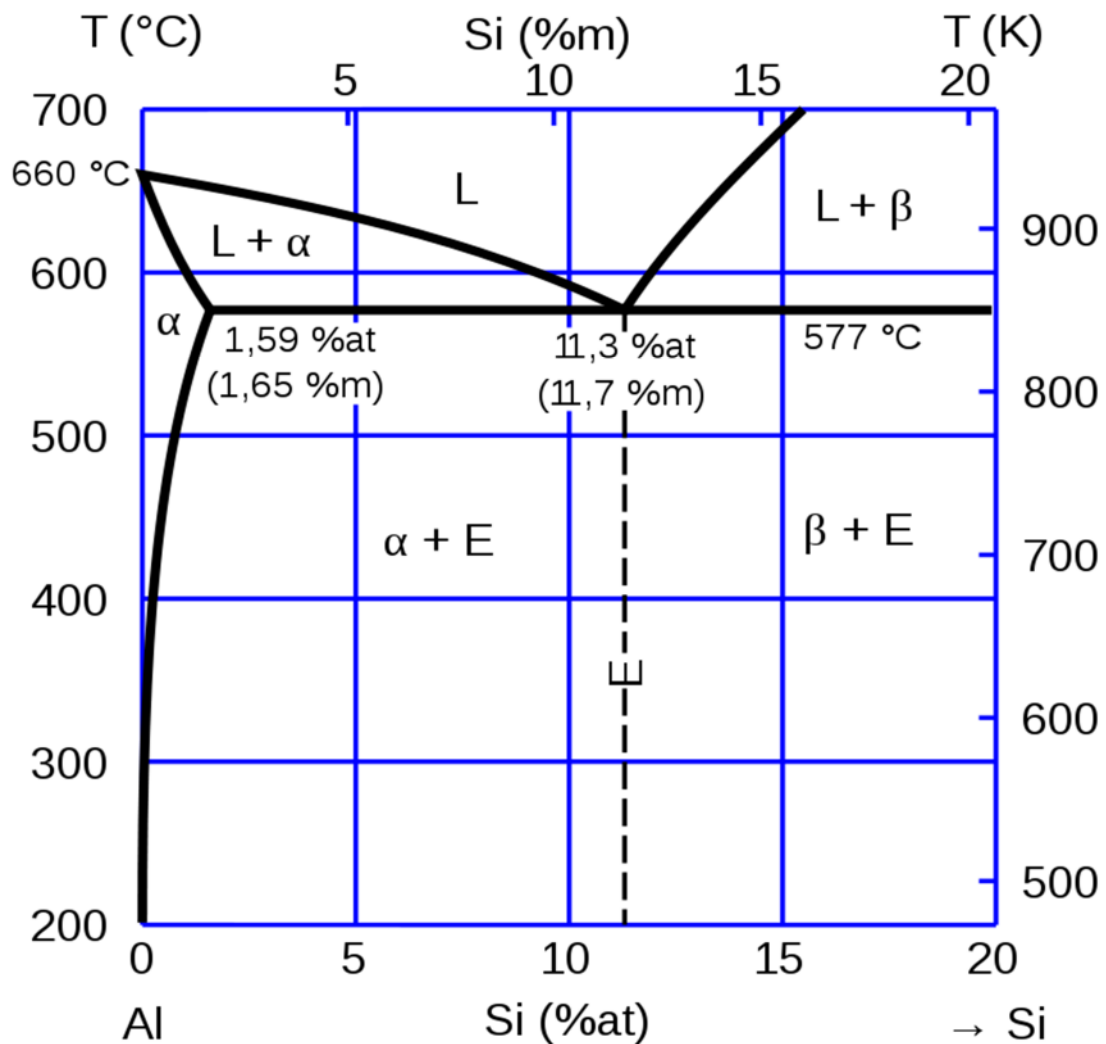
Leurs caractéristiques mécaniques dépendent de leurs compositions et du mode de coulée.

Les alliages de fonderie au silicium, au magnésium, au zinc, ont une excellente résistance à la corrosion [11].

I.1.7.1 - Désignation symbolique :

Alliage	Famille	Alphanumérique	Symbolique
Aluminium - cuivre	21000	AC 21000	ACAICu4MgTi
Aluminium - silicium	40000	AC 43300	ACAISi9Mg
Aluminium – magnésium	50000	AC 51200	ACAIMg9
Aluminium – Zinc	70000	AC 71000	AC Al Zn Mg

Tableau I.1.4 - Désignation symbolique. (NF - EN 57362)

I.1.7.2 - Diagramme d'équilibre Al-Si :**Figure I.1.1-** Le diagramme d'équilibre des alliages de fonderie Al-Si.

La figure I.1 nous montre :

- le pourcentage maximum de silicium soluble dans l'aluminium à l'état solide est de 1.65% à la température $T_e = 577^\circ\text{C}$, donné par le point A.
- Le pourcentage maximum d'aluminium soluble dans le silicium à l'état solide est de 97% à la température $T_e = 577^\circ\text{C}$, représenté par le point F.
- deux solutions solides α et β respectivement riche en aluminium et silicium.
- La droite AB: le solvus.

-**Le liquidus** : constitué de deux courbes CE et ED avec un point eutectique E défini par une température de 577°C .

-**Le solidus** : constitué de trois droites CA, AEF droite horizontale représentant l'eutectique et FD

- $0\% < \text{Si} < 1.65\%$ solution solide α riche en aluminium
- $1.65\% < \text{Si} < 10.5\%$ alliages de composition hypo eutectique.

- 11%<Si<13.5% alliages de composition eutectique.
- 14%<Si<97% alliages de composition hyper eutectique.
- 97%<Si<99% solution solide p riche en silicium

➤ **le silicium a pour effet :**

- d'améliorer la coulabilité
- de réduire la criquabilité et l'aptitude à la retassure
- de diminuer le coefficient de dilatation

D'une manière générale, les Al-Si sont les alliages d'aluminium qui présentent les meilleures propriétés de fonderie.

I.1.7.3 – Désignation numérique :

Séries d'alliages	Désignation	Elément d'alliage principal	Phase principale présente dans l'alliage
Série 20000	2xxxx	Cuivre (Cu)	Al Cu – Al Cu Mg
Série 40000	4xxxx	Silicium (Si)	-
Série 50000	5xxxx	Magnésium (Mg)	Al ₃ Mg ₂
Série 70000	7xxxx	Zinc (Zn)	Mg Zn

Tableau I.1.5 - Désignation numérique. [5]

I.1.7.4 - Transformation de phase :

Les propriétés d'un matériau métallique, que ce soit un métal pur ou un alliage, dépendent dans une large mesure des transformations de tout ordre que celui-ci a subies antérieurement, la plupart des transformations, qui se produisent dans les matériaux métalliques, s'accompagnent d'une modification de la nature et du nombre de phase en présence. Parmi ces différentes transformations on distingue :

A - Transformation allotropique :

Le passage d'un système cristallin à l'autre au chauffage ou au refroidissement, est appelé transformation allotropique qui est due à un déplacement des atomes à l'état solide à la suite de mécanisme de diffusion qui entraînent dans tous les cas des changements de volume, car le passage d'un système cristallin à un autre modifie la répartition des atomes et surtout le nombre d'atomes par unité de volume.

B - Transformation avec réaction :

Parmi ces réactions on distingue :

- Réaction eutectoïde

Parmi ces réactions on distingue : C'est une réaction entre trois phases pour laquelle, au refroidissement, un solide se transforme simultanément en deux autres phases solides :

Solide δ $\longrightarrow$ solide α + solide β

Si la partie basse d'un domaine solide monophasé se reforme et si les domaines biphasés adjacents sont solides également, ceci entraîne l'existence d'un point eutectoïde.

- Réaction eutectique

Réaction entre trois phases pour laquelle, au refroidissement, un liquide se transforme en deux phases solides simultanément, si la partie basse d'un domaine d'une phase liquide se termine par un V. la pointe V est un point eutectique. L'eutectique est caractérisé par la réaction suivante à la température eutectique :

Liquide $\longrightarrow$ solide α + solide β

-Réaction péritectique

Réaction dans laquelle deux phases (dont l'une est liquide, l'autre solide) réagissent pour former une nouvelle phase solide unique lors de refroidissement.

Liquide + solide α $\longrightarrow$ solide β - Réaction péritectoïde

Réaction dans laquelle deux phases solides réagissent pour donner une phase solide unique,

solide α + solide β $\longrightarrow$ solide δ

-Réaction mono eutectique

Dans ce cas un liquide se transforme en une phase liquide et une autre phase solide.

Liquide L 1 $\longrightarrow$ solide α + liquide L 2

-Réaction monotectoïde

Dans laquelle une phase solide se transforme en deux différentes phases solides.

Solide β' $\longrightarrow$ solide α + solide β

C-Précipitation (sans réaction)

Il est connu que la solubilité limite diminue avec la température, il 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.

I.1.7.5 - Interprétation de diagramme dont le SI=7% :

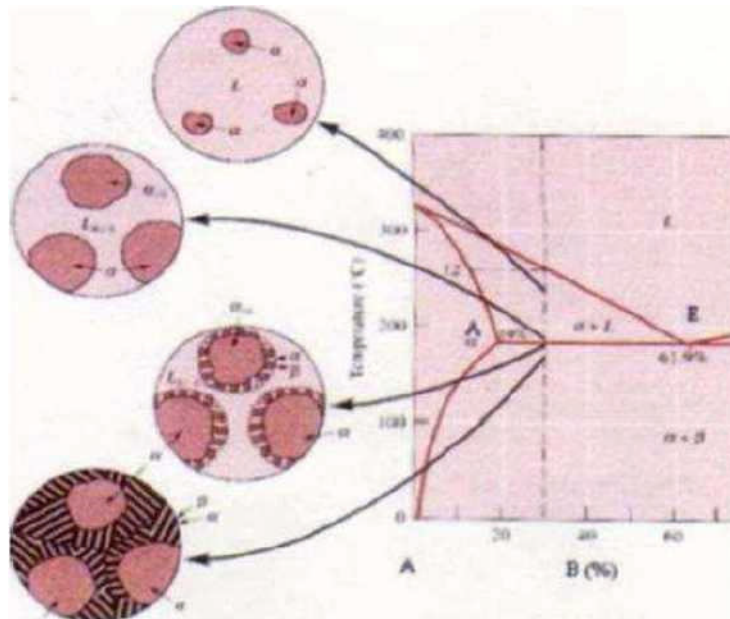


Figure I.1.2- Processus de solidification d'un alliage hypoeutectique. [6]

I.1.8 - Utilisation des alliages d'Aluminium : [2]

L'aluminium est un excellent matériau d'emballage, en raison de son innocuité, de son imperméabilité et de son opacité aux rayons ultraviolets. Il est surtout utilisé dans la fabrication de profilés laminés : cornières, profils en U, en double T, tubes de sections ronde ou rectangulaire.

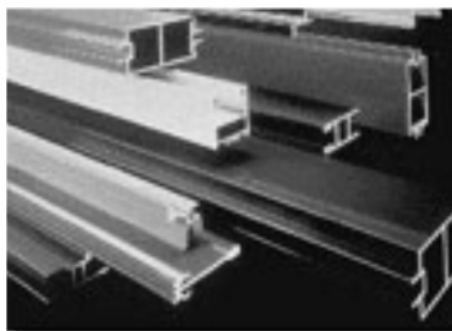


Figure I.1.3 - Quelques profilés laminés en alliages d'aluminium.

Une grande quantité d'alliages d'aluminium est dépensée à la fabrication de rivets et de boulons.

Dans le bâtiment, l'aluminium présente de nombreux atouts en termes de développement durable :

- sa légèreté permet d'alléger les structures,
- la rigidité et sa facilité de mise en forme permettent des réalisations techniques performantes pour longtemps : profilés à coupure thermique, fenêtres ou menuiseries durablement étanches,

garantissant une parfaite isolation thermique et acoustique, intégration aux façades de châssis de panneaux solaires pour la production d'électricité renouvelable, etc.

- sa résistance à la corrosion réduit les travaux de maintenance et étend la durée de vie des constructions,
- ininflammable, non toxique au contact, non émetteur de poussière ni de vapeur, l'aluminium dans le bâtiment est un matériau sain et sûr.

L'aluminium est 100% recyclable. Dans les secteurs du bâtiment et du transport, le taux d'aluminium récupéré et recyclé atteint 95%.

Du point de vue du développement durable, le recyclage de l'aluminium représente donc des avantages décisifs :

- il permet une importante économie de ressource,
- il n'utilise que 5% de l'énergie nécessaire à la production primaire,
- il émet 95% de gaz à effet de serre en moins.

➤ **Influence des éléments d'addition :**

La résistance mécanique de l'aluminium pur est relativement faible et interdit son emploi pour certaines applications. Cette résistance mécanique peut être notablement augmentée par l'addition d'autres métaux, formant ainsi des alliages. Ceux-ci peuvent être classés en deux catégories :

- les alliages sans durcissement structural (alliages non trempant)
- les alliages à durcissement structural (alliages trempant)

Cette différence entre alliages est due à l'élément d'addition principal, quelle que soit sa teneur. Il n'y a rarement qu'un seul élément ajouté (élément principal). Des additions d'autres éléments secondaires vont aussi influencer sur les caractéristiques de l'alliage. Il y a enfin des éléments présents dans l'alliage sans qu'ils aient été ajoutés volontairement. Ce sont les impuretés dont les plus importantes sont le fer et le silicium dont il faut contrôler précisément la teneur pour certaines utilisations car leur influence peut être défavorable.

Tous les éléments jouent par leur nature et leur teneur sur plusieurs propriétés de l'alliage comme :

- les caractéristiques mécaniques (charge de rupture R_m , limite élastique $R_{p0,2}$, l'allongement à la rupture $A\%$, la dureté HB),
- la masse volumique,
- les conductivités électrique et thermique,
- la résistance à la corrosion,
- l'aptitude au soudage,

- l'usinabilité,
- l'aptitude à la déformation,
- l'aptitude à l'anodisation.

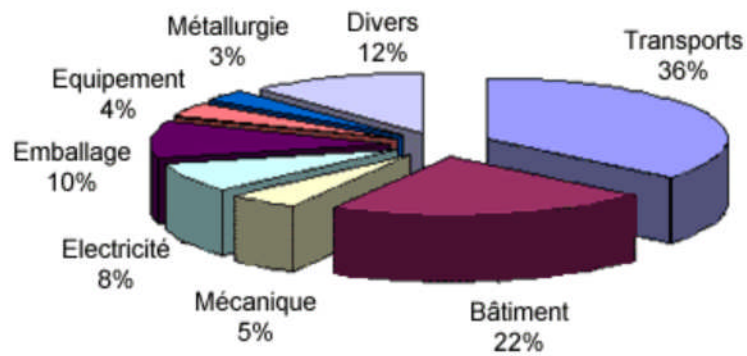


Figure I.1.4- Domaines d'utilisation des alliages d'aluminium.

CHAPITRE I.2 - ELABORATION DES ALLIAGES D'ALUMINIUM

INTRODUCTION : [1]

Depuis la fin de la deuxième guerre mondiale, l'aluminium est peu à peu devenu l'un des principaux métaux industriels. Des produits de haute technologie aux canettes de boissons, l'aéronautique, l'automobile etc. il s'en consomme plus de 30 millions de tonnes par an dans le monde. C'est à partir de la mine que commence la longue série de transformations de la Bauxite en métal. Toute une filière est née en amont et aval de cette pièce maîtresse de l'industrie de l'aluminium qu'est l'usine d'électrolyse.

I.2.1 - LE MINERAI DE L'ALUMINIUM : [6,7]

La production au niveau industriel de l'aluminium commence à partir de la bauxite, celle-ci se présente sous forme de poudre, granules, roche ou d'argile, et peut être de couleur crème, rouge, brune, jaune ou grise. Elle contient entre 45 et 60% en poids d'oxyde d'aluminium (Al_2O_3) appelé alumine.

La teneur de la bauxite en oxyde de fer est relativement élevée, ce qui lui donne la couleur rouge. La bauxite blanche, est celle qui contient peu de fer, mais beaucoup de silice. Le plus souvent, on utilise les bauxites rouges pour l'élaboration de l'aluminium en raison de leur faible teneur en silice ($< 5\%$) [A]. La bauxite est le minerai le plus utilisé pour obtenir de l'alumine, matière intermédiaire, nécessaire à la fabrication de l'aluminium après une série de traitements. La figure I.2 illustre les principales étapes de production de l'aluminium.

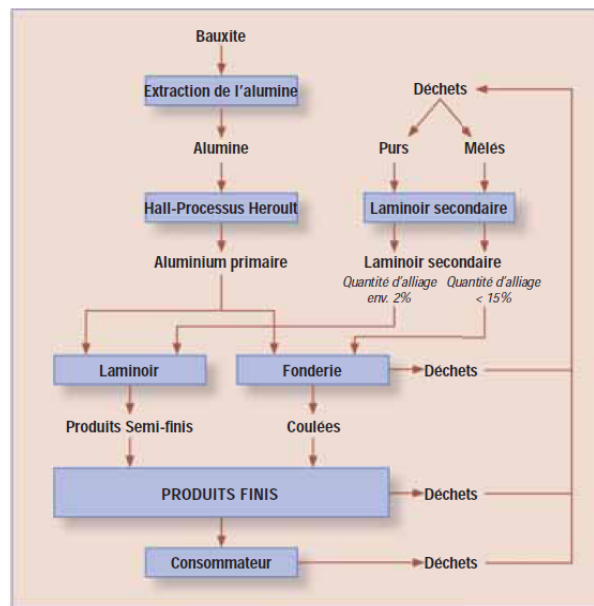


Figure I.2.1 - Etapes de production de l'aluminium. [3]

I.2.2 - Extraction de l'alumine pure (oxyde d'aluminium) à partir de la bauxite :

La récupération de l'alumine commence par un concassage et une trituration fine de la bauxite, puis de son chauffage sous pression à l'hydroxyde de sodium. Dans ce processus, un aluminat de sodium soluble dans l'eau est formé avec des résidus insolubles de fer, titane et silicium, appelés "boue rouge" qui sont séparés par sédimentation. A cette solution très diluée d'aluminat de sodium l'on rajoute des "germes cristallins" d'hydroxyde d'aluminium frais pour amorcer la précipitation de l'hydroxyde d'aluminium pur ($\text{Al}(\text{OH})_3$). Par le biais de la calcination à 1200°C , l'eau est éliminée de l'hydroxyde d'aluminium et il reste l'alumine anhydre pure (oxyde d'aluminium).

I.2.3 - Le processus Hall-Héroult :

Transformer l'alumine en aluminium. L'obtention de l'alumine pure nécessite un processus électrochimique qui permettra d'extraire l'aluminium de son oxyde.

Comme le point de fusion de l'oxyde d'aluminium est très élevé, 2050°C , il est mélangé à de la cryolite qui réduit le point de fusion à 950°C . De plus, la cryolite fait augmenter la conductivité et en conséquence, l'apport d'électricité.

L'électrolyse a lieu dans un grand conteneur en acier revêtu au carbone ou au graphite, contenant des tiges d'acier pour conduire l'électricité. Les parois et le fond clandés au carbone forment la cathode et la coulée d'oxyde-cryolite d'aluminium est l'électrolyte. Les plaquettes de carbone pendues sur un montage au-dessus de la coulée servent d'anodes.

Lors de l'électrolyse, le carbone de l'anode réagit à l'oxygène de l'alumine, et lors d'une réaction secondaire, de l'aluminium métallique est produit avec la formation de dioxyde de carbone:



L'aluminium liquide a une densité plus élevée que la coulée d'électrolyte et se dépose au fond du pot. Il est coulé en gue. Par le biais de ce processus, de l'aluminium d'une pureté de 99,0 – 99,9% est produit dont la plus grande partie est utilisée pour la production des alliages d'aluminium. Grâce à une électrolyse additionnelle, la pureté de l'aluminium peut être augmentée à 99,98% pour les produits semi-finis et à 99,99% pour les gueuses. Cet aluminium pur a une résistance très élevée à la corrosion et est particulièrement approprié pour l'anodisation. Il est utilisé pour briller des produits tels que les garnitures décoratives, les réflecteurs, les feuilles pour les condensateurs d'électrolyte et pour les tubes utilisés dans l'industrie chimique et alimentaire. Comme plus l'aluminium n'est pur, plus son coût n'augmente, la pureté d'un aluminium spécifique utilisé pour un produit est déterminée par les exigences de son application. [2]

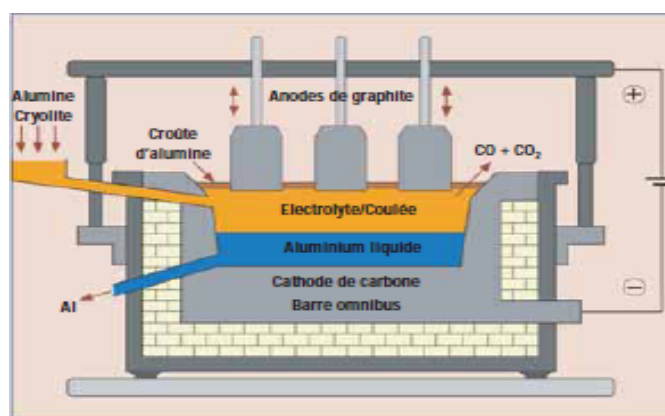


Figure I.2.2 - Schéma d'une électrolyse produisant l'aluminium pur.

L'aluminium pur présente certaines propriétés intéressantes, mais pour les améliorer ou pour lui donner des nouvelles, on lui ajoute des éléments d'alliages, ces alliages sont catégorisés comme alliages corroyés et alliages de moulage.

Dans notre travail on va étudier comment obtenir un alliage de fonderie de la série(4000) qui est l'alliage **AlSi7Zn3Cu2Mg** qui contient comme élément d'alliage principal le silicium.

I.2.4 - L'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg : [4,7]

La composition chimique de l'alliage de fonderie **AlSi7Zn3Cu2Mg** est obtenue par fusion à partir de quatre alliages mère AlSi7Mg, AlSi22, AlZn10, AlCu10 et AlMg10 livrés par Péchiney sous forme de lingots. Cet alliage **AlSi7Zn3Cu2Mg** qui régit notre étude est coulée en sable par gravitation par la combinaison de 40% de lingots neufs et de 60% de retour.

Analyse chimique AlSi7Zn3Cu2Mg :

Eléments chimiques	Al	Si	Zn	Cu	Mg
% Mass.	87,95	6,57	2,81	1,85	0,82

Les alliages prévus pour le moulage, doivent posséder une coulabilité élevée, un retrait relativement faible, une faible aptitude à la fissuration à chaud et à la porosité et de bonnes propriétés mécaniques avec une résistance élevée à la corrosion.

Les principaux alliages de fonderie avec leurs compositions chimiques sont indiqués sur le tableau ci-dessous

Types	% d'éléments d'alliages				% d'autres éléments					
	Mg	Si	Mil	Cu	Tl	Fe	Zn	Ni	Cu	Pb+Sn
G-Al Mg3	2,0 à 4,0	0,5 à 1.3	0,05 à 0,5			0,5	0,10		0,05	
G-Al Mg3dek	2,0 à 4,0	<0,5	0,05 à 0,5			0,5	0,10		0,05	
G-Al Mg5	3,5 à 5,5	0,5 à 1.3	0,05 à 0,5			0,5	0,10		0,05	
G-Al Si 5 Mg	1,35 à 0,6	4,5 à 6.0	0,15 à 0,5		0,15	0,5	0,10		0,05	
G-Al Si 7 Mg	0,25 à 0,5	6,5 à 8.0	0,15 à 0,5		0,15	0,5	0,10		0,05	
G-Al Si 10 Mg	0,2 à 0,4	8,5 à 10,5	0,15 à 0,5		0,15	0,6	0,10		0,05	
G-AlSi 1 OMg(Cu)	0,2 à 0,4	8,5 à 11,5	0,2 à 0,5		0,15	0,6	0,5	0,3	0,5	0,2
G-Al Si 6 Cu	0,25 à 0,55	5,5 à 7,0	0,2 à 0,5	1,0 à 2,0	0,15	0,6	0,5	0,2		0,1
G-Al Si 7 Cu1	0,25 à 0,6	6,5 à 8,0	0,2 à 0,5	1,0 à 2,0	0,15	0,8	1,0	0,3		0,3
G-Al Si 7 Cu2	0,2 à 0,7	6,5 à 8,0	0,2 à 0,5	1,0 à 2,0	0,15	0,9	1,2	0,3		0,3

Tableau I.2.1 - Composition chimique des principaux alliages d'aluminium de fonderie.

Les alliages de fonderie sont obtenus de deux façons :

- soit à partir d'aluminium provenant directement des cuves d'électrolyse auquel on ajoute les éléments d'addition de l'alliage (alliages dits de première fusion);
- soit à partir de rebuts récupérés, assortis et purifiés. Ils sont dits de deuxième fusion et assurent pratiquement 50% de la production totale des pièces de fonderie.

Il existe, en plus de l'aluminium non allié, quatre grandes familles d'alliages d'aluminium de fonderie, qui sont fonction des éléments d'alliages ajoutés. Ceux-ci se retrouvent soit en solution solide soit sous forme de précipités. Ces familles sont les alliages au silicium, au cuivre, au magnésium et au zinc. On distinguera les additions principales déterminantes pour les propriétés du matériau et les additions secondaires, en plus faible quantité, qui ont une action spécifique, [8] :

Le silicium : (figure 1.3(a)) confère à l'alliage d'excellentes propriétés de fonderie, telles qu'une augmentation de la coulabilité, une diminution de la criquabilité et de l'aptitude à la retassure (il se dilate à la solidification). On note aussi une augmentation de la résistance à l'usure (le silicium est très dur), de l'étanchéité des pièces, mais une diminution de l'allongement à la rupture;

Le cuivre : (figure 1.3(b)) augmente les propriétés mécaniques par durcissement structural, principalement la dureté (donc l'usinabilité) et la tenue à chaud sans perte au niveau de la coulabilité mais diminue la résistance à la corrosion et augmente l'aptitude à la crique;

Le magnésium : (figure I.4(a)) augmente la résistance à la corrosion, aux dommages, l'allongement à rupture et engendre un nouveau système durcissant après traitement thermique (Mg_2Si) mais diminue les propriétés de fonderie et d'usinabilité (les copeaux ont tendance à coller aux outils, ce qui augmente leur usure).

Le zinc : (figure I.4(b)) très peu utilisé à cause de ses médiocres capacités en fonderie et ses faibles propriétés mécaniques, il se trouve sous forme de ternaire Al-Zn-Mg, ce qui donne un alliage à durcissement structural avec des précipités $MgZn_2$. atténue le gazage de l'alliage, améliore la coulabilité (faiblement), diminue l'allongement, augmente la tendance à la micro retassure et l'agressivité chimique de l'alliage fondu. [9]

I.2.5 - Les impuretés et leur influence :

Les impuretés contenues dans ces alliages sont importantes car elles modifient, volontairement ou non, les diverses propriétés du matériau. On trouve principalement comme impuretés :

Le fer : c'est une impureté naturelle du silicium et de l'aluminium. Il fragilise la pièce produite par formation de composés intermétalliques durs et fragiles qui peuvent faciliter l'amorçage d'une fissure par décohésion lors d'une sollicitation mécanique. De plus, il gêne l'alimentation en métal liquide des pièces dans le moule par formation de plaquettes d'éléments intermétalliques et diminue l'étanchéité de la culasse.

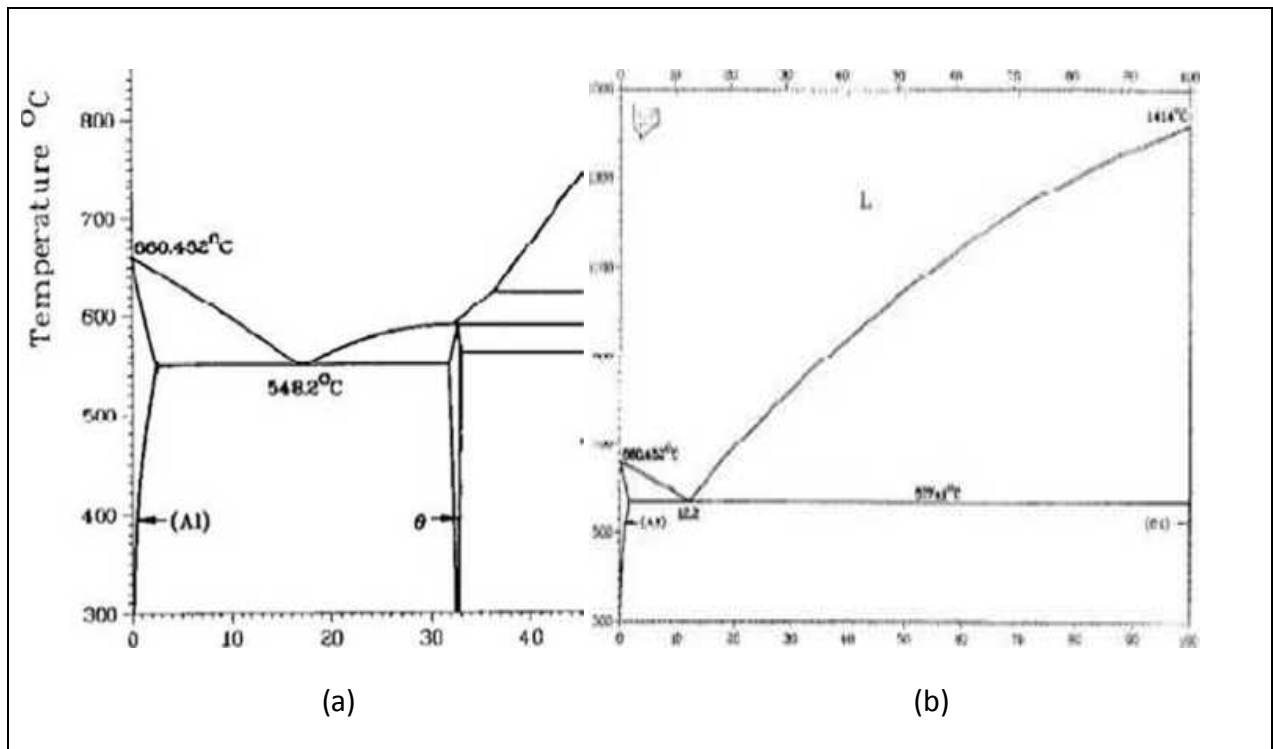


Figure I.2.3 - Diagramme de phase des binaires (a) Al-Si (% en poids de Si), (b) Al-Cu (% en poids de Cu), [10].

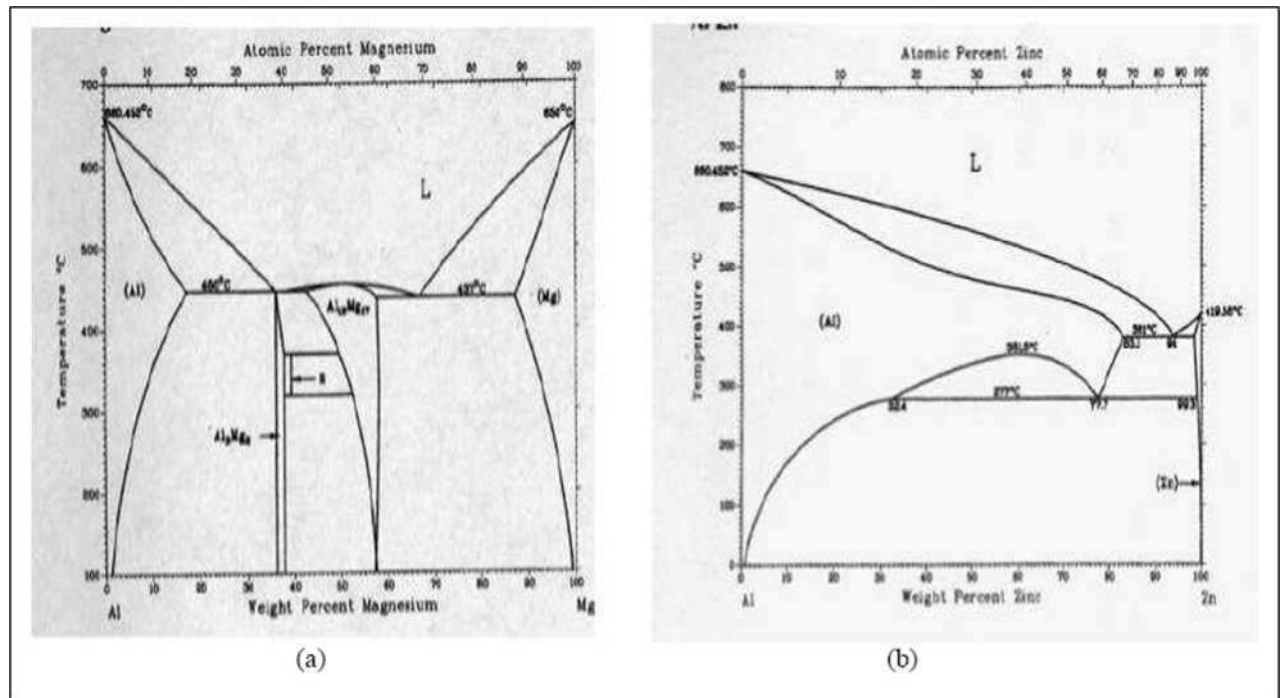


Figure I.2.4 - Diagramme de phase des binaires (a) Al-Mg (% en poids de Mg), (b) Al-Zn (% en poids de Zn), [10].

Pour avoir de bonnes propriétés mécaniques, sa teneur est limitée à moins de 0.14% dans les alliages de première fusion dits à haute pureté; le chrome et le manganèse ont sensiblement les mêmes effets;

Le Nickel : améliore légèrement les propriétés à chaud mais coûte cher; le plomb au-delà de 0.05% il neutralise la modification au strontium et diminue les propriétés mécaniques de l'alliage (voir par exemple [11]) sur un Al-Sn-Si-Cu pour paliers de bielle de moteur diesel);

L'étain abaisse les caractéristiques mécaniques, augmente la porosité, améliore très peu la coulabilité;

Le phosphore : est un poison pour les alliages hypo-eutectiques car il constitue un site de germination du silicium, par contre, ce sera un élément affinant pour les alliages hyper eutectiques (hyper-silices) ; figure I.5(b). En effet dans ces alliages, ce sont les plaquettes de Si qui germent en premier et il n'y a donc pas de dendrites d'aluminium; l'antimoine permet de piéger le phosphore mais n'est pas compatible avec le Strontium; le lithium très oxydable, regaze instantanément et considérablement l'alliage.

Les éléments que l'on ajoute volontairement pour leurs propriétés bénéfiques sont indiqués ci-dessous.

Le titane : c'est une impureté de l'aluminium, mais il permet d'affiner la dendrite de solution solide riche en aluminium: c'est un affinant. L'opération d'affinage consiste à ajouter dans l'alliage liquide des germes de cristallisation comme TiB_2 en grand nombre afin d'augmenter le nombre de grains de l'alliage pour diminuer la taille de dendrite et augmenter les caractéristiques mécaniques ainsi que la durée de vie en fatigue. Au-delà de 0.4%, il se forme $TiAl_3$ qui diminue l'usinabilité mais améliore encore l'affinage. Ainsi, dans [12], les auteurs rapportent que l'alliage Al-Ti (le titane étant souvent titré à 5%) gagne en efficacité d'affinage s'il est laminé et/ou traité thermiquement car le nombre de particules servant de site de germination se trouve décuplé.

Le sodium : ou le strontium : modifient la structure de l'eutectique naturellement lamellaire (figure I.2(b)) en eutectique globulaire, ce qui permet de diminuer le risque de retassures, de faciliter l'usinage et d'augmenter les caractéristiques mécaniques[13], Cet effet est annulé par le Bore [14] .

Le calcium: prolonge le temps de modification par le sodium;

Le scandium : [15], [16] et [17] décrivent l'effet de l'addition de scandium (et de zirconium) dans le cas d'alliages Al-Mg, il améliore les propriétés mécaniques et les aptitudes au soudage.

Industriellement, les alliages Al-Si sont les plus utilisés pour leurs propriétés de fonderie, leur aptitude au soudage, leur bonne stabilité dimensionnelle et leur faible température de fusion. Ils ont de plus une bonne résistance aux éraflures lors des périodes de faible lubrification du moteur (démarrage à froid par exemple) [18].

I.2.5.1 - MATERIEL UTILISE : [19]

I.2.5.1.1 - Le four de fusion: est constitué d'un couvercle principal et d'une virole métallique entourée de deux couches, la première en béton isolant, la deuxième en béton réfractaire, d'épaisseurs de 150mm chacune. A l'intérieur de la virole, trois briques réfractaires formant le formage sont disposées sur la sole du four sur lesquelles repose un creuset en graphite de charge 350 kg. Le four est chauffé par deux brûleurs à gaz de production et s'articule de l'avant (coulée) vers l'arrière (chargement) avec ses différents accessoires poteyés.

I.2.5.1.2 - Le four de maintien : dont le creuset est de capacité de 150 kg construit de la même façon que le four de fusion avec ses différentes louches en acier poteyées.

I.2.5.1.3 - La poche de coulée : en graphite de 50 kg est manipulée à l'aide d'un pont roulant. La poche est préalablement maintenue chauffée continuellement toute la journée à l'aide d'un brûleur à gaz qu'on remplit directement à partir du four de fusion en position avant, et c'est à partir de cette poche montée sur un support pivotant, généralement munie d'un volant de manœuvre que l'on coule les moules préparés ou qu'on remplit le four de maintien.

Les fours de fusion et de maintien ainsi que la poche de coulée doivent être nettoyés et calcinés périodiquement à l'aide de matériel approprié

I.2.5.1.4 - Le pyromètre de Type K : c'est un thermocouple standard qui permet de mesurer dans une gamme de températures comprise entre (270 et 1372)°C de composition : Chromel, alliage de (NiCr) et d'Alwneel, alliage de (NiAl5Si)

I.2.5.2 - LA COULEE :

La fusion du métal se fait dans un four à gaz de production, se basculant de l'avant vers l'arrière, comportant un creuset en graphite de capacité 350Kg dont la charge est composée approximativement pour :

- L'AlSi7Mg, (40 à 50) % (140 à 175) Kg de lingots neufs de dimensions (720 x 100 x 80) mm³ livrés par Pechiney et d'un mélange de jets de coulée « (50 à 60) % (175 à 210) Kg de retour (masselottes, évents, trous et canaux de coulée, pièces défectueuses et rebutées...etc.) et dont les brûleurs sont réglés convenablement.

Une fois la masse en fusion totale est devenue liquide à environ 700°C, on procède au premier décarassage et écrémage à l'aide d'une louche poteyée et appropriée et on prélève une première éprouvette de spectrométrie pour analyse chimique immédiate. Des résultats de cette analyse, on effectue la première collection s'il y a lieu. La masse liquide subit ensuite un traitement de dégazage suivi d'un deuxième décarassage et de couverture dans le four. Ensuite le métal est coulé dans une poche de préchauffage où l'on procède aux opérations d'affinages et de décarassages. On réalise une seconde éprouvette pour vérifier l'effet de collection. Si les résultats d'analyse de cette seconde éprouvette sont conformes, les pièces peuvent être coulées respectivement dans la coquille métallique unique ou des moules en sable préparés à cet effet, ainsi les éprouvettes de référence sont appelées brut de coulée notées : F.

Pour chercher à augmenter plus les caractéristiques de résistances de l'état F et obtenir essentiellement de grandes contraintes d'élasticité, de grands modules de rigidité avec de

faibles déformations, les matériaux de désignations numériques 40000 sont soumis aux traitements spécifiques T46.

La collection de la composition chimique de la niasse liquide se fait à l'aide d'alliages - mères sous forme de lingots neufs en AlSi7Mg, AlSi22, AlZn10, AlCu10 et AlMg10 livrés par Pechiney. Pour corriger la perte au feu en Magnésium due à la fusion, on ajoute 2% (6kg) de AlMgl0 en lingots neufs de dimensions (600 x 100 x 40) mm³. pour réajuster le titre en Manganèse ainsi que celui en Silicium dû à T appauvrissement des jets de coulée, on introduit respectivement 1% (3kg) de Al-Zn lingots neufs de dimensions (600 x 100 x 40) mm³ et quelquefois d'un pourcentage de AlSi7 lingots neufs de dimensions (740 x 100 x 80) mm³ à déterminer après analyse chimique de la charge pour l'obtention d'une concentration exacte en AlSi7Mg et ou en AlSi7 conforme à la norme NF A5 7-702.

I.2.5.2.1 – DEGAZAGE :

La solidification sous vide partiel permet au gaz de se dégager, refoulant la partie du métal encore liquide vers la surface, produisant le gonflement caractéristique analogue au rochage bien connu des fondeurs d'alliages cuivreux. Par contre une surface plane est significative d'un alliage dégazé et sain.

Une fois la masse liquide en fusion totale à environ 700°C est corrigée, on introduit une quantité de dégazer qui se présente sous forme de pastille bleue de 200 grammes à la température 710°C environ: la dose d'emploi est environ 0.25 % (1Kg) de la charge totale. Ce dégazer appelé covéral 701 SM a pour fonctions de dégazage, de désoxydant et d'affinage puis on procède à l'opération de décrassage à l'aide d'une louche poteyée et appropriée. Ensuite, on introduit 1.5 à 2% (4Kg) de poudre appelée covéral 55 pour protection superficielle du bain liquide pour éviter toute oxydation à haute température et toute contamination extérieure.

I.2.5.2.2 - L'AFFINAGE :

On mélange le sel de sodium dans une proportion d'alliage en **AlSi7Zn3Cu2Mg**. Cette opération a pour but : La modification de la texture et l'orientation des cristaux de silicium et affiner la structure. L'opération d'affinage du grain est indispensable pour obtenir de bonnes caractéristiques mécaniques et se fait dans la poche à une température de (730-750) °C.

Une fois l'opération de protection de la masse liquide est achevée dans le four, on procède à l'opération de coulée du métal liquide dans une poche de préchauffage de 50Kg où l'on procède à l'opération d'affinage. Pour cela, on introduit dans la poche remplie du métal fondu environ 0.5 % (0,25Kg) d'un mélange de sel de Sodium sous forme d'une poudre bleue d'affinage, appelée covéral 36 A. ensuite on décasse le bain liquide. Puis attendre 10 à 15 secondes pour verser la poudre B (0.25Kg). puis décasser une deuxième fois dans la même poche la surface du bain, puis verser les poches remplies de liquide affiné dans les moules en sable préparés à cet effet, ou bien remplir le four de maintien de 150 Kg à l'aide de poches pleines du même liquide qu'on verse à l'aide d'une louche poteyée dans la coquille une fois préparée. Pour éviter toute inclusion, impureté et toute quantité de peaux d'alumine restantes après plusieurs écrémages, des filtres, généralement en toile de verre, sont insérés par précaution dans les moules au niveau des canaux de coulée. La température de coulée varie en fonction de l'épaisseur de la pièce, elle est généralement comprise entre (680 - 750) °C. Les deux modes de coulée se fait par gravitation. Une fois les éprouvettes ont été coulées dans des moules en sable et en coquille, ainsi le métal solidifié est dit brut de coulée noté : F.

Après refroidissement, le démoulage des moules en sable s'effectue par vibration, à l'aide d'une machine à vibrer : on pose le moule sur une grille vibrante, le sable se décolle de la grappe métallique (pièce moulée, système de remplissage. masselottes) et passe à travers la grille de décochage par contre la grappe reste sur la grille .Le sable sera régénéré pour une nouvelle opération de moulage, par contre l'opération de démoulage de la coquille s'effectue manuellement à l'aide de gangs spéciaux. Une fois l'opération de démoulage des grappes coulées en sable et en coquille achevée, elles sont ensuite acheminées vers le poste de parachèvement pour dessablage à l'aide d'une grenailleuse et déburrage pour les grappes coulées en sable suivi d'ébarbage : sciage, meulage, opérations qui consistent à séparer la pièce des différents appendices de coulée (alimentation, masselottes...etc.) ainsi qu'à supprimer les traces et bavures éventuelles qui peuvent survenir, notamment au niveau du plan de joint ou de la liaison entre le moule et le(s) noyau(x).

L'ébarbage commence donc à la scie verticale, où l'on sépare grossièrement la pièce des appendices de coulée. Il se poursuit ensuite à l'aide de différents outils allant de la meule à ruban à la ponceuse à bande, finition, contrôle des côtes, poinçonnage, éventuellement traitements thermiques et essais mécaniques.

I.2.6 – MOULAGE : [20]

I.2.6.1 - EN SABLE :

Deux types de sable peuvent être utilisés :

I.2.6.1.1 - Moulage au sable silico - argileux, sable noir ou "sable à vert " :

Ce moulage est composé de deux demies empreintes laissées par le modèle dans le sable tassé, ce sable est principalement un mélange composé de silice, d'argile 10% et d'eau 4%, il est directement réutilisable après avoir été convenablement humidifié, aéré et tamisé. L'argile humidifiée est de liant entre les grains de silice de granulométrie bien déterminée. Il est de couleur brun - jaune lorsqu'il est neuf, mais il se colore très rapidement en noir au contact du métal chaud, d'où l'appellation de sable noir. Pour faire un moule, on utilise généralement deux plaques modèles et deux châssis sur la plaque modèle de façon que celle-ci laisse son empreinte dans le sable, on ferme ensuite le moule par l'assemblage des deux châssis, généralement en acier, qui comportent des douilles de centrage dans lesquelles on introduit des broches afin d'assurer le positionnement des deux demi moules et on remplit avec du métal en fusion pour obtenir l'éprouvette par gravitation.

I.2.6.1.2 - Moulage au sable à prise chimique :

Ce sable à prise chimique est constitué principalement d'un gaz spécial injecté au sable noir. La technique du sable à prise chimique permet plus de précision que le sable noir et donne un meilleur aspect de peau de pièce. On peut obtenir, avec ce procédé, des toiles beaucoup plus fines. En général le sable à prise chimique est destiné à la réalisation des noyaux.

I.2.6.2- EN COQUILLE :

Dans ce mode de moulage, le moule se compose de deux chapes en acier (5% de chrome), qui a pour rôle de maintenir les empreintes. Ces chapes séparées par un plan de joint, doivent être éventuellement préparées et chauffées à une température (200 à 300)°C à l'aide d'un brûleur à gaz pour permettre à la masse liquide en fusion de bien occuper complètement tout

le volume de l'emprunte afin d'éviter tous les défauts volumiques de criquabilité et de retassures. Pour augmenter la fluidité et la coulabilité du métal liquide à l'intérieur des empreintes qui sont traités thermiquement et peuvent faire l'objet de traitements de surface (carbo - nitruration et traitement de surface), ou doit appliquer sur les deux demies empreintes, deux couches de poteyage avec l'AQUAGEL87 et le DYCOTE 34 qui servent de protection, d'isolant et de conducteur, par contre les appendices de coulée (alimentation, masselottes. etc.). Leur poteyage se fait avec une poudre le DYCOTE 140. Les AQUAGELS, les DYCOTES sont des pâtes de couleurs rouge et blanche. Leur préparation nécessite un mélange de 1 Kg de cette poudre dans 5 litres d'eau qu'on projette à l'aide d'un pistolet à air comprimé. Les DYCOTES étant plus fins ce qui donne un meilleur plan et une bonne santé de pièce et après tout ça on remplit avec du métal en fusion pour obtenir l'éprouvette.

Dans le cas du moulage en coquille par gravité, pour de petites séries, les coquilles sont munies de poignées étudiées pour dissiper la chaleur, manipulées à l'aide des gants spéciaux et manœuvrées manuellement.

Après refroidissement, on retire les éprouvettes des moules en sable et en coquille, ainsi le métal solidifié est dit brut de coulée noté F. Les éprouvettes brutes de coulée sont ensuite acheminées vers le poste de parachèvement pour dessablage à l'aide d'une grenailleuse, sciage, meulage, ébarbage, finition et contrôle des cotes.

I.2.7 – PROCEDURE EXPERIMENTALE DE CHARGEMENT DU FOUR : [21]

La charge composée de l'alliage solide doit être préchauffé avant de l'introduire progressivement dans le four de la manière suivante :

- A 500°C, on procède au chargement de (25 à 30) % (87,5 à 105) kg du mélange de jets de coulée : retour de fonderie composé de préférence de la petite pièce puis on étale la première couche de couverture.
- A 680°C, on introduit (20 à 25) % (70 à 87.5) kg de lingots neufs.
- A 690°C, on ajoute les (20 à 25) % (70 à 87,5) kg de lingots neufs.
- A 710°C, on complète par (25 à 30) % (87,5 à 105) kg de retour suivi d'un premier écrémage.

- A 720°C , on introduit (1kg) de DEGAZER covéral 701 SM suivi d'un deuxième écrémage.
- A 740°C, on étale (4Kg) de poudre covéral 55 pour protection superficielle du bain
- A $(730 \leq T \leq 750)$ °C, on procède aux opérations d'affinage avec 0.25Kgde covéral 36A. Ensuite on décrasse. Puis attendre 10 à 15 secondes pour verser 0.25Kg de poudre B suivi d'un écrémage.
- entre (680 -750) °C, coulées dans des moules en sable et en coquille avec filtres en toile de verre insérés par précaution dans les moules au niveau des canaux de coulée.

I.2.8 – RECOMMANDATIONS :

- Par mesures de précautions, il est impérativement obligé de conserver les alliages d'élaboration de désignations AlSi7Mg et AlSi7. Les alliages - mères de correction AlSi7Mg, Al Mg et Al Zn livrés par Pechiney sous forme de lingots de dimensions normalisées, ainsi que le retour de fonderie composé d'appendices de coulée, de masselottes. d'évents etc. dans un endroit chauffé et couvert pour éviter toute humidité néfaste lors de la coulée.
- Les fours de fusion et de maintien ainsi que la poche de coulée doivent être calcinés et nettoyés périodiquement à chaque fin de journée à l'aide de matériel approprié.
- Chaque charge respective introduite progressivement dans le four de fusion doit être préchauffée sur le carreau de sou couvercle principal pour éviter toute projection du métal.
- L'affinage dans le four de maintien doit être renouvelé à chaque heure car il perd son effet.
- L'alliage en fusion ne doit pas séjourner plus de 24h car il perd ses qualités.

I.2.9 - EN CONCLUSION :

Pour obtenir un alliage sain, il est nécessaire d'exécuter en même temps les quatre opérations essentielles suivantes:

- **Le dégazage :** Consiste à éliminer les porosités fondées par la quantité l'hydrogène dissous dans l'alliage liquide, provenant de la réduction de la vapeur d'eau.

- **La désoxydation** : Appropriée du bain de l'alliage par élimination totale des inclusions qui sont principalement des particules constituées par des oxydes formés lors de la fusion des alliages.

- Eviter l'apparition des défauts, d'une part de retassures dues à la contraction volumique qui s'effectue lors de la solidification qui doit être orientée de l'alliage en disposant convenablement des masselottes. D'autre part de criques causées par le choc thermique lors de la trempe

Le dégazage et la désoxydation appropriés se font instantanément en introduisant des pastilles de 200 g qui jouent le rôle de dégazer et de désoxydant dans le bain liquide

L'Aluminium et ses alliages sont difficiles d'élaboration à haute température car ils s'oxydent facilement, attirent tous les gaz (CO , CO_2 , H_2 , H_2O , N_2 ...etc.) présents dans l'atmosphère et se contaminent facilement en contact des outils de manutention non protégés. Pour cela des règles strictes et précautions sont nécessaires à prendre.

I.2.10 - REGLES GENERALES DE FUSION :

01. Contrôler la température avec un pyromètre régulièrement étalonné. Eviter de dépasser les valeurs prescrites.
02. Eviter toute humidité de quelque origine : coke, creusets, réfractaires, outils, métal, flux... etc.
03. Régler convenablement les brûleurs.
04. Eviter l'enrichissement en fer par contact avec des outils non protégés.
05. Ne pas utiliser de creusets en fonte. Poteyer soigneusement les outils de fusion et de coulée.
06. Contrôler périodiquement la composition chimique de la masse liquide en fusion.
07. Procéder aux opérations de dégazages, de couvertures, d'affinages, d'écémages et de décrassages.
08. Etablir la correction de la masse liquide en fusion à l'aide de lingots - mères.
09. Pour avoir une bonne santé de la pièce, la masse liquide, les moules doivent être bien préparés et la température de coulée doit être comprise entre (680 - 750) °C.
10. Avant de procéder à tout chargement du four, il faut impérativement nettoyer et calciner les creusets en graphite convenablement.

CHAPITRE 1.3 - TRAITEMENTS THERMIQUES, DIFFUSION, PRECIPITATION ET STRUCTURES

INTRODUCTION :

Les traitements thermiques ont pour but de modifier la nature et la répartition des constituants d'un matériau. Selon le domaine d'application du matériau les traitements peuvent améliorer ou détériorer les propriétés mécaniques de ce dernier. En général, les traitements thermiques en métallurgie sont : la trempe, le revenu, le recuit et le durcissement.

I.3.1-STRUCTURE :

Les propriétés extrinsèques d'un alliage d'aluminium sont intimement liées au changement de sa structure cristalline, du type de liaison atomique, mais aussi, de sa composition chimique et de la densité des défauts internes extrinsèques.

I.3.1.1-Type de liaison atomique :

Dans notre cas l'alliage étudié Al-Si possède des liaisons métalliques fortes dont dépend le module d'Young intrinsèque E.

Plus les forces de liaison interatomiques augmentent, plus la valeur de E est élevée.

I.3.1.2-Traitements thermiques des alliages Al-Si :

Objectif : Améliorer la résistance mécanique des alliages d'aluminium par durcissement structural

Le durcissement par affinement de la taille des grains et structural s'obtient par une succession de traitement thermique contrôlés dont le but final est l'obtention d'une structure fine avec une répartition optimal et homogène des éléments ajoutés et des propriétés dans la matrice. Plus les grains et les précipités sont petites et nombreux, plus le mouvement des dislocations seront entravées, ce qui améliore considérablement les propriétés mécanique de résistance de ces derniers.

En général, les traitements thermiques des alliages Al-Si sont : l'homogénéisation, la trempe, la maturation, le revenu et les recuits

I.3.1.3-Les principaux traitements thermiques d'alliages d'aluminium :

I.3.1.3.1 - Traitement d'homogénéisation :

Plus particulièrement destiné aux alliages moulés, il consiste en un maintien prolongé (6 à 48h) à une température la plus élevée possible afin de modifier la structure de l'alliage permettant de faciliter sa mise en œuvre ou améliorer ses propriétés.

Selon les alliages, il favorise :

- La dissolution des phases métalliques en excès
- L'homogénéisation des concentrations
- La coalescence

Condition des traitements d'homogénéisation	
Alliage	Température
3003	508 à 630°C
6060	540 à 590°C
6081-6082	525 à 550°C
2017 A	480 à 500°C
2024-2011	475 à 495°C
2014	485 à 505°C
2618-2219	485 à 535°C
7075-7049 A	440 à 470°C
5000 Mg<2%	520 à 600°C
2<Mg<4.5%	510 à 550°C
Mg> 4%	490 à 530°C

Tableau I.3.1 - Condition des traitements d'homogénéisation.

I.3.1.3.2- Traitement de durcissement structural (Trempe, Revenu ou Maturation) :

Certains alliages Al-Cu, Al-Mg-Si, Al-Zn-Mg issus de fonderie ou de forgeage, peuvent être durcis. Après mise en solution puis trempe à l'eau (froide ou chaude), l'alliage se trouve dans son état le plus doux (trempe fraîche) permettant redressages, conformations, cintrages et/ou emboutissages. Cet état peut être maintenu (congélation) par conservation à une température inférieure à la température ambiante.

Le durcissement est obtenu après revenu ou maturation. La qualité du traitement réside dans la qualité de préparation de la charge, la précision des températures ($\pm 3\text{ }^{\circ}\text{C}$), le respect

D'un temps de transfert entre four de mise en solution et bac de trempe et enfin une vitesse de refroidissement supérieure à la vitesse critique de trempe. Le choix du milieu de refroidissement (eau $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ à $100\text{ }^{\circ}\text{C}$, émulsion polymère) est déterminé par les exigences géométriques des pièces.

I.3.1.3.3 -Traitement d'adoucissement :

L'objectif est de conférer à un alliage donné écroui la plus faible limite d'élasticité tout en lui rendant ses propriétés et meilleures capacités de déformation.

3 possibilités :

- **Restauration :** Adoucissement partiel par réchauffage à température modérée (250°C) permettant une réorganisation des dislocations
- **Recristallisation :** Adoucissement complet par chauffage à température plus élevée permettant la formation de nouveaux grains
- **Coalescence:** Durcissement structural par grossissement de précipités résultant de dissolution à haute température de fines particules.

I.3.1.3.4 -Stabilisation – Détensionnement :

Élimination des contraintes résiduelles par relaxation thermique à des températures de l'ordre de 120 à $140\text{ }^{\circ}\text{C}$.

I.3.1.3.5 -Revenus spéciaux :

Les alliages à haute résistance (type Al-Zn-Mg-Cu à plus de 1.25% de cuivre, 7075, 7049A ou plus récemment type 7010, 7050, 7175, 7475 à la base de la construction aéronautique (moderne) présentent à l'état T6 (trempé revenu) des niveaux de caractéristiques mécaniques particulièrement élevés. Toutefois, ces caractéristiques sont obtenues au détriment de la résistance à la corrosion sous tension qui peut s'avérer relativement faible dans le sens travers court des produits épais (tôles laminées, pièces forgées). Différents types de traitements T7 (double revenu ou revenu étagé) ont été généralisés afin d'obtenir un compromis entre les caractéristiques mécaniques et la résistance à la corrosion et la ténacité. Le traitement T73 apporte une complète désensibilisation vis-à-vis de la corrosion sous tension et une amélioration importante de la résistance à la corrosion exfoliante.

I.3.1.4-Différents recuits :

On distingue quatre types de recuits

I.3.1.4.1-RECUIT DE RECRISTALLISATION :

C'est un recuit destiné à faire recristalliser un aluminium pour obtenir un grain plus fin, après un recuit de stabilisation. On l'utilise également pour régulariser les effets des contraintes provoquées par la déformation à froid à une température inférieure, les parties extérieures des pièces ainsi façonnées étant plus écrouies qu'à cœur. Dans ce cas, la structure cristalline du métal a été d'autant plus modifiée que les contraintes de déformation ont été plus importantes. Ce traitement est absolument nécessaire entre chaque opération de déformation importante.

La recristallisation s'accompagne généralement d'une réduction de la résistance et de la dureté d'un matériau, ainsi qu'une augmentation simultanée de la ductilité.

I.3.1.4.2-RECUIT D'ADOUCCISSEMENT :

Le recuit d'adoucissement s'effectue sur les pièces trempées dans le but de faire disparaître les effets de la trempe. Il permet par la suite un usinage plus facile. Une méthode particulière d'adoucissement consiste à utiliser un cycle thermique permettant de « sphéroïdiser » ou « globulariser » la perlite, en chauffant l'acier et en le laissant refroidir tout juste au-dessous et autour duquel on fait intervenir de faibles variations de température pour faciliter la formation de petites sphérules de carbure de fer, dans une matrice perlitique.

I.3.1.4.3-RECUIT D'HOMOGENÉISATION :

Le recuit d'homogénéisation s'applique aux aluminiums bruts de fonderie pour lesquels le refroidissement a entraîné une mauvaise répartition des constituants (hétérogénéité). Il a pour but de réduire cette hétérogénéité. En fait, ce traitement vise à la fois une composition chimique homogène et adoucissement du matériel, par chauffe et retenue prolongée à température élevée.

I.3.1.4.4-RECUIT DE SPHÉROÏDISATION (ou de COALESCENCE ou de GLOBULISATION) :

Ce recuit consiste, après chauffage à une température légèrement inférieure, à maintenir l'aluminium à cette température pendant un temps plus ou moins long, puis à le refroidir lentement, de façon qu'il soit dans un état aussi doux que possible et exempt de contraintes. Il s'agit également d'un recuit permettant de faire évoluer la forme géométrique des carbures, telles que les lamelles de cémentite vers la forme sphérique stable. Il sert également à améliorer la capacité de déformation à froid du matériau traité.

I.3.1.4.5 -La désignation des états métallurgique (TT) :

Voici un tableau qui résume les différents traitements thermiques que peuvent subir les alliages d'aluminium.

Traitement	Mise en solution et trempe	Travail à chaud	Écrouissage	Vieillessement Naturel	Vieillessement artificiel
T1		×		×	
T2		×	×	×	
T3	×		×	×	
T4	×			×	
T5		×			×
T6	×				×
T7	×				×*
T8	×		×		×
T9	×		×		×
T10		×	×		×
*Sur revenu=stabilise					

Tableau I.3.2 -Les différents traitements thermiques applicables selon les alliages d'aluminium.

Alliage	Procédé de fonderie	Température de Mise-en solution (±10 °F)	Durée de la mise en solution	Température de l'eau lors de la trempe	Température du vieillissement artificiel (±10 °F)	Durée du vieillissement artificiel
206.0 T4	Sand	980 °F (527°C)	14-20 hrs	180 °F (82°C)	---	---
206.0 T6	Sand	980 °F (527°C)	14-20 hrs	180 °F (82°C)	310 °F (150°C)	20 hrs
356.0 T6	Sand	1000 °F (538°C)	8-12 hrs	180 °F (82°C)	310 °F (150°C)	3-5 hrs
356.0 T71	Sand	1000 °F (538°C)	8-12 hrs	180 °F (82°C)	475 °F (246°C)	2-4 hrs

Tableau I.3.3- Les différents traitements thermiques appliqués sur les alliages d'aluminium.

I.3.2 – DIFFUSION : [8]

La diffusion de la matière, ou diffusion chimique, désigne la tendance naturelle d'un système à rendre uniforme le potentiel chimique de chacune des espèces chimiques qu'il comporte.

C'est un phénomène de transport irréversible qui se traduit par la migration d'espèces chimiques dans un milieu. Sous l'effet de l'agitation thermique, on observe un déplacement des constituants lié aux gradients de concentration, de température et de pression.

Exemple de mélange de deux produits par diffusion.

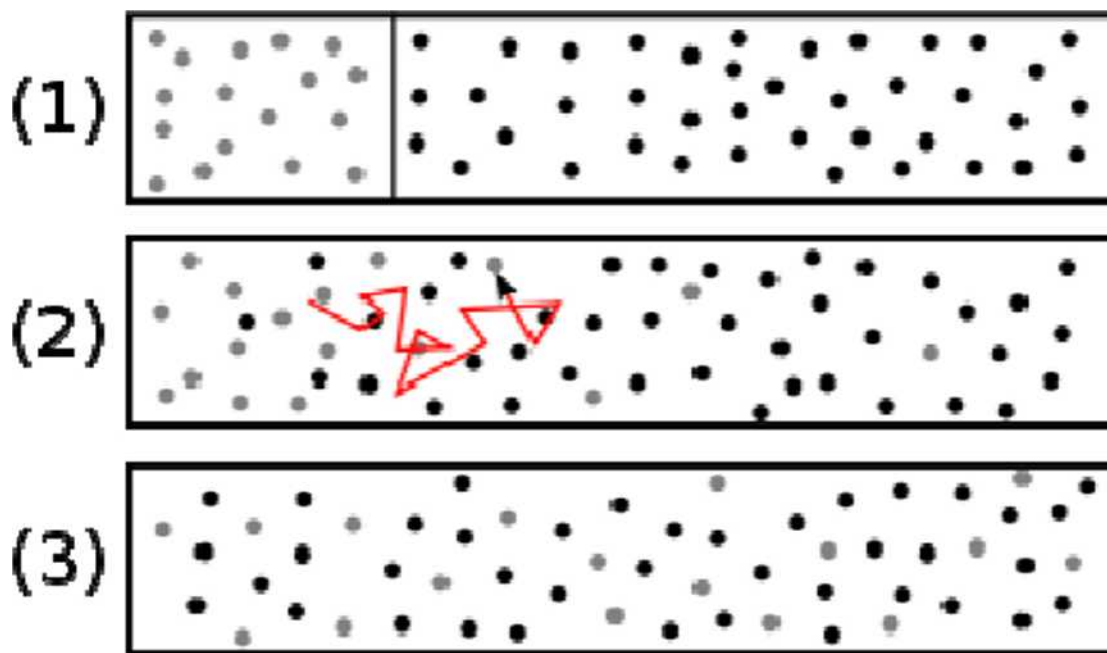


Figure I.3.1 - Diffusion.

I.3.2.1- Mécanisme de diffusion : [7]

A - Auto-diffusion ou diffusion d'atomes de soluté en substitution :

Pour qu'un atome qui soit un atome du réseau soit un atome de substitution dans un réseau puisse se diffuser dans la lacune voisine, il faut qu'il y ait une énergie cinétique Q_a due à l'agitation thermique suffisamment élevée pour écarter les atomes voisins et aussi atteindre la lacune.

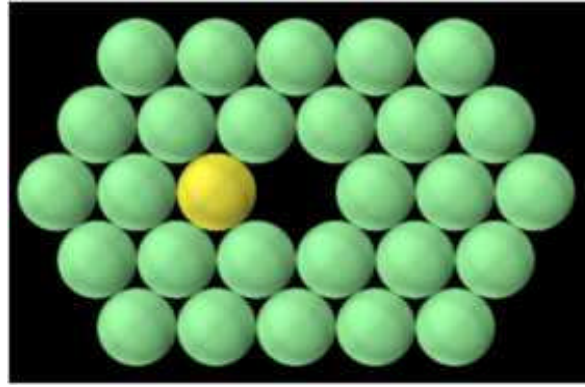


Figure I.3.2 -Atome de substitution dans un réseau en diffusion.

Q_a : énergie d'activation de diffusion des atomes X.

La diffusion est possible grâce à la présence des lacunes en équilibre dans le cristal. L'équation (1) montre que le nombre n_i de lacune en équilibre dans un cristal est d'autant plus élevé que la température de ce cristal est élevée.

$$n_i = N \exp\left(-\frac{Q_i}{kT}\right) \quad (1)$$

Avec N : nombre d'atomes dans le cristal.

Q_i : énergie de formation d'une lacune.

B - Diffusion d'atomes de soluté en insertion :

Si un atome étranger est en solution solide d'insertion, et occupe un site formé par les atomes de la matrice, il doit aussi posséder une énergie cinétique minimale **Q_a** pour se glisser entre les atomes de la matrice et occuper un site semblable voisin.

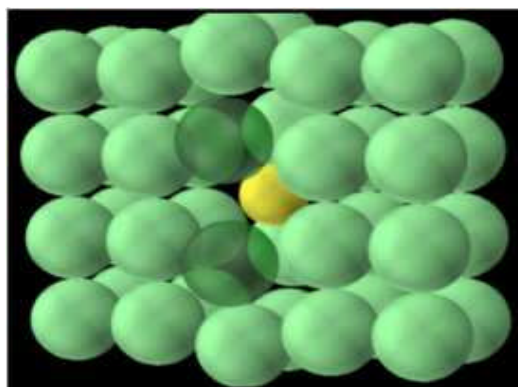


Figure I.3.3- Atome étranger en solution solide d'insertion.

I.3.3 - TRANSFERT THERMIQUE :

Transfert thermique = Énergie en transit dû à une différence de température

I.3.3.1- LES MODES DE TRANSFERT DE CHALEUR :

A- La conduction :

Transport d'énergie dans la matière sans déplacement de matière

Transport par les électrons (conducteur) ou les phonons (isolant)

-nécessite un milieu solide de transmission

-transmission faible dans les gaz

B - La convection :

- Transport d'énergie dans la matière avec déplacement de matière

- Transport par écoulement de fluide (liquides, gaz) / différence de masse volumique

- Nécessite un milieu fluide de transmission

C - Le rayonnement :

Transport d'énergie sous forme d'ondes électromagnétiques

- pas de déplacement de matière

- pas de contact entre les objets ou milieux qui échangent l'énergie

- pas de milieu de transmission nécessaire (dans le vide, ça marche aussi !).

I.3.4 – MICROSTRUCTURE :

La microstructure de l'alliage est en générale affectée par Son histoire

1. thermique,
2. mécanique
3. thermomécanique appropriée.
4. Ajout judicieux d'éléments étrangers à la matrice donnant lieu à la formation d'alliages,
5. Le mode de fabrication,

6. La présence de la densité de défauts,
7. Le mode de coulée.
8. La vitesse de déformation,
9. La sensibilité de la niasse appliquée,
10. Le temps d'application de la charge,
11. La forme et les dimensions de l'éprouvette.

I.3.5 – PRECIPITATION :

Les précipités sont des particules de seconds phases, de composition chimique différente de la matrice et se forment par réaction entre métal de base et un ou plusieurs de ses éléments d'alliages ou entre ses éléments d'alliages eux même.

I.3.5.1- Les différents précipités :

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

a. Les précipités cohérents :

Présentent une continuité cristallographique avec la matrice, les réseaux cristallins de la matrice et du précipité sont semblables, seul différé légèrement les paramètres des deux réseaux. C'est générer des distorsions élastiques à l'interface précipité-matrice.

b. Les précipités semi-cohérents :

Présentent une continuité cristallographique avec la matrice seulement selon certains plans et il n'y a aucune continuité selon les autres plans, la semi-cohérence est parfois obtenue grâce à la présence de dislocation coin le long de l'interface.

c. Les précipités incohérents :

On a un réseau cristallin trop différent de celui de la matrice. Pour qu'il existe une continuité entre les deux réseaux, l'interface matrice-précipité est semblable à un joint de main quelconque

CHAPITRE I.4 - PROPRIETES ET ESSAIS MECANQUES

INTRODUCTION :

Les essais mécaniques ont pour but de déterminer un certain nombre de caractéristiques des métaux et alliages : aptitude à la déformation par traction ou compression, résistance à la pénétration...etc.

Les résultats obtenus, par ces différents essais qui en œuvrent des techniques particulières, sont en relation directe avec la structure du métal et permettent de prévoir son comportement dans les conditions réelles d'utilisation.

I.4.1 - Essais destructibles :

La traction pour identifier les différentes contraintes.

La résilience nous renseigne sur le mode de fracture, la fragilité et la résistance.

I.4.1.1 - Essai de traction : [1]

Le plus simple et le plus courant. 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.

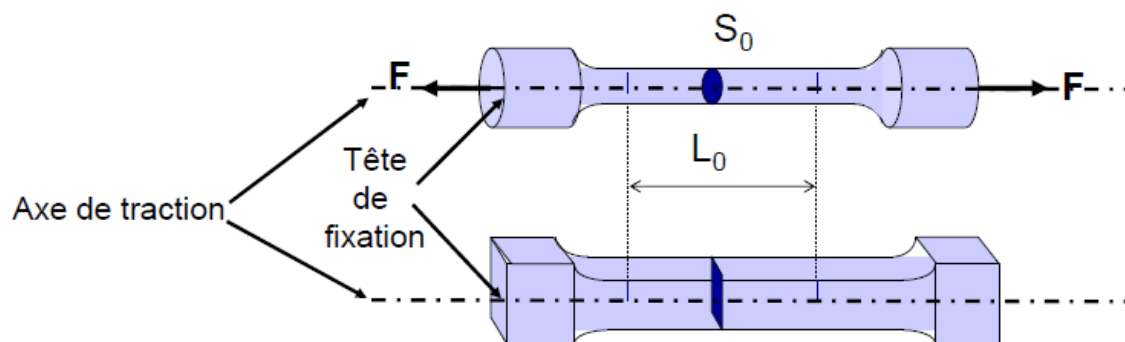


Figure I.4.1 - Eprouvette de traction.

Ce type d'essai est normalisé par des réglementations nationales ou internationales :

- Géométrie des éprouvettes
- Machine d'essai et leur étalonnage
- Techniques expérimentales mises en œuvre.

I.4.1.1.1 - Démentions des éprouvettes :

Selon les normes internationales les éprouvettes de traction doivent satisfaire des conditions normalisées suivantes :

Les dimensions des éprouvettes sont fixées par des normes en fonction du type d'alliage (acier, fonte, aluminium...etc.), de la forme (rond, plate, fil..) et des dimensions des sections.

Pour les d'aluminium de forme (d ou b > 0,04mm), la norme est NF A 03-251.

Et le dimensionnement normalisé est : $L_0 + d/2 < L_c < L_0 + 2d$.

$$L_0 = k\sqrt{S_0}$$

Avec : $K = 5,65$ et s_0 : section initial en mm^2

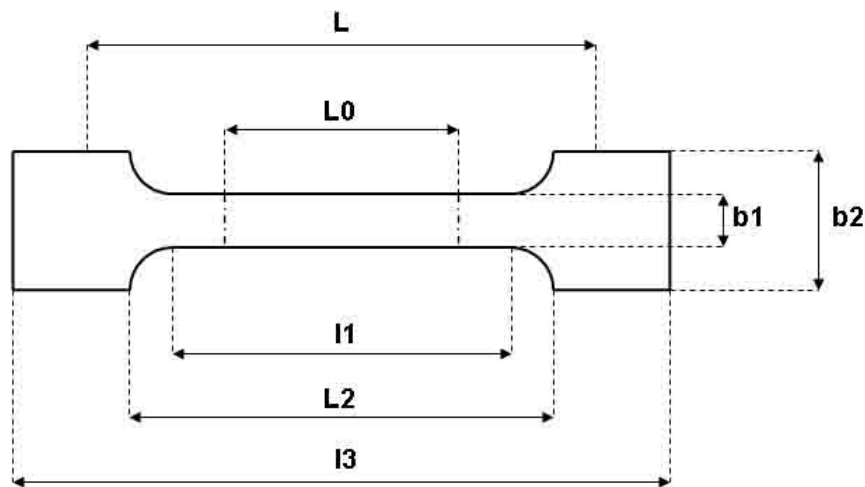


Figure I.4.2 - Dimension d'éprouvette de traction.

L_0 = Longueur de référence

L = Ecartement entre outillages

l_1 = Longueur de la partie calibrée étroite

L_2 = Ecartement entre les parties parallèles larges

l_3 = Longueur totale

b_2 = Largeur dans la zone d'épaulement

b_1 = Largeur dans la zone de la longueur de référence

h = épaisseur de l'éprouvette

I.4.1.1.2 - Courbe contrainte-déformation pour un matériau ductile : [1,2]

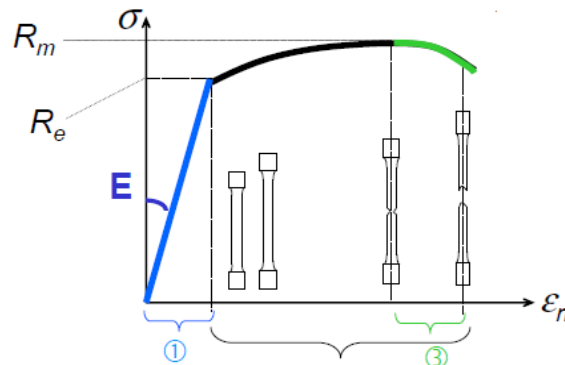


Figure I.4.3 - Schéma d'une éprouvette de traction et son évolution en cour d'essai.

La Courbe si dessus montre l'évolution d'une éprouvette de traction en cour d'essai de traction pour un matériau ductile

Avec : $\sigma_n = F / S_0$: contrainte nominale. (I.4.1)

$\epsilon_n = \Delta L / L_0$: déformation nominale.

$\sigma_e = F_e / S_0$: limite apparente d'élasticité (MPa). (I.4.2)

$\sigma_m = F_m / S_0$: contrainte maximale à la traction (MPa). (I.4.3)

$\sigma_r = F_r / S_0$: contrainte de rupture à la traction (MPa). (I.4.4)

1 - domaine élastique : (la déformation est réversible) :

2 - domaine plastique : (déformation est réversible) déformation plastique permanente + déformation élastique. La suppression de la force appliquée laisse apparaître un allongement plastique.

3 - la striction et la rupture : (déformation irréversible) apparition et progression d'une striction (réduction de section localisée) dans les matériaux ductiles.

Domaine élastique : la contrainte est proportionnelle à la déformation (loi de Hooke) : constante de proportionnalité E (module d'Young).

I.4.1.1.3 - Exploitation de la courbe :

La figure si dessous montre les différents paramètres qui caractérisent la zone élastique et la zone de déformation plastique.

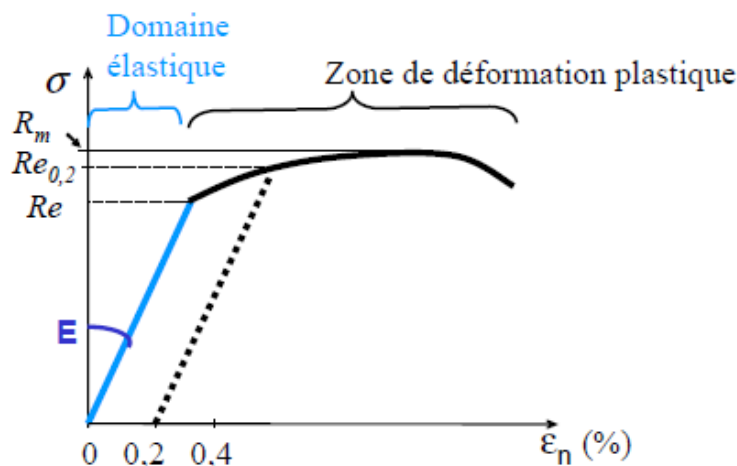


Figure I.4.4 - Courbe contrainte déformation d'un matériau ductile.

- **Module d'Young E :**

$$\sigma_n = E \varepsilon_n \quad (\text{I.4.5})$$

- **Limite d'élasticité Re :** Limite entre zones élastique et plastique : limite d'élasticité conventionnelle **Re (0.2)**

(Contrainte correspondant à 0,2 % de déformation)

- **Résistance à la traction Rm :** Contrainte maximale atteinte durant l'essai de traction
- **Allongement A% :** Si A% allongement à la rupture

Alors on peut écrire : $A = (L_f - L_0) / L_0 = \Delta L / L_0 \quad (\text{I.4.6})$

- **Striction Z :** variation de section à l'endroit où la rupture s'est produite elle est donnée par la formule suivante :

Coefficient de striction :

$$Z \% = \frac{S_o - S_u}{S_o} \cdot 100 \quad (\text{I.4.7})$$

- **Allongement à la striction Zu :**

$$Z_u \% = \frac{S_o - S_u}{S_u} \cdot 100 \quad (\text{I.4.8})$$

I.4.1.1.4 - Contraintes et déformations vraies : [1,2]

Grandeurs rapportées aux dimensions instantanées

- **Contrainte vraie :** $\sigma = F / S$ avec : S est la section à l'instant considéré

Au cours d'une déformation plastique, le volume se conserve

$$S_0 L_0 = S L$$

▪ **Déformation vraie ε :**

Pour une déformation élémentaire : $\varepsilon = dL/L$

ε vraie s'écrit comme suit :

$$\varepsilon = \int_{L_0}^L dL/L = \ln \frac{L}{L_0} = \ln \left(\frac{L_0 + \Delta L}{L_0} \right) = \ln(1 + e)$$

On peut relier grandeurs nominales (rapportées aux dimensions initiales) et grandeurs vraies et on écrit :

$$\varepsilon_n = \frac{\ell - \ell_0}{\ell_0} \quad \varepsilon = \ln(1 + \varepsilon_n)$$

$$\boxed{\sigma = \frac{F}{S} = \frac{F}{S_0}(1 + \varepsilon_n) = \sigma_n(1 + \varepsilon_n)} \quad (I.4.9)$$

I.4.1.2 - La résilience :

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

L'éprouvette de référence utilisée est un barreau de longueur 55 mm, à section carrée de dix par dix millimètres et entaillée sur une profondeur de 5 mm. L'entaille peut revêtir diverses formes : en U ou, le plus souvent, en V. Comme il ne s'agit pas d'une fissure parfaite mais d'une entaille, on peut observer une dispersion des résultats liée à la nucléation d'une fissure principale au fond de l'entaille.

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

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

$$K_{CV} (J / \text{cm}^2) = \frac{M \cdot g \cdot \Delta h}{1 \text{ cm}^2} \quad (I.4.10)$$

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

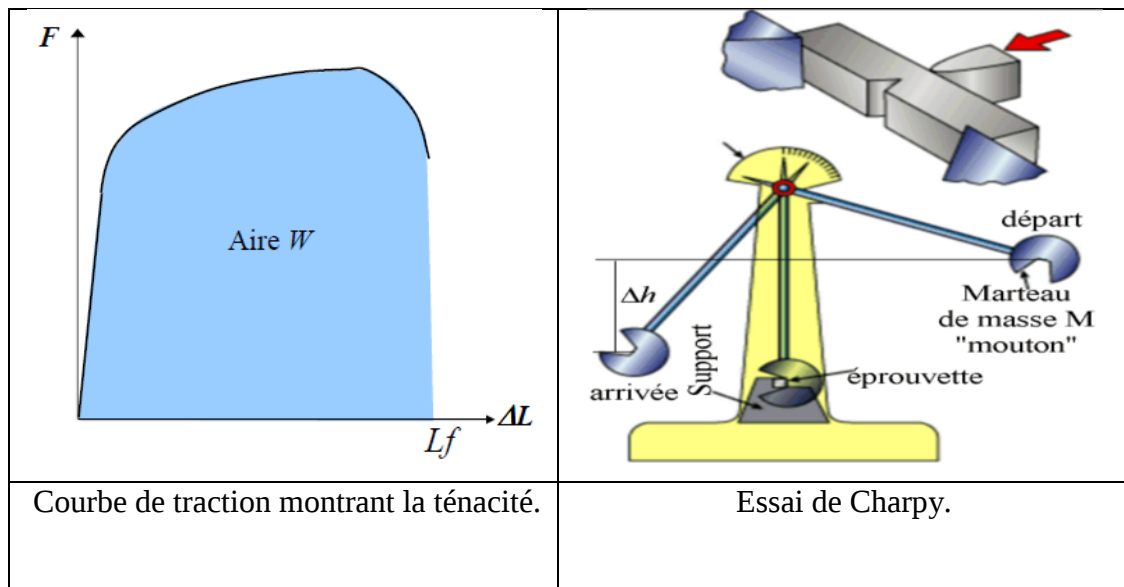


Figure 1.4.5 - Courbe de traction montrant la ténacité et l'essai de Charpy.

I.4.2 - Essais non destructibles :

- 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 K_{cv}) que les concepteurs utilisent ensuite dans leurs calculs.

I.4.2.1 - Essai de dureté :

- Mesures de dureté par pénétration intense.

Il s'agit des essais les plus couramment pratiqués. Le principe est toujours identique : un pénétrateur indéformable laisse une empreinte dans le matériau à tester. On mesure les dimensions de l'empreinte et on en déduit la dureté.

I.4.2.1.1 - Types d'essais :

Ils existent plusieurs essais mais les plus utilisés sont: l'essai de BRINELL, Vickers, ROCKWELL.

I.4.2.1.1.1 - Essai Brinell (NF EN 10003-1 à 3) :

Le pénétrateur est une bille en acier trempé (dureté HBS) ou en carbure de tungstène (dureté HBW) de diamètre D (mm). L'empreinte est une calotte sphérique de diamètre moyen d

(en mm, moyenne de deux diamètres orthogonaux mesurés à l'aide d'un appareil optique approprié).

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

$$HBW = \frac{0,102 \cdot 2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (I.4.11)$$

F : est la force appliquée en kilogramme-force (kgf) ; Si F est Newton, il faut multiplier F par 0,102

D : le diamètre de la bille en millimètre (mm).

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

h : profondeur en millimètre (mm)

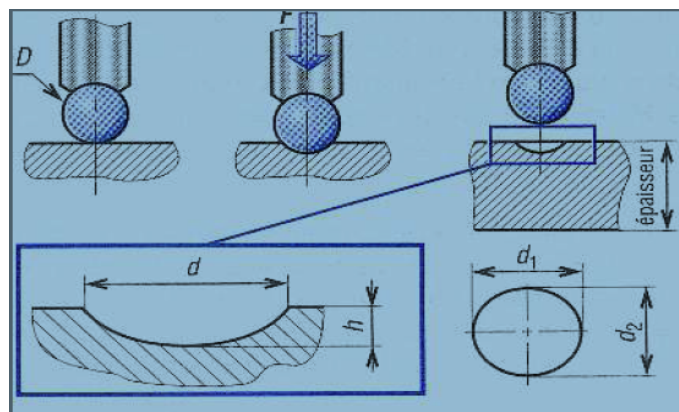


Figure I.4.6 - Essai de dureté Brinell.

I.4.2.1.1.2 - Essai de dureté Rockwell :

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

Pour les fortes duretés, on utilise un pénétrateur en diamant conique (essai HRC)

Pour les faibles duretés, on utilise un pénétrateur en acier trempé avec bille (essais HRB et HR F).

❖ Exécution de l'essai :

- Le pénétrateur est appliqué sur la surface de la pièce avec une pré charge F_0 . Il descend alors à un niveau qui sert d'origine aux mesures de profondeur ultérieures.

- Une surcharge F_1 est appliquée, pour atteindre la valeur de la charge totale d'essai F ; le pénétrateur descend.
- La surcharge est retirée, entraînant une légère remontée du pénétrateur en raison de la disparition d'une partie élastique de la déformation.
- On mesure alors à l'aide d'un comparateur l'accroissement h de la profondeur de pénétration, entre le début et la fin de l'essai sous pré charge F_0 . pénétrateur descend.

a - Essai Rockwell C (HRC) : [1,2]

Le pénétrateur est un cône en diamant d'angle au sommet 120° . L'accroissement se mesure en unité égal à 0,002 mm. La charge utilisée est 150 N dont 10 N de pré charge. Cet essai est utilisé pour qualifier les aciers durs. Aciers trempés.

b - Essai Rockwell B (HRB) :

En utilise le même principe que la dureté (HRC). Le pénétrateur est une bille d'acier trempé de diamètre 1,59mm. L'accroissement se mesure également en unité à 0,02 mm. La charge utilisé est 100 N dont 10 N de pré charge. cette essai est utilisé en aciers doux, non trempé, alliages d'aluminium et non ferreux.

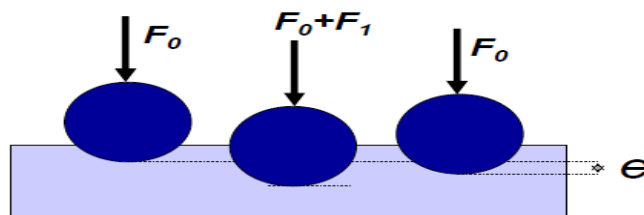


Figure I.4.7 - Principe l'essai Rockwell B (HRB).

I.4.2.1.1.3 - Essais de dureté Vickers :

Le principe est le même que celui de l'essai Brinell, mais le pénétrateur est, dans ce cas, une pyramide de diamant à base carrée ; l'angle entre deux faces opposées est de 136° , choisi pour avoir une correspondance avec l'échelle de dureté Brinell. L'avantage d'un pénétrateur pyramidal (comme d'un pénétrateur conique) est que la loi de similitude est automatiquement respectée et, quand on fait varier la charge, on obtient des empreintes géométriquement semblables entre elles, donc des valeurs identiques pour la dureté. De plus, l'avantage du diamant est l'absence de déformation du pénétrateur quand on mesure des duretés élevées. Le diamant laisse une empreinte carrée et l'on mesure la longueur de la diagonale de l'empreinte (ou la moyenne des deux diagonales) à 0,002 mm près, grâce à un microscope micrométrique (grossissement 120) lié à la machine, et pouvant venir

automatiquement se placer au-dessus de l'empreinte. La dureté Vickers HV est le quotient de la charge d'essai F (49, 98, 196, 294, 490, 784, 980 N) par l'aire de l'empreinte de diagonale d , c'est-à-dire :

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

Soit:

$$HV = 1.8544 \times 0,102 F/d^2$$

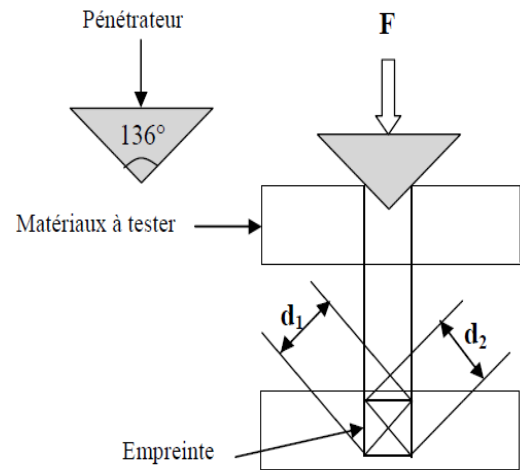


Figure I.4.8 - Principe de l'essai Vickers.

I.4.2.2 - Essai de micro dureté Vickers : [1]

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

$$HV = 0,102 \frac{2F \cdot \sin(136^\circ/2)}{d^2} = 0.189 \frac{F}{d^2} \quad (I.4.12)$$

$$H_V = F / S$$

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

$$HV = 0,189 F / d^2$$

d : diagonale moyenne de l'empreinte en millimètres.

A : angle au sommet du pénétrateur : 136°.

F : charge d'essai en newtons, celle qu'on a appliquée est de 0.05-01 g.

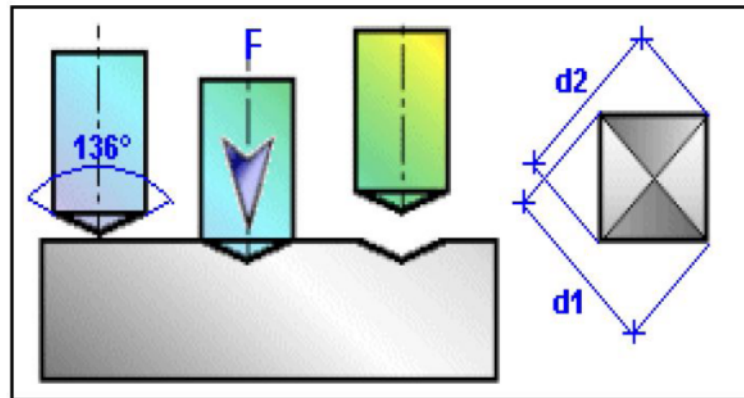


Figure I.4.9 - Principe de l'essai Vickers.

I.4.2.3 - MICROSCOPE ELECTRONIQUE A BALAYAGE (MEB) :

I.4.2.3.1 – Définition :

La microscopie électronique à balayage (MEB) est une technique de microscopie électronique capable de produire des images en haute résolution de la surface d'un échantillon en utilisant le principe des interactions électrons-matière.

I.4.2.3.2 – Fonctionnement :

Le fonctionnement du microscope est basé sur rémission d'électrons produits par une cathode et la détection de signaux provenant de l'interaction de ces électrons avec l'échantillon qui irradient la surface de l'échantillon pénètrent profondément dans le matériau et affectent un volume appelé "poire d'interaction" qui dépend du numéro atomique moyen de l'échantillon et de l'énergie des électrons incidents.

Dans ce volume d'interaction, les électrons du faisceau vont perdre leur énergie par collisions multiples avec les atomes du matériau générant ainsi de nombreux phénomènes secondaires :

- Réémission d'électrons et de photons
- Absorption d'électrons
- Courants induits
- Potentiels électriques
- Élévation de température locale
- Vibration du réseau

La figure ci-dessous illustre l'ensemble des radiations pouvant être émises lors de l'interaction entre le faisceau d'électrons et l'échantillon. Toutes ces radiations sont produites simultanément et rendent possibles à la fois l'observation et l'analyse d'un objet choisi

(par Ex. des inclusions sur une surface de rupture).

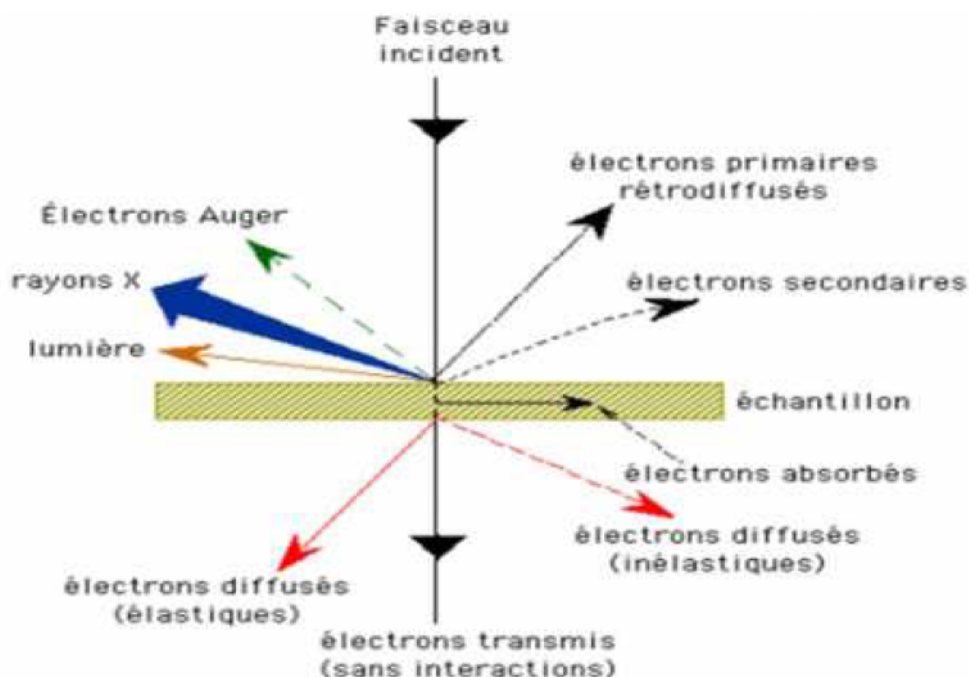


Figure I.4.10 - Schéma illustrant l'ensemble des radiations pouvant être émises lors de l'interaction entre le faisceau d'électrons et l'échantillon.

I.4.2.4 - Essais d'ultra son : [3]

Les ultrasons sont émis au moyen de « *traducteurs* » qui fonctionnent le plus souvent par effet piézoélectrique. On analyse la propagation d'ondes mécanique de haute fréquence (quelques mégahertz en général) au sein du matériau constitutif de la pièce à contrôler.

Les ultrasons aux fréquences utilisées (1 à 10 MHz) ne se propagent pas dans l'air. Pour assurer leur passage entre le traducteur et la pièce à contrôler, il faut placer entre les deux un milieu dit de couplage. Deux techniques existent pour assurer ce couplage : le contrôle par contact et le contrôle en immersion.

I.4.2.4.1 - Contrôle par contact :

Le traducteur est directement placé sur la pièce à contrôler. La liaison acoustique est assurée par une couche d'agent de couplage : graisse, huile, colle cellulosique, gels spéciaux dont l'épaisseur est de l'ordre du dixième de millimètre.

Cette technique, dite de couplage, est surtout employée lors de contrôles manuels. Elle nécessite l'intervention d'un opérateur pour déplacement du traducteur. La constance du couplage, et donc du contrôle, n'est pas assurée.

I.4.2.4.2 - Contrôle en immersion :

Le traducteur est situé à une certaine distance de la pièce, le couplage est assuré par un liquide, habituellement de l'eau il peut s'agir :

- d'une immersion totale. Le traducteur et la pièce sont entièrement immergés dans une cuve de contrôle
- d'une immersion locale. Le traducteur et la partie de la pièce qui est contrôlée sont reliés entre eux par un volume de liquide, grâce à des dispositifs spéciaux.

Des techniques sans contact ne faisant pas appel à l'immersion sont en développement actuellement mais les applications industrielles sont encore très limitées.

Les traducteurs du type de la figure ci-dessous génèrent, lorsqu'ils sont appliqués sur la surface de la pièce à étudier, des ultrasons qui se propagent à l'intérieur du matériau.

Ils peuvent alors être utilisés soit pour détecter la présence de fissures à l'intérieur de la pièce, soit pour déterminer les propriétés mécaniques du matériau.



Figure I.4.11 - palpeurs.

I.4.2.4.3 - 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

$$V_T = \sqrt{\frac{G}{\rho}} \quad (\text{m/s}) \quad (\text{I.4.13})$$

Vitesse longitudinale

$$V_L = \sqrt{\frac{2G+\lambda}{\rho}} \quad (\text{m/s}) \quad (\text{I.4.14})$$

E – module d'Young

$$E = \frac{G(3\lambda+2G)}{\lambda+G} \quad (\text{GPa}) \quad (\text{I.4.15})$$

ν - coefficient de Poisson

$$\nu = \frac{\lambda}{2(\lambda + G)} \quad (\text{I.4.16})$$

$$\mu = \frac{1E}{2(1+\nu)} = G \quad (\text{I.4.17})$$

$$\lambda = \frac{E.\nu}{(1-2\nu)(1+\nu)} \quad (\text{I.4.18})$$

G – module de cisaillement (GPa)

λ - coefficient de Lamé (GPa)

CHAPITRE I.5 - DEFAUTS CRISTALLINS

I.5.1- Les Défauts Cristallins : [1]

Les métaux utilisés dans l'industrie ne sont pas constitués de cristaux parfaits (dans lesquels tous les nœuds seraient bien à leurs places), ils ne sont généralement pas purs et souvent même, ils sont utilisés sous forme d'alliage c'est-à-dire qu'ils contiennent des atomes étrangers ajoutés volontairement.

Cette situation va engendrer la présence dans le métal de base d'un certain nombre d'anomalies que l'on peut répertorier sous le titre de défauts cristallins. La recherche de la qualité passe entre autres par la reconnaissance et la description des anomalies ou défauts qui peuvent se produire au cours du processus de fonderie, indispensables pour la mise en place d'actions correctives. Les défauts que l'on observe sur les pièces moulées en alliages d'aluminium sont analogues à ceux rencontrés avec d'autres métaux et alliages, avec néanmoins des particularités qui leur sont propres, comme leur grande oxydabilité à l'état liquide et leur tendance à dissoudre l'hydrogène, on distingue quatre types de défauts :

I.5.1.1 - Les défauts ponctuels : (Figure .1) [1]

En cristallographie, les défauts ponctuels sont des défauts qui existent au niveau des dimensions atomiques, ils influent sur certaines propriétés physiques tels que la conductibilité électrique, les propriétés magnétiques.

Ces défauts correspondent à 4 situations :

I.5.1.1.1 - lacune : [1]

Est l'absence d'un atome à un nœud du réseau, les lacunes jouent un rôle majeur dans le phénomène de diffusion à l'état solide, car c'est grâce à leur présence et que sous l'effet de l'agitation thermique, un atome du cristal peut se déplacer de proche en proche dans le solide en occupant la lacune située à son voisinage immédiat.

I.5.1.1.2 - Atome auto interstitiel : [2]

Est un atome identique en insertion dans un site du réseau. Sa présence entraîne toute fois de très grande distorsions du réseau dans son voisinage, c'est pour quoi son énergie de formation est très élevée de l'ordre de 4 à 5 eV et sa concentration très faible voisine de 10^{-67} à la température ambiante ($T=300\text{ °K}$) et à peine égale à 10^{-15} au voisinage de la température de fusion.

I.5.1.1.3 - Atome étranger en substitution : [3]

Un atome étranger occupe un nœud du réseau. Chimiquement, il s'agit d'une impureté, mais on dit ici qu'il s'agit d'un élément d'alliage car cet atome étranger est dissous dans le métal de base (solution solide de substitution). La présence d'un tel atome étranger provoque de légers déplacements des atomes environnants.

I.5.1.1.4- Atome étranger en insertion : [4]

Lorsqu'un atome étranger de petite taille s'insère dans les espaces vides du réseau cristallin, la présence de cet atome en insertion conduit à la création d'un champ de contraintes internes car il est rare que l'atome en insertion soit suffisamment petit pour s'insérer dans le site sans déplacer les atomes voisins.

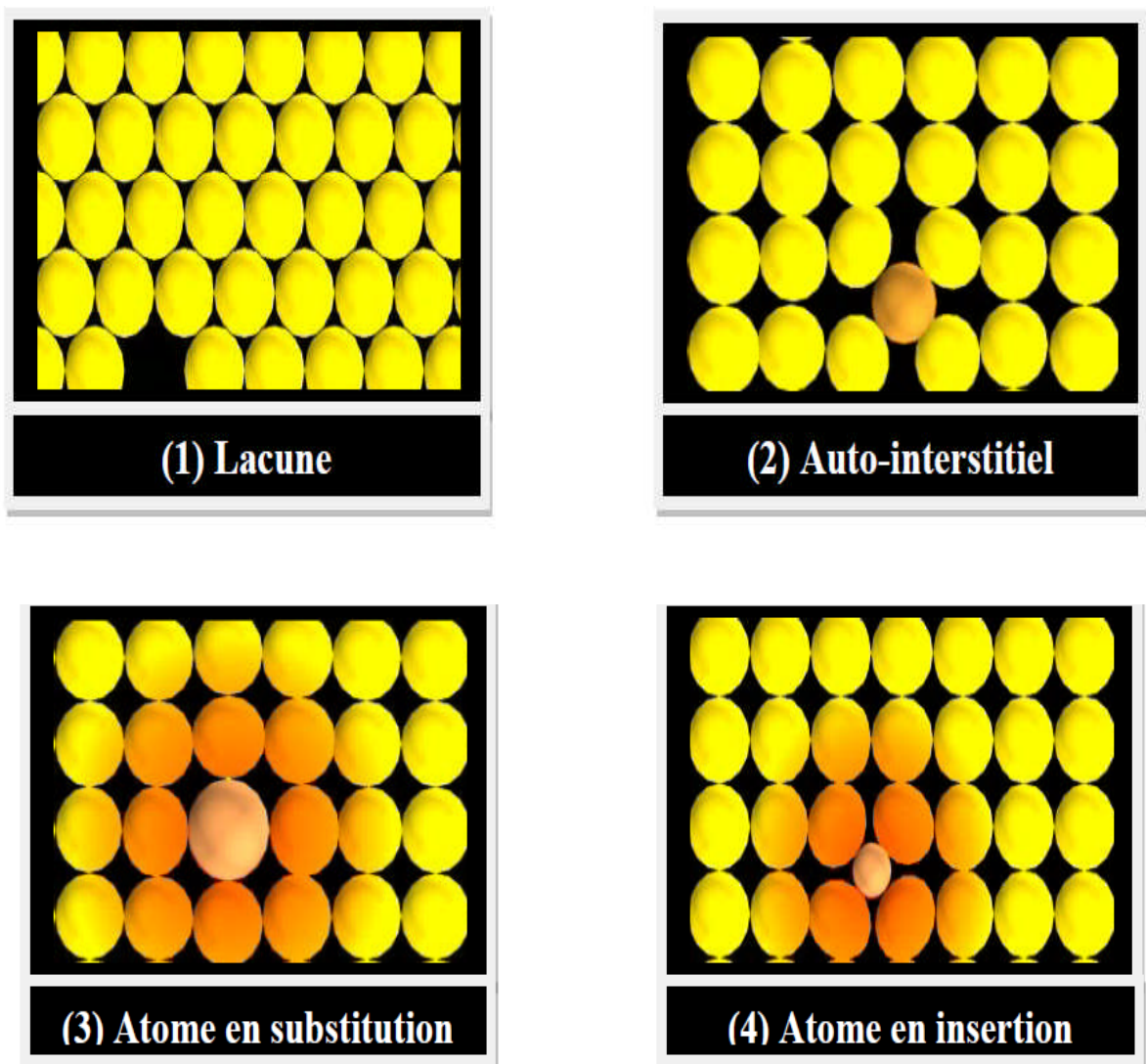


Figure I.5.1 - Types de défauts ponctuels dans un cristal.

I.5.1.2 - Défauts linéaires (dislocations) :

Une façon d'expliquer le glissement consiste à imaginer que les mouvements atomiques plans sur plans se font de manière rigide, c'est-à-dire que tous les atomes se déplacent en même temps. Une autre façon plus économique en énergie de produire un glissement est de faire glisser certaines parties du cristal avant d'autres, c'est le concept de glissement localisé.

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

Les dislocations coin, dislocations vis et dislocation mixte (Figure 1.2).

I.5.1.2.1- Dislocation coin :

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

I.5.1.2.2- Dislocation vis :

Les dislocations vis peuvent être comprises comme la ligne de séparation entre le réseau cristallin non perturbé et une zone de décalage partiel du réseau cristallin par rapport à la région avoisinante du réseau, ce genre de dislocation peut changer facilement de plan de glissement, car le champ de contrainte a une symétrie radiale. Comme la dislocation coin, la dislocation vis entraînera à ses alentours l'apparition de déformations plastiques du cristal mais cette fois en cisaillement.

I.5.1.2.3- Dislocation mixte :

Elle est le résultat de l'existence des deux dislocations linéaires ; vis et coin. Et on désigne par une dislocation mixte la combinaison des deux types suscités, la dislocation mixte est illustrée par un quart de boucle de dislocation dans un cristal, le vecteur Burgers de cette boucle reste le même en grandeur et en direction tout le long de la boucle.

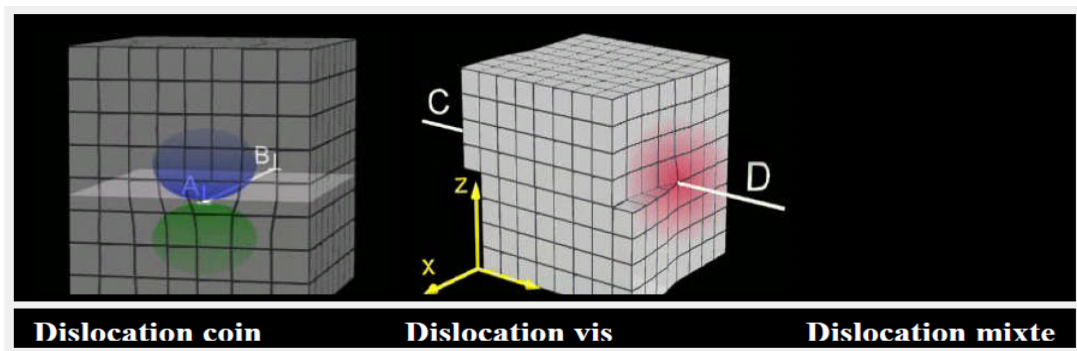


Figure I.5.2 - Défauts linéaires (dislocations).

I.5.1.2.4- Le vecteur de Burgers : [1]

Le vecteur de Burgers se définit comme étant le vecteur nécessaire à boucler un circuit initialement fermé dans le cristal parfait et qui se trouve ouvert lorsqu'il enlace la ligne de dislocation. Ce vecteur n'est pas quelconque dans un cristal mais représente une translation du réseau. Par exemple dans l'aluminium cubique faces centrées, le vecteur de Burgers traditionnellement rencontré est $b = a/2 [110]$, de norme $|b| = 0.29 \text{ nm}$. En termes plus mathématiques, il s'agit de l'intégrale du déplacement sur un circuit fermé enlaçant la ligne de dislocation. Comme les dislocations sont des objets flexibles, deux dislocations peuvent interagir pour former une troisième dislocation si et seulement si la quantité de déformation est conservée, on parle de jonction attractive. Il s'ensuit qu'à un nœud entre plusieurs dislocations, la somme des vecteurs de Burgers est nul (analogue de la loi de Kirchhoff).

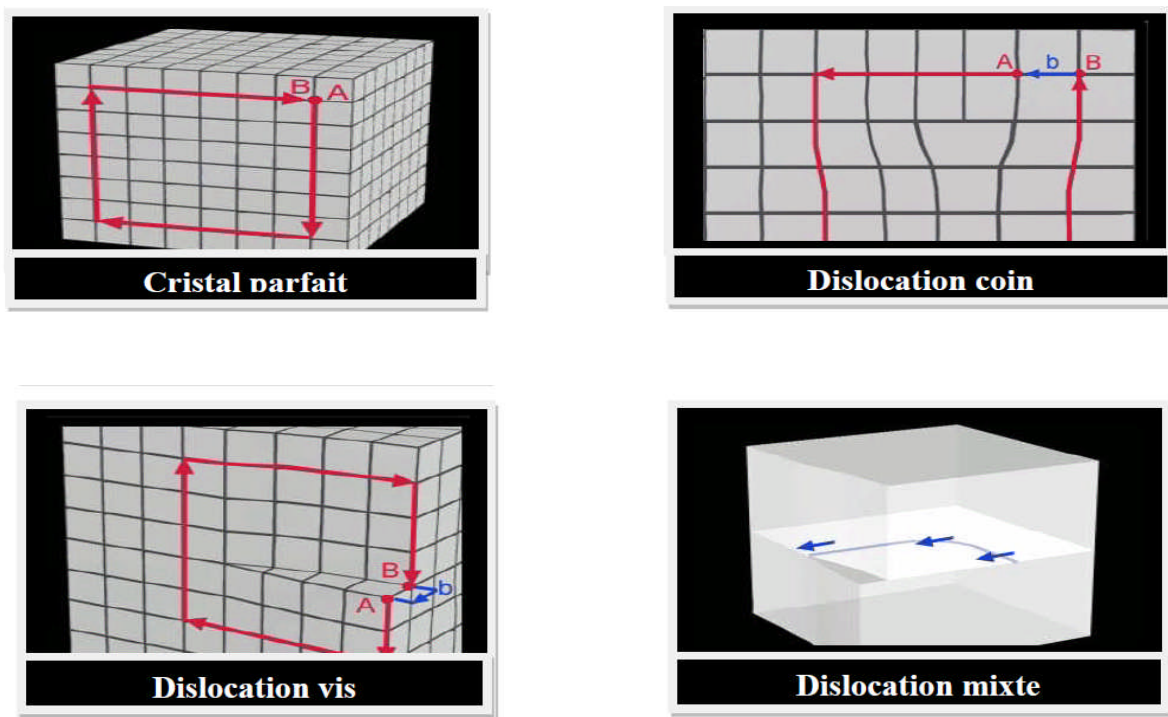


Figure I.5.3 - Représentation du vecteur de Burgers b .

I.5.1.3- Défauts à deux dimensions (défauts surfacique) :

I.5.1.3.1- Les joints de grains : [7]

Les matériaux cristallins utilisés couramment sont rarement constitués d'un seul cristal (à l'exception de certains cas : les semi-conducteurs, diodes et transistors) : ils sont formés d'un ensemble de petits cristaux ; des **grains** qui forment un milieu continu.

Les surfaces d'accolement des grains adjacents sont des joints de grains ; ils assurent la cohésion entre des cristaux d'orientation différente. L'épaisseur d'un tel joint est de deux ou trois distances inter atomiques.

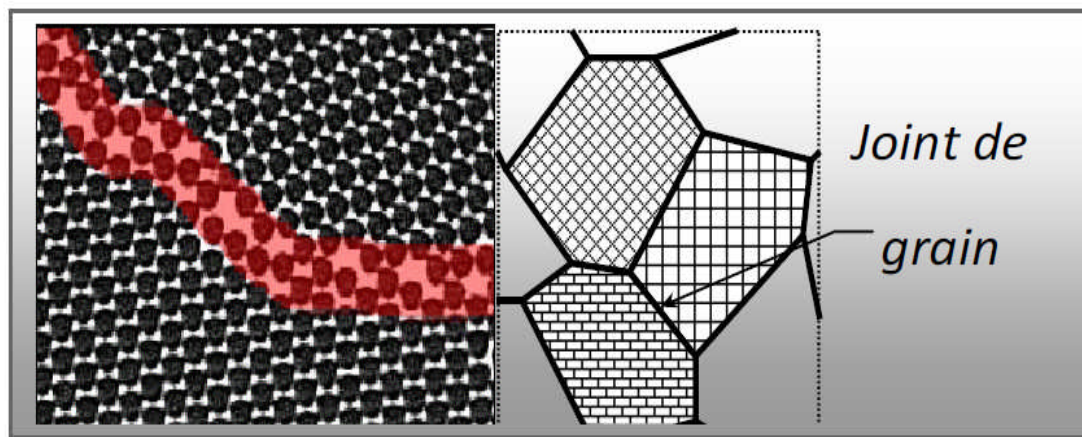


Figure I.5.4 - Défauts surfacique : Joints de grains.

I.5.1.3.2 - Macle :

La macle est un défaut d'empilement, c'est un plan dans lequel les nœuds restent correctement ordonnés selon le système cristallin du métal et duquel les réseaux des deux cristaux sont symétriques et ne sont pas alignés comme se serait le cas dans un cristal parfait. Les macles apparaissent fréquemment au cours de la déformation plastique des métaux CFC, le plan A est appeler plan de macle.

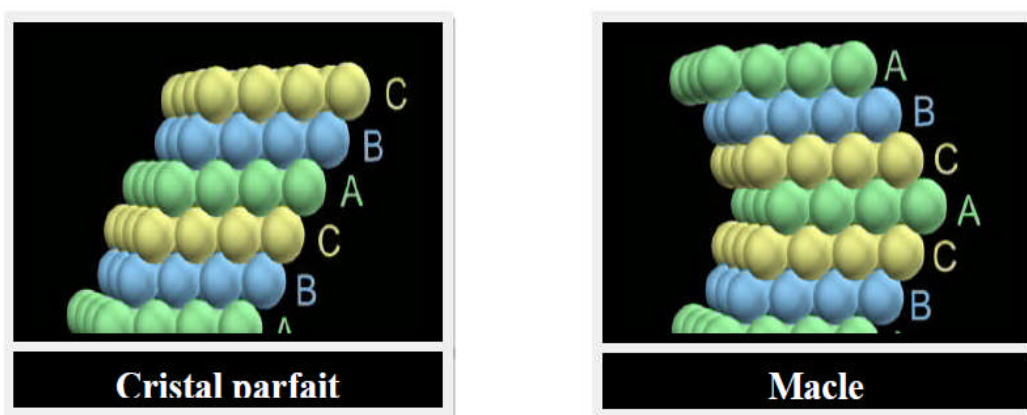


Figure I.5.5 - Défauts surfacique : Made.

I.5.1.4- Défauts à trois dimensions (défauts volumiques) :

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

I.5.1.4.1- Les pores : (Figure 1.6)

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

- La taille.
- La morphologie.

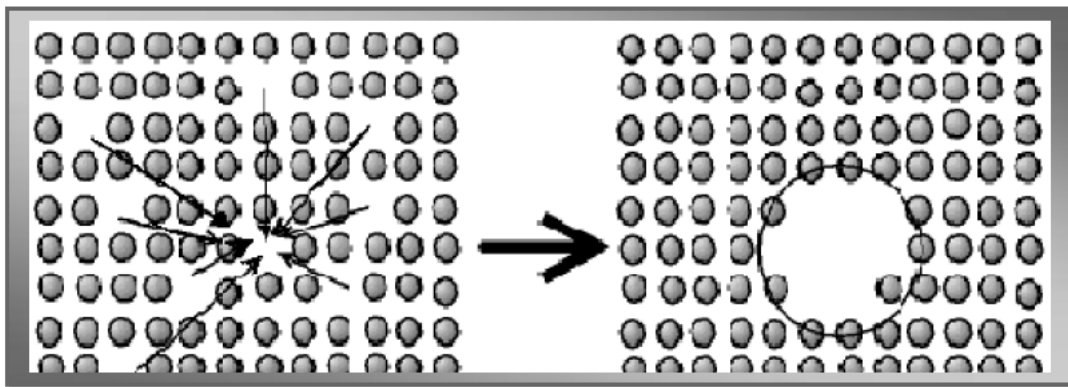


Figure I.5.6 - Représentation schématique d'un pore.

I.5.1.4.2- Les inclusions :

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

I.5.1.4.3- Les précipités : [1,3]

Sont des particules de seconde phase, de composition chimique différente de la matrice et se forment par réactions entre métal de base et un ou plusieurs de ses éléments d'alliage ou entre ses éléments d'alliage eux même. Les précipités peuvent être classés en trois types, selon le degré de cohérence cristallographique qu'ils présentent avec la matrice dont laquelle ils sont inclus.

a) Les précipités cohérents :

Présentent une continuité cristallographique avec la matrice, les réseaux cristallins de la matrice et du précipité sont semblables, seul diffère légèrement les paramètres des deux réseaux. Ceci génère des distorsions élastiques à l'interface précipité-matrice.

b) Les précipités semi-cohérents :

Présentent une continuité cristallographique avec la matrice seulement selon certains plans et il n'y a aucune continuité selon les autres plans ; la semi-cohérence est parfois obtenue grâce à la présence de dislocations coin le long de l'interface.

c) Les précipités incohérents :

Ont un réseau cristallin trop différent de celui de la matrice. Pour qu'il existe une continuité entre les deux réseaux l'interface matrice-précipité est semblable à un joint de grain quelconque.

La figure 1.7 montre ces trois types de précipités.

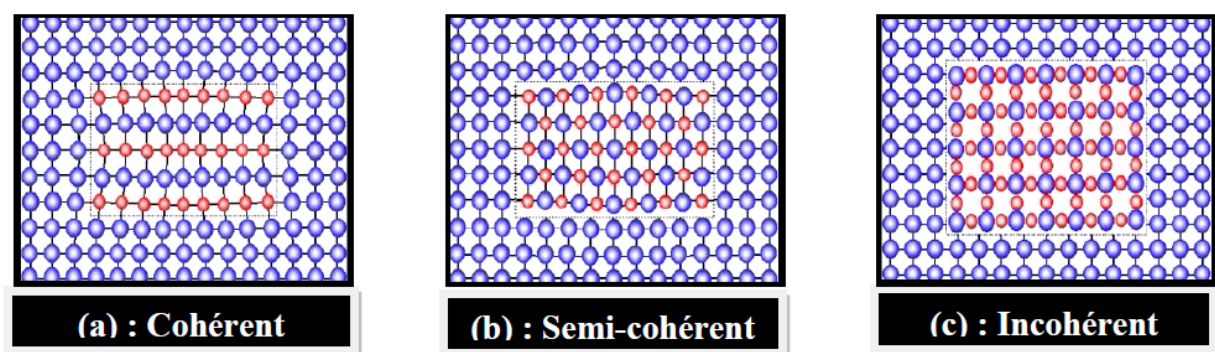


Figure I.5.7 - Différents orécioités.

I.5.2- La Diffusion :**I.5.2.1- Définition :**

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

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

I.5.2.2- Mécanismes de la diffusion :

Lors de la diffusion les atomes sautent d'une position d'équilibre à une autre et parfois à des distances plus grandes que le paramètre, ce saut n'est alors possible que si l'atome est dans un état énergétique lui permettant de passer la barrière de potentiel opposée par d'autres atomes. Ce déplacement exige un apport d'énergie extérieure (la chaleur par exemple) et la présence de lacunes en équilibre dans le cristal.

On distingue généralement 4 types de mécanismes de diffusion des atomes

1. Echange directe
2. Echange cyclique
3. Mécanisme lacunaire
4. Mécanisme interstitiel

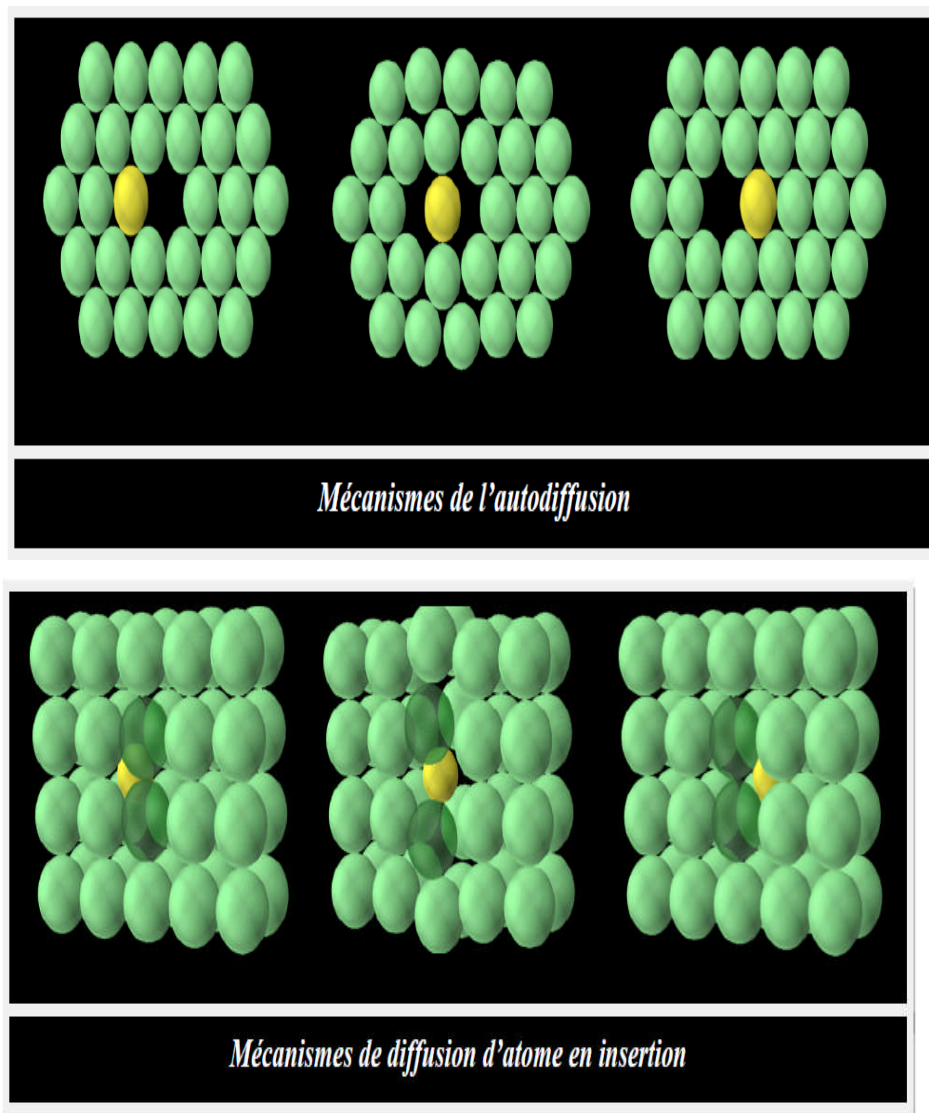


Figure I.5.8 - Mécanismes de diffusion à l'échelle atomique.

Partie II

PARTIE EXPERIMENTALE

CHAPITRE II.1 - Appareillage 62-72

CHAPITRE II.2 - Méthode expérimentale et 73-80
élaboration

CHAPITRE II.1 - APPAREILLAGE

II.1.1 - INTRODUCTION

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

✚ Nous avons procédé à l'élaboration de l'alliage de fonderie $AlSi7Zn3Cu2Mg$ au niveau à la division fonderie Aluminium de l'entreprise de la SNVI de Rouïba.

✚ Notre alliage est obtenu par coulé en sable par gravitation.

✚ Le dimensionnement des éprouvettes de traction et des échantillons de l'alliage $AlSi7Zn3Cu2Mg$ a été réalisé au Hall de technologie de l'université de Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou

✚ Les essais de traction, de dureté, des microduretés, ainsi que les examens microscopiques ont été réalisés au niveau des laboratoires du Département de Génie Mécanique, Faculté de Génie de la Construction de l'université Mouloud Mammeri de Tizi – Ouzou. Par contre ceux correspondant à la résilience ont été obtenus au niveau du laboratoire de l'électro - industrie de Fréha.

✚ Les essais d'ultrasons ont été réalisés au niveau de CRTI de Chéraga.

Les différents dispositifs utilisés dans notre travail sont

II.1.2 - APPAREILLAGE

Les différents dispositifs utilisés dans la Société « SNVI » unité Fonderie Aluminium concernant l'élaboration $AlSi7Zn3Cu2Mg$ pour notre étude sont

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



Fig. II.1.1- Lingots d'aluminium en $AlSi7Mg$, $AlSi22$, $AlCu10$, $AlZn10$ et $AlMg10$



Fig. II.1.2 - Retours de fonderie en $AlSi7Mg$

II.1.2.2 - four de fusion

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



Fig. II.1.3 - Four de fusion de charge totale 350 kg



Fig. II.1.4 - Poche de coulée de charge 50Kg.



Fig. II.1.5 - Châssis supérieur – Châssis inférieur



Fig. II.1.6 - Poste de démoulage



Fig. II.1.7 - Grenailleuse



Fig. II.1.8 - Meule

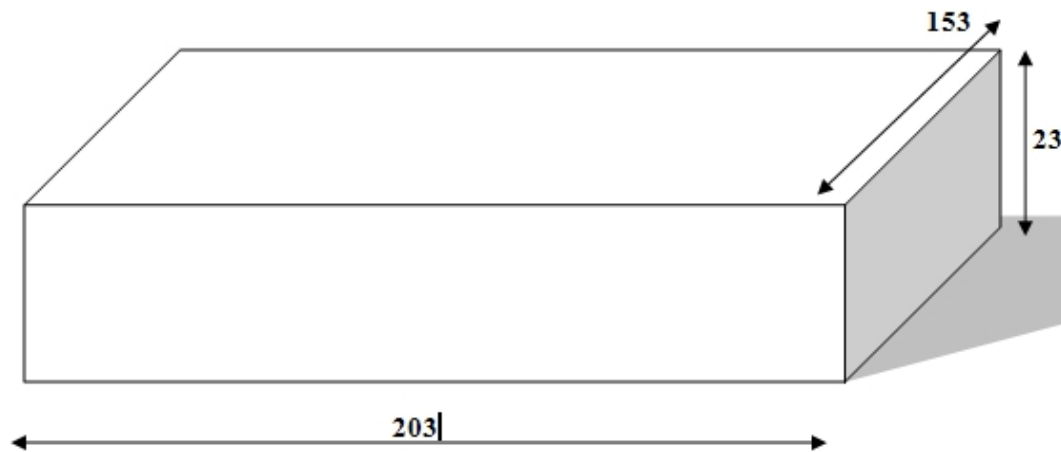


Fig. II.1.9 - Pièces démoulées et ébavurées de dimensions $(203 \times 153 \times 23) \text{ mm}^3$

II.1.3 - MACHINES D'USINAGE



Fig. II.1.10 - Scie mécanique de type ALMOSMA3



Fig. II.1.11 - Tour universel de type SN40SN50C



Fig. II.1.12 - fraiseuse verticale FV1,5 ALMO



Fig. II.1.13 - Meule

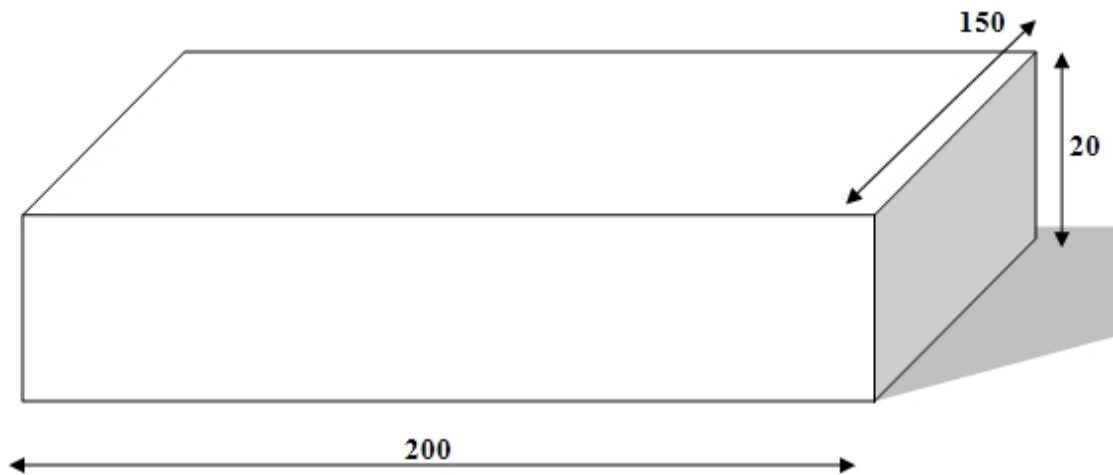


Fig. II.1.14 - Pièces usinées aux dimensions (200x150x20) mm³

II.1.4 – USINAGE DES EPROUVETTES ET DES ECHANTILLONS

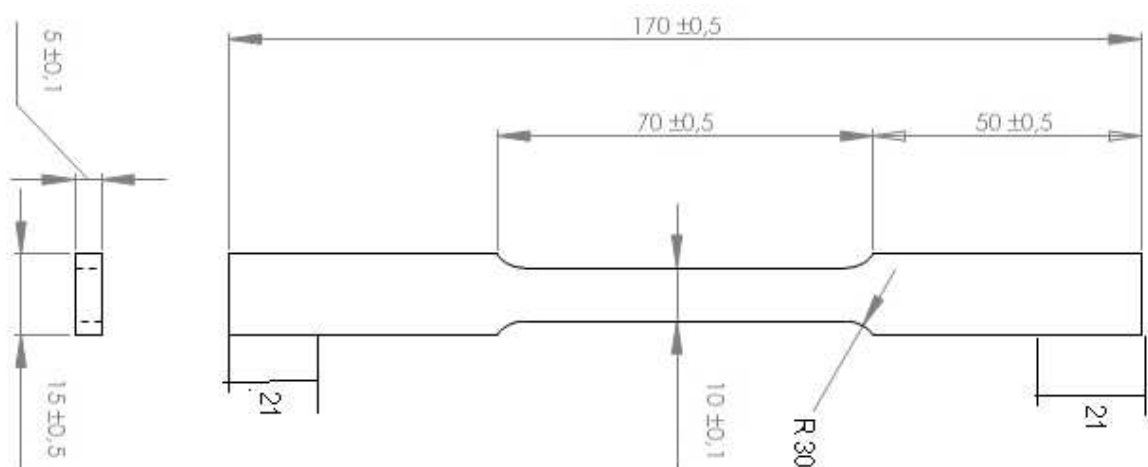


Fig. II.1.15 - Dessin de définition de l'éprouvette plate de traction



Fig. II.1.16 - Dessin de définition de l'éprouvette d'ultrason

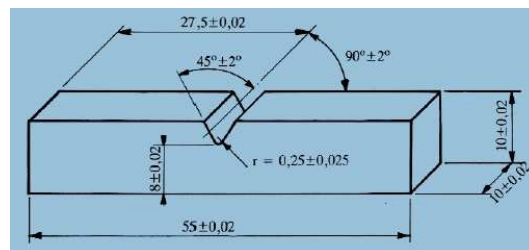
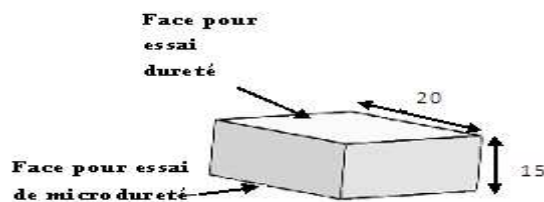
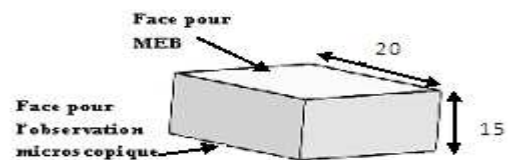


Fig. II.1.17 - Eprouvette de résilience V

Fig. II.1.18 - échantillon de dureté et de μ duretéFig. II.1.19 - échantillon de μ structure

II.1.5 – FOUR ET ETUVE DES TRAITEMENTS THERMIQUES



Fig. II.1.20 - Four de trempe

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

Ses dimensions sont :

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

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



Fig. II.1.21- Etuve utilisée.

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

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

II.1.6 - MACHINES D'ESSAIS MECANQUES



Fig. II.1.22 - 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 200 KN dotée d'un microordinateur qui a pour utilité de suivre l'évolution des essais et de les sauvegarder pour ne pas perdre les résultats des essais effectuées.



a – avant rupture

b – après rupture

Fig. II.1.23 - Eprouvettes de traction



Fig. II.1.24 - Pendule de Charpy

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



Fig. II.1.25 – Duromètres

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



Fig. II.1.26 – Microduromètre

L'essai de microdureté a été réalisé sur un microduromètre muni d'un pénétrateur en diamant en forme pyramidale, d'angle au sommet de 136° , d'un sélectionneur de charge de 50g, 100g etc.... une table sur laquelle on pose l'éprouvette. Ce dernier affiche automatiquement le diamètre de l'empreinte laissée par le pénétrateur ainsi que sa microdureté correspondante. Il possède les caractéristiques suivantes :

Tension $T=220V$,

Fréquence $f = 50\text{ Hz}$.

II.1.7 – POLISSAGE

II.1.7.1 - Examens microscopiques

Pour procéder à l'observation des différentes structures de surface, on prépare les échantillons traités thermiquement et brut de coulée avec les différents procédés de polissages et les attaquer chimiquement avec le réactif qui convient. Pour cela on utilise des polisseuses, un réactif, un microscope optique et un microscope électronique à balayage (MEB).

II.1.7.2 - Les polisseuses

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

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



a - Polisseuse de finition



b - Polisseuse à deux disques

Fig. II.1.27 - Polisseuses

II.1.7.2.1 - Attaque chimique

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

II.1.8 – MICROSCOPES

II.1.8.1 - Microscope optique

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

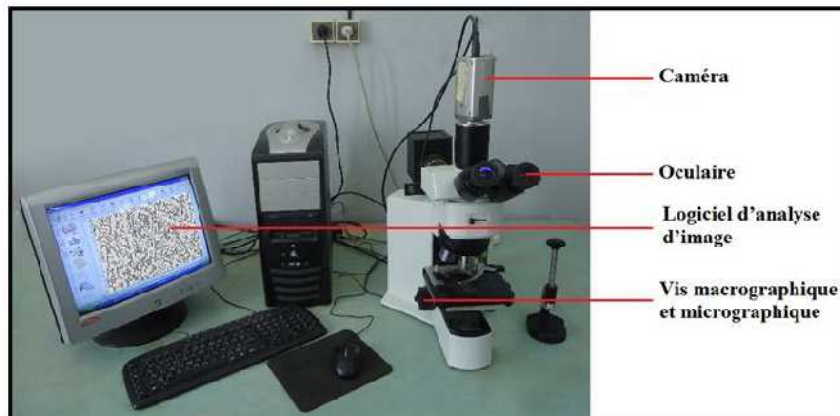


Fig. II.1.28 - microscope optique

II.1.8.2 – Microscope électronique à balayage (MEB)

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



Fig. II.1.29 - Microscope électronique à balayage (MEB)

II.1.8.3 – Essais d’ultrason



Fig. II.1.30 – Appareil de mesure d’ultrason



Fig. II.1.31 – mesure en épaisseur

CHAPITRE II.2 - Méthodes expérimentales et élaboration

II.2.1 - Matériau étudié

Dans toutes nos expériences, nous avons utilisé l'alliage de fonderie AlSi7Zn3Cu2Mg, contenant 7 % de silicium (lingots neufs et retours de fonderie) plus 3% de zinc avec AlZn10, 2% de cuivre avec AlCu10 et une quantité de magnésium inférieure à 1 % avec AlMg10. Cet alliage de fonderie à traitement thermique est de type 45000 (AlSi7Zn3Cu2Mg).

Cet alliage est obtenu par le procédé manuel de moulage en sable par gravité.

II.2.2 - Alliage de fonderie à traitement thermique AlSi7Zn3Cu2Mg obtenu à partir de l'alliage mère AlSi7Mg

II.2.2.1 - Caractéristiques mécaniques d'AlSi7Mg

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

Mode de coulée	Etats		σ_r (MPa)	σ_e (MPa)	A%	Dureté (HB)
	Nouveaux	Anciens				
Sable	SF	Y20	140	80	1,5	55
	ST ₆	Y23	230	160	1,5	75

Tableau II.2.1 - Caractéristiques et désignation de l'état sable.

II.2.2.2 - Caractéristiques physiques d'AlSi7Mg

- Conductibilité thermique à 20 °C : 0,36 μ th cm/cm².S.°C.
- Résistivité à 20 °C : 4,5 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 d'AlSi7Zn3Cu2Mg

L'AlSi7Zn3Cu2Mg donne des résultats surs et reproductibles.

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

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

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

Tableau II.2.2 Composition des lingots d'AlSi7Mg livrés par l'Aluminium Français

A partir de cette composition on obtient :

II.2.3.2 - La composition chimique de l'AlS7Zn3Cu2Mg

Eléments chimiques	Al	Si	Zn	Cu	Mg
% Mass.	87,95	6,57	2,81	1,85	0,82

Tableau II.2.3 - Composition chimique de l'alliage AlS7Zn3Cu2Mg

II.2.3.3 - Four de fusion

Le four de fusion est composé d'une vérole (coquille extérieure) 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, est chauffé par l'intermédiaire de deux brûleurs à gaz. Le métal ainsi préparé dans le four est ensuite versé dans une poche de coulée de 50 Kg.

II.2.3.4 - Chargement du four de fusion

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

Après l'échauffement du métal à environ 500 °C, on met quelques pourcentages respectifs d'AlSi7Mg ou d'AlSi22, AlZn10, AlCu10, et AlMg10 pour obtenir la composition chimique correspondante de l'alliage AlS7Zn3Cu2Mg 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 et que l'alliage est devenu liquide, on procède à une première opération de décrassage ensuite on dégaze à l'aide d'un dégazer covéral 701 (2 tablettes de 200 g), qui sert aussi comme un désoxydant, il est additionné à une température $T = (680 \div 720)^\circ\text{C}$ puis on décrasse une deuxième fois. À la fin de la fusion, on couvre le bain avec le covéral 55 pour éviter l'oxydation en contact avec l'air. Une fois la température de fusion est atteinte selon le besoin du fondeur, dans notre cas 720 °C, le métal est transvasé dans une poche de coulée de (50 Kg) qui est déjà préchauffée. Par la suite on ajoute le covéral (32D) qui est le sodium qui sert d'affinage aux grains et de diminution de leur densité.

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

II.2.4 - Moulage en sable

Le moulage est composé de deux mottes de sable tassé, ce sable est un mélange de silice, d'argile $\approx 10\%$ et d'eau $\approx 4\%$. Pour faire un moule, on utilise généralement un modèle en bois et deux châssis de façon que celui-ci laisse son empreinte dans le sable, on ferme ensuite le moule par l'assemblage des deux châssis après on remplit avec du métal en fusion pour obtenir l'éprouvette.

II.2.5 – Usinage des éprouvettes plates

Les opérations d'usinage et de découpage des éprouvettes et des échantillons nécessaires pour notre étude à partir de des éprouvettes prismatiques de dimensions (200x150x20) mm³ et se sont effectuées au niveau du hall de technologie d'Oued Aïssi de l'Université Mouloud MAMMERI de Tizi-Ouzou.

II.2.6 - Traitements thermiques

Après l'usinage des pièces et les échantillons, on prélève 3 éprouvettes de traction, 3 éprouvettes de résilience et 5 échantillons pour l'état brut de coulée noté - F pris comme référence. Pour augmenter plus les propriétés mécaniques de résistances de l'état F, les autres éprouvettes et échantillons vont subir une succession de traitements de chauffage avec mise en solution à différentes températures d'homogénéisation par pas de 20°C avec TH480°C, TH500°C, TH520°C, TH540°C et TH560°C pendant 10h suivi immédiatement d'une trempe à l'eau à température ambiante (20÷25) °C pour chacun des 5 états respectifs. En les retirant du bassin de trempe, les éprouvettes et échantillons de chaque état vont séjourner respectivement pendant 12h suivi de revenus 160°C pendant 4h avec refroidissement à l'air libre pour chacun des 5 états respectifs.

II.2.6.1. Cycle thermique :

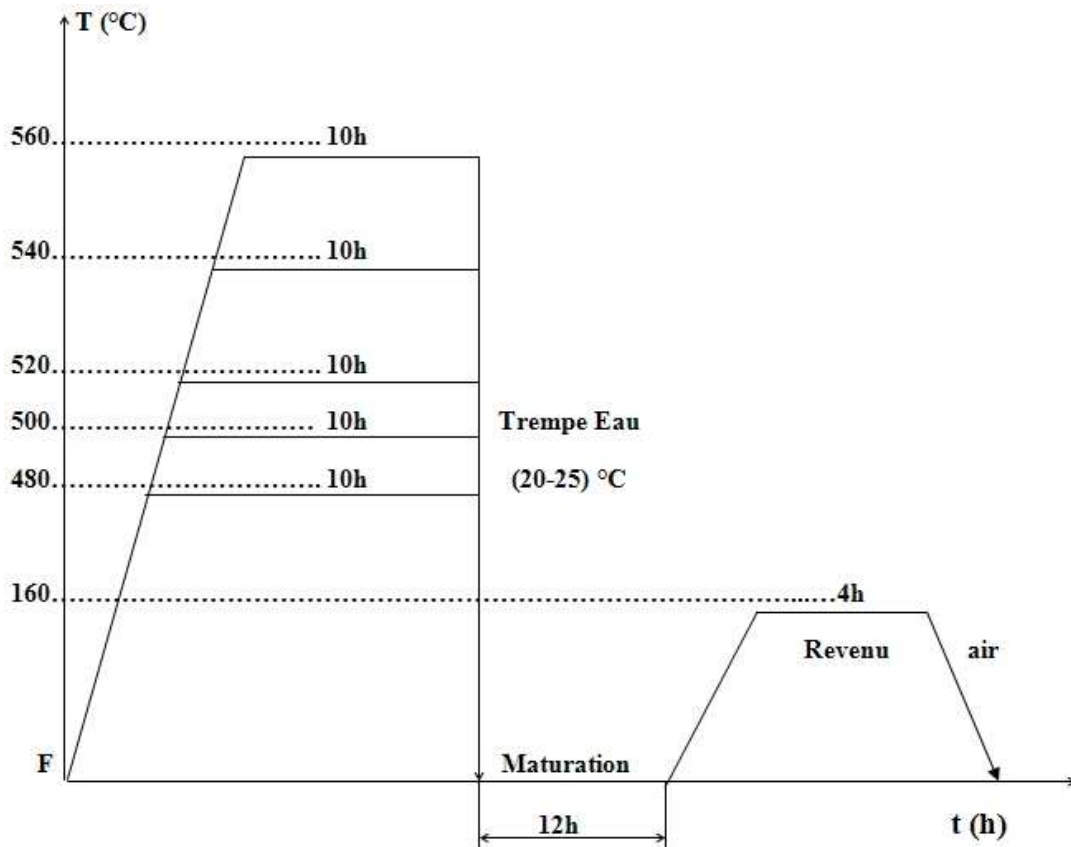


Fig. II.2.1 - Cycle thermique

II.2.7 - ESSAIS MECANIKES

Nous avons utilisé quatre essais mécaniques les plus répandus : la traction, la résilience, la dureté et la microdureté.

II.2.7.1 - Essai de traction

Cet essai a pour but principal la caractérisation d'un matériau en traction. Il consiste à déterminer les propriétés de résistances et de ductilité de l'alliage à étudier. Les caractéristiques qu'on peut obtenir de cet essai sont les suivantes:

σ^m - Contrainte maximale, σ^e - Contrainte d'élasticité, σ^r - Contrainte de rupture, A% - allongement en pourcentage, Z% - coefficient de striction, Zu% - allongement de striction, E - module d'Young.

Les éprouvettes sont solidement maintenues par leurs têtes à l'aide des deux mâchoires (mors) de la machine, dont l'une est fixe, l'autre libre en translation. Ces mâchoires en s'écartant l'une de l'autre, exercent une force de traction suivant l'axe géométrique de

l'éprouvette. Des appareils, adaptés à la mâchoire, permettent de mesurer à chaque instant l'effort de traction ou la charge et la déformation correspondante.

II.2.7.2 - Différentes étapes de l'essai de traction

Les éprouvettes sont numérotées de 1 à 3, on trace à l'intérieur de L_c la longueur L_0 , ensuite on mesure sur trois points l'épaisseur e en mm dont on tire la moyenne nécessaire au calcul de la section.

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

La vitesse de traction répondant aux prescriptions est de 10mm/mn.

Les différentes contraintes respectives sont relevées sur les différentes courbes. La variation de l'allongement est lue sur l'éprouvette après rupture en mettant bout à bout les deux parties.

II.2.7.3 - Essai de résilience

C'est un des essais le plus classique et le plus ancien, pour caractériser la fragilisation d'une éprouvette entaillée sous l'action d'un choc.

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

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

II.2.7.4 - Essai de dureté

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

Une éprouvette est prélevée sur la même longueur servant aux essais mécaniques, dans notre cas, une forme prismatique $(20 \times 20 \times 15) \text{ mm}^3$ est découpé avec une scie, puis dressé et poli au papier granulométrie. Cinq mesures sont ainsi réalisées sur l'appareil de dureté pour chaque état.

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

II.2.7.5 - Essai de la microdureté

Les échantillons utilisés pour la microdureté ont subi un enrobage à froid avec une résine et un durcisseur afin d'avoir deux surfaces parallèles pour faciliter l'observation de l'empreinte et éviter la déformation du pénétrateur.

La mesure est basée sur la détermination des dimensions d'empreintes produites dans le matériau par enfoncement d'un pénétrateur sous l'action d'une charge appliquée.

Nous avons utilisé un microduromètre Vickers équipé d'un écran pour permettre de positionner l'empreinte sur la phase désirée et par la suite mesurer le diamètre moyen des diagonales de l'empreinte, qui est nécessaire pour déterminer Hv.

Dans notre cas les mesures de microdureté ont été effectuées sur un microduromètre de type (LEITZ WETZLAR) à pénétration Vickers, une moyenne de trois mesures a été effectuée lors de chaque essai avec une charge de 0,05kg.

II.2.8 - EXAMENS MICROGRAPHIQUES

II.2.8.1 - Préparation des surfaces

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

❖ Dressage

Le dressage a pour but de créer une surface plate d'examen. Elle est faite sur papier EMERI de granulométries P120, P240 et P400, sur une polisseuse avec un arrosage abondant pour éviter tout risque d'échauffement.

❖ Dégrossissage

Cette phase, qui est la plus délicate, permet d'arriver à une surface lisse ne contenant que de très fines rayures invisibles à l'œil nu qui disparaîtront dans la dernière phase. Les granulométries des papiers utilisés sont P600, P800, P1200 et P3000.

❖ Finition

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

II.2.8.2 - Attaque chimique

Après polissage, les échantillons sont attaqués chimiquement pour révéler les joints de grains et différencier les constituants de l'alliage. En général l'attaque chimique peut agir de plusieurs façon ; Il peut dissoudre certains constituants qui perdront leur poli et ne réfléchissant plus la lumière, apparaitrons noir au microscope, il peut agir par dissolution préférentielle des grains, selon leur orientation cristalline, il peut colorer diversement certains constituants ; il peut produire un dépôt à la surface de certaines phases ; enfin il agit sur les joints entre les cristaux.

Nous avons utilisé un réactif dont la composition est donnée par le tableau suivant. L'attaque a été chronométrée, elle est de l'ordre de 15 secondes, puis les échantillons sont lavés sous un jet d'eau et séchés.

H ₂ O	NaOH	ZnCl ₂
100 ml	5g	1 g

Tableau II.2.4 - Composition pondérale du réactif

II.2.9 – MICROSCOPIE

II.2.9.1 - Microscope optique

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

II.2.9.2 - Microscope à balayage (MEB)

Pour une bonne résolution et des grossissements plus importants qu'en microscopie optique, on a eu recours au MEB. Ce dernier est à émission Thermoélectronique, équipé d'un système d'analyse permettant de faire une étude qualitative et quantitative des différentes phases intermétalliques. Nous avons pris l'initiative de prendre en considération les états suivants brut de coulée noté: F, Températures d'Homogénéisation désignés

respectivement Th(480, 500, 520, 540, 560) °C afin de faciliter l'interprétation des résultats. Pour chaque échantillon observé, on a pris des photos de différentes échelles.

II.2.10 – 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.

Partie III

Résultats et **DISCUSSION** 81-98

PARTIE III - RESULTATS ET DISCUSSION

III.1 EFFETS DE L'HOMOGENEISATION SUR LES PROPRIETES DE TRACTION ET STRUCTURALES DE L'ALLIAGE DE FONDERIE AlSi7Zn3Cu2Mg COULE EN SABLE

III.1.1 - INTRODUCTION

Cette présente étude porte sur l'influence de l'homogénéisation sur l'évolution des caractéristiques de traction, de dureté Brinell, de microdureté, de résilience et de structures de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg coulé en sable en considérant six états du matériau : brut de coulée noté : F et variation de la température d'homogénéisation par pas de 20°C désignées respectivement TH480°C, TH500°C, TH520°C, TH540°C et TH560°C afin de déterminer expérimentalement la température la plus favorable qui doit afficher des propriétés de résistances maximales avec un compromis de ductilité. L'ajout d'un pourcentage de silicium (7% Si), de Zinc (3% Zn), de cuivre (2% Cu) et de Mg ($\leq 1\%$ Mg) à l'aluminium sont les principaux agents d'amélioration des caractéristiques mécaniques.

Pour chercher à augmenter plus les caractéristiques de résistances de l'alliage, l'AlSi7Zn3Cu2Mg sera soumis aux traitements spécifiques.

Pour cela quatre techniques sont utilisées; à savoir: la traction, la dureté Brinell HB et la microdureté, la résilience et la microstructure.

III.1.2 - INFLUENCE DU DURCISSEMENT STRUCTURAL SUR LA TRACTION

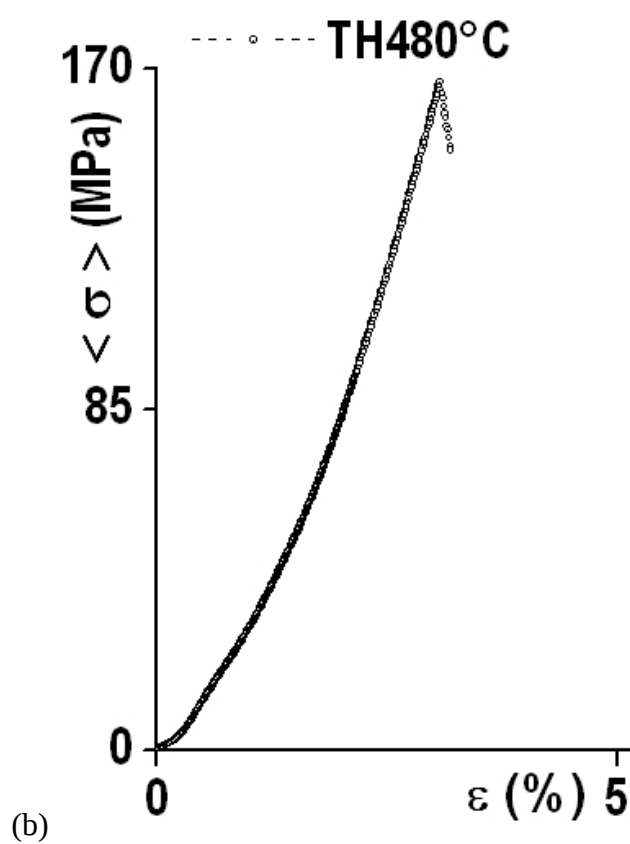
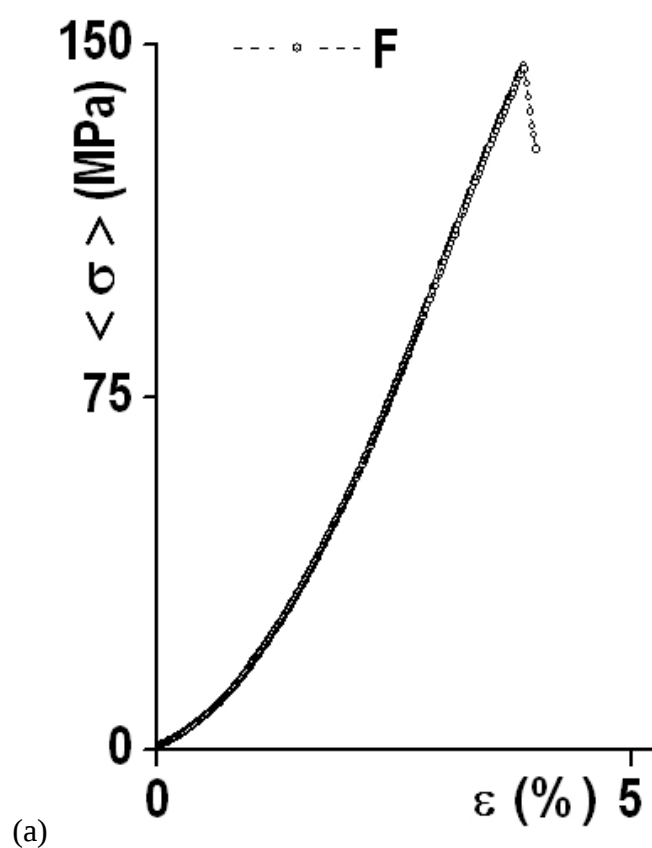
Le choix de ce matériau est dû à sa légèreté couplée à des caractéristiques mécaniques élevées; de plus il a été dicté par le fait qu'il est très utilisé dans diverses applications mécaniques.

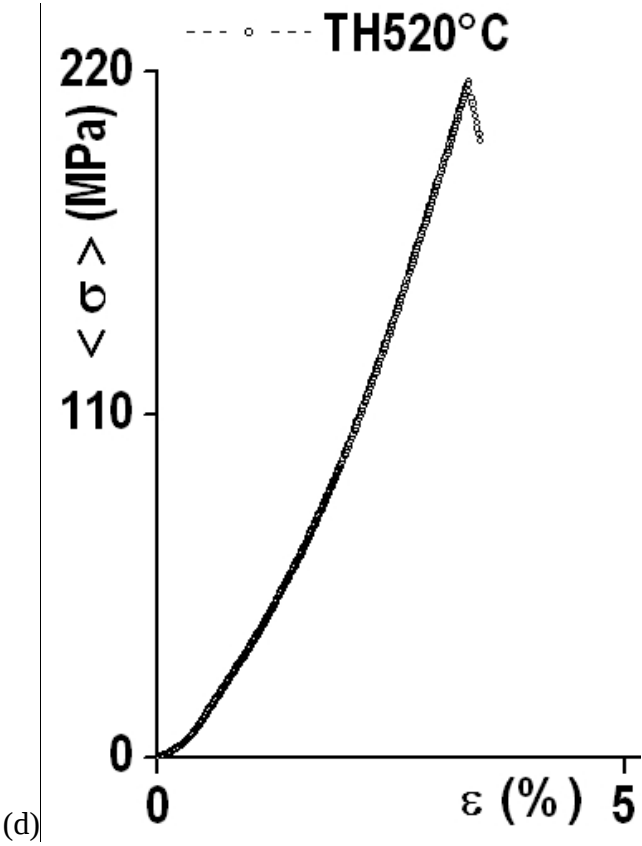
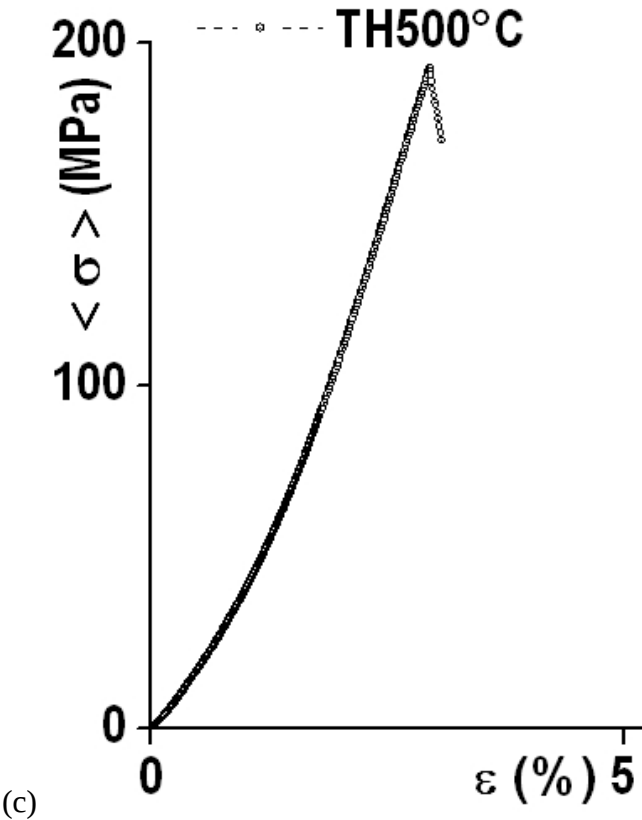
Les courbes obtenues présentent presque une même allure qui se distingue par trois régions différentes:

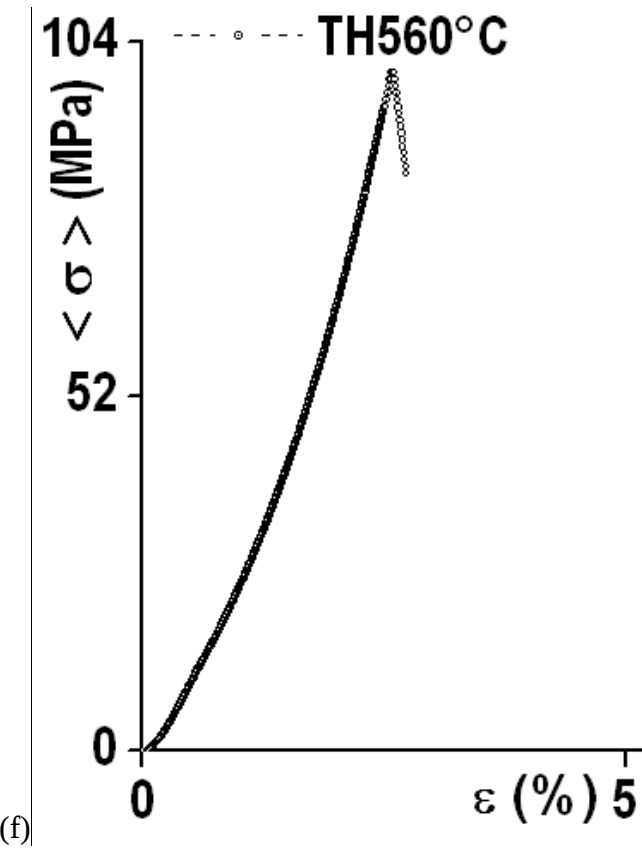
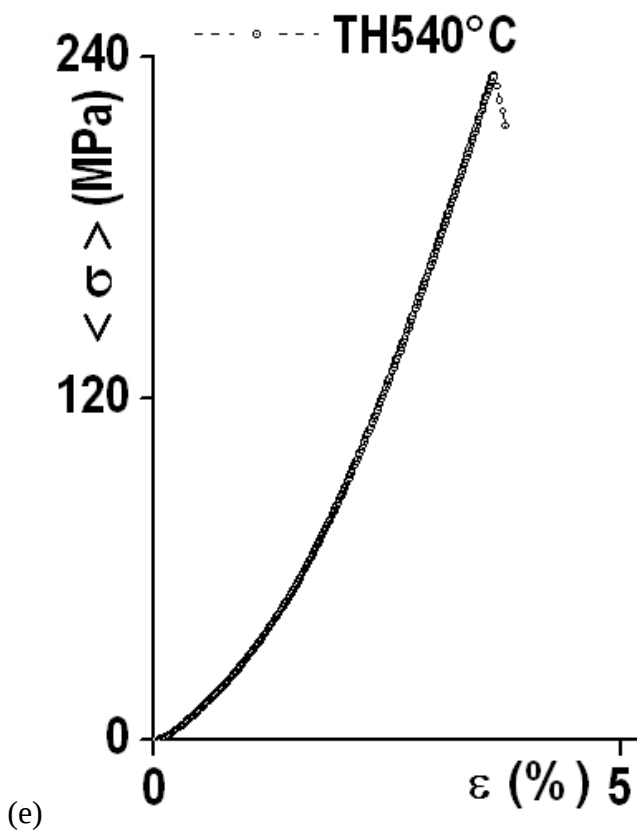
- Une grande partie élastique linéaire d'équation,
- Une très grande partie plastique homogène de forme,
- Et une deuxième partie plastique cette fois-ci hétérogène présentant une rupture ductile.

III.1.3 - INTERPRETATION DES RESULTATS

Les valeurs moyennes de traction, de résilience Kcv, de dureté HB et de microdureté Hv_{0,05} de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg coulé en sable sont représentées par les figures de 1 à 13 ci-dessous.

III.1.3.1 - Courbes de traction de l'alliage de fonderie AlSi7Zn3Cu2Mg





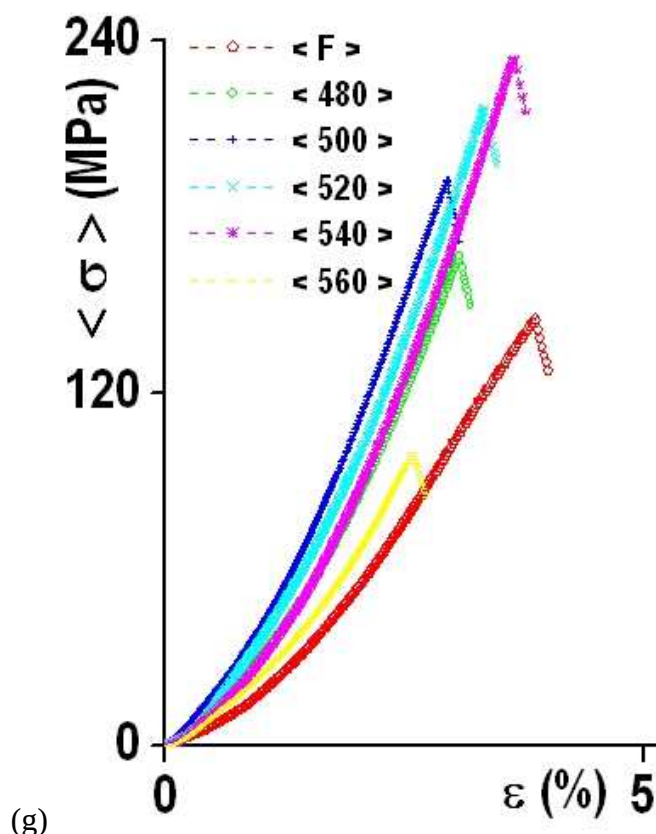


Fig.III.1 – Courbes de traction de la contrainte en fonction de la déformation de l’alliage AlSi7Zn3Cu2Mg aux états: (a) - brut de coulée noté: $\langle F \rangle$ et homogénéisés notés: (b) - $\langle TH480^{\circ}C \rangle$, (c) - $\langle TH500^{\circ}C \rangle$, (d) - $\langle TH520^{\circ}C \rangle$, (e) - $\langle TH540^{\circ}C \rangle$ et (f) - $\langle TH560^{\circ}C \rangle$ et (g) – groupement des 6 états correspondants avec $\langle \sigma \rangle$ - contrainte moyenne, $\epsilon(\%)$ - déformation.

Les Figures.III.1- ((a), (b), (c), (d), (e), (f) et (g)) représentent respectivement les courbes de traction moyennes (contraintes - déformations) de cinq éprouvettes de l’alliage de AlSi7Zn3Cu2Mg pour chaque état des six considérés qui sont: (a) - brut de coulée noté : $\langle F \rangle$ et homogénéisés notés: (b) - $\langle TH480^{\circ}C \rangle$, (c) - $\langle TH500^{\circ}C \rangle$, (d) - $\langle TH520^{\circ}C \rangle$, (e) - $\langle TH540^{\circ}C \rangle$

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

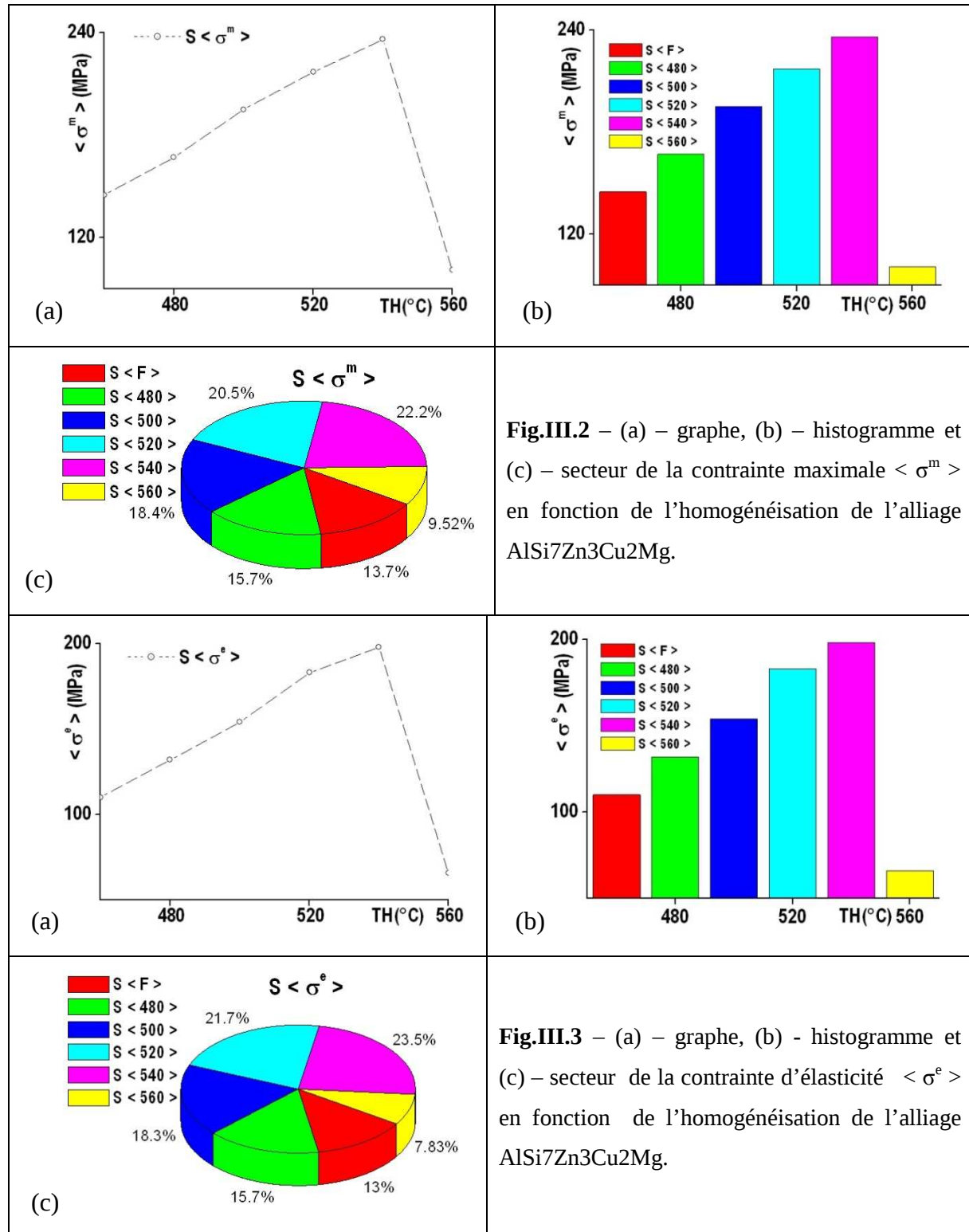
La Figure.III.1 - (g) représente le groupement des courbes moyennes de comparaison (contraintes - déformations) des six états du mode de coulée en sable afin de déterminer l’état ayant un compromis maximal entre la résistance et la ductilité.

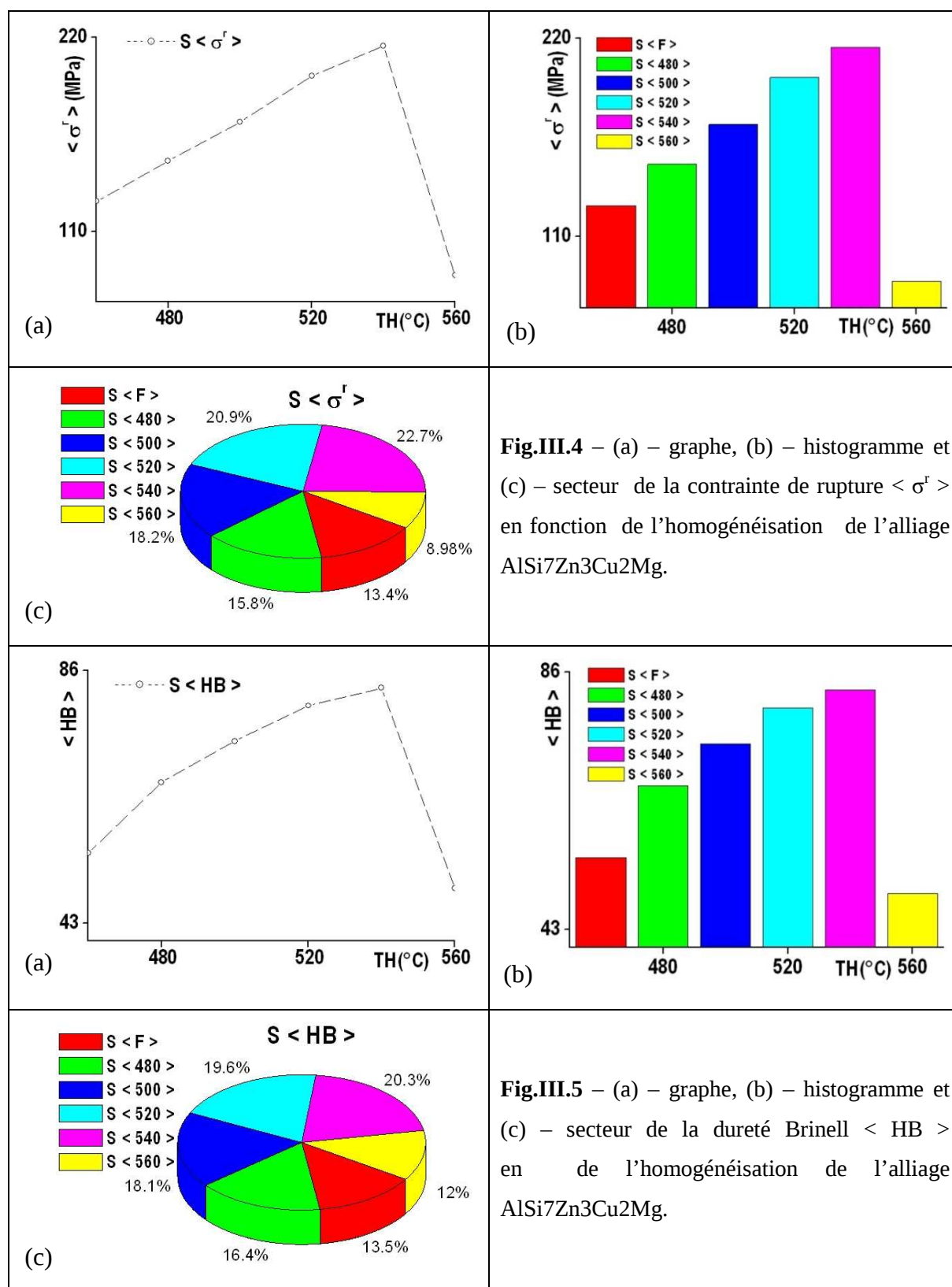
L’étude des courbes précédemment citées nous a permis de déterminer les caractéristiques mécaniques de chaque état de l’alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.

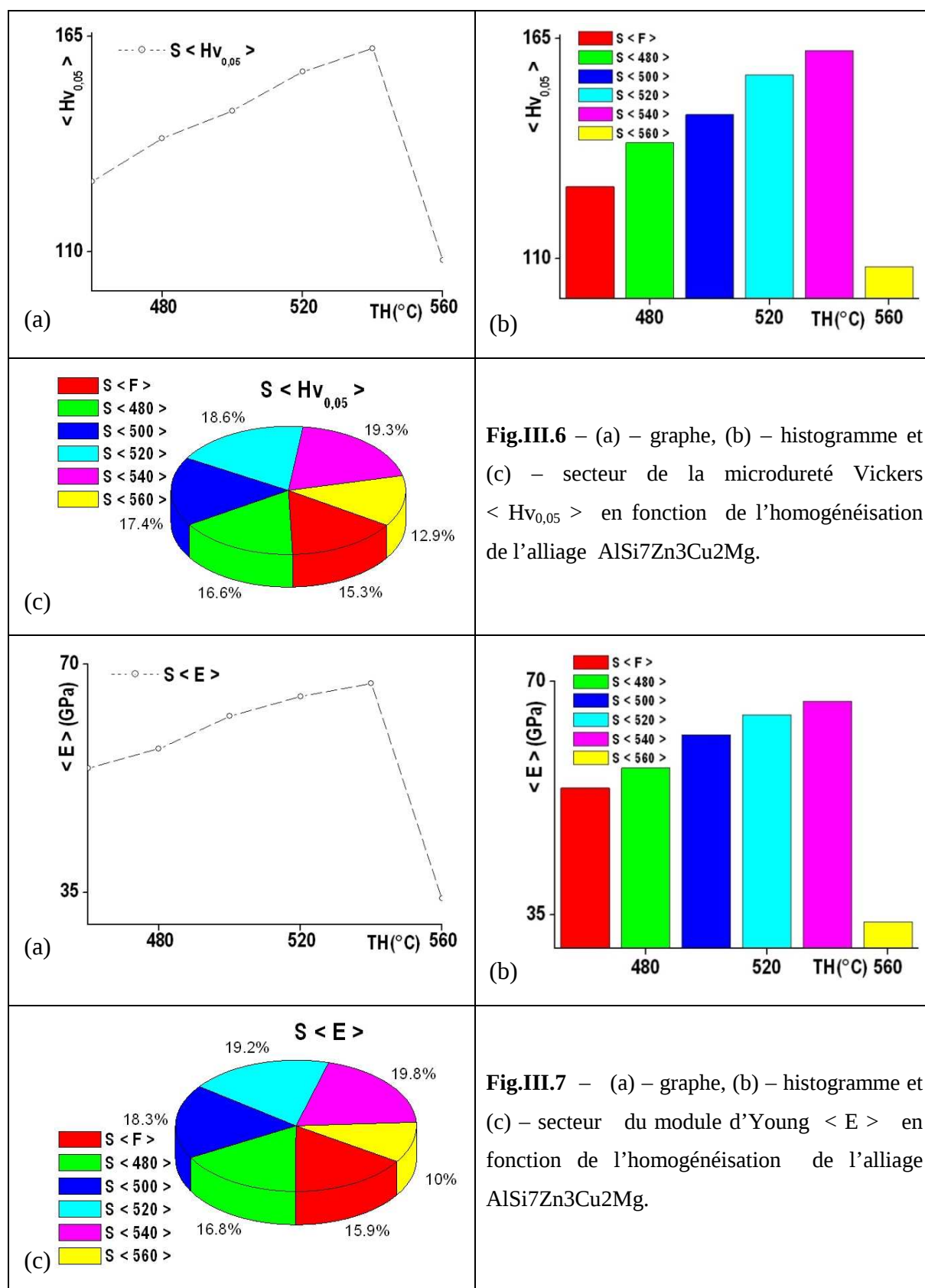
Les figures (III.2 – III.13) représentent les différents résultats obtenus au cours de notre étude des différentes propriétés mécaniques de notre l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.

III.1.3.2 - Propriétés mécaniques de l'alliage de fonderie AlSi7Zn3Cu2Mg de

III.1.3.2.1 - résistance







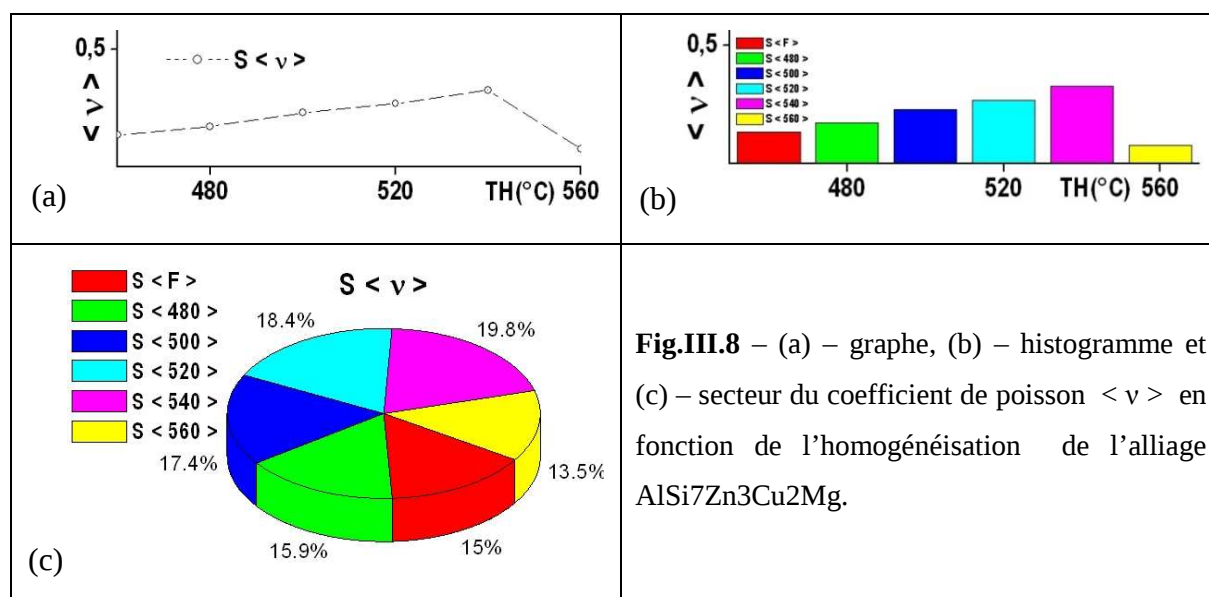


Fig.III.8 – (a) – graphe, (b) – histogramme et (c) – secteur du coefficient de poisson $\langle v \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.

III.1.3.2.2 - ductilité

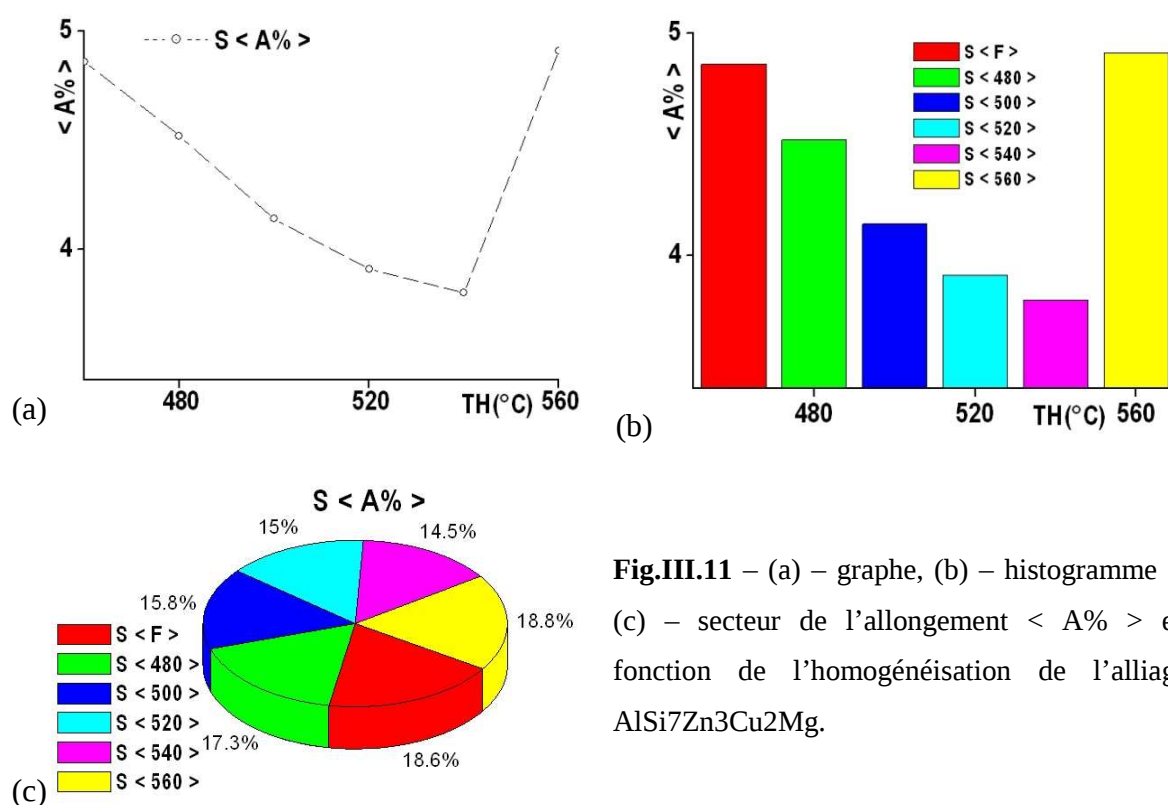


Fig.III.11 – (a) – graphe, (b) – histogramme et (c) – secteur de l'allongement $\langle A\% \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.

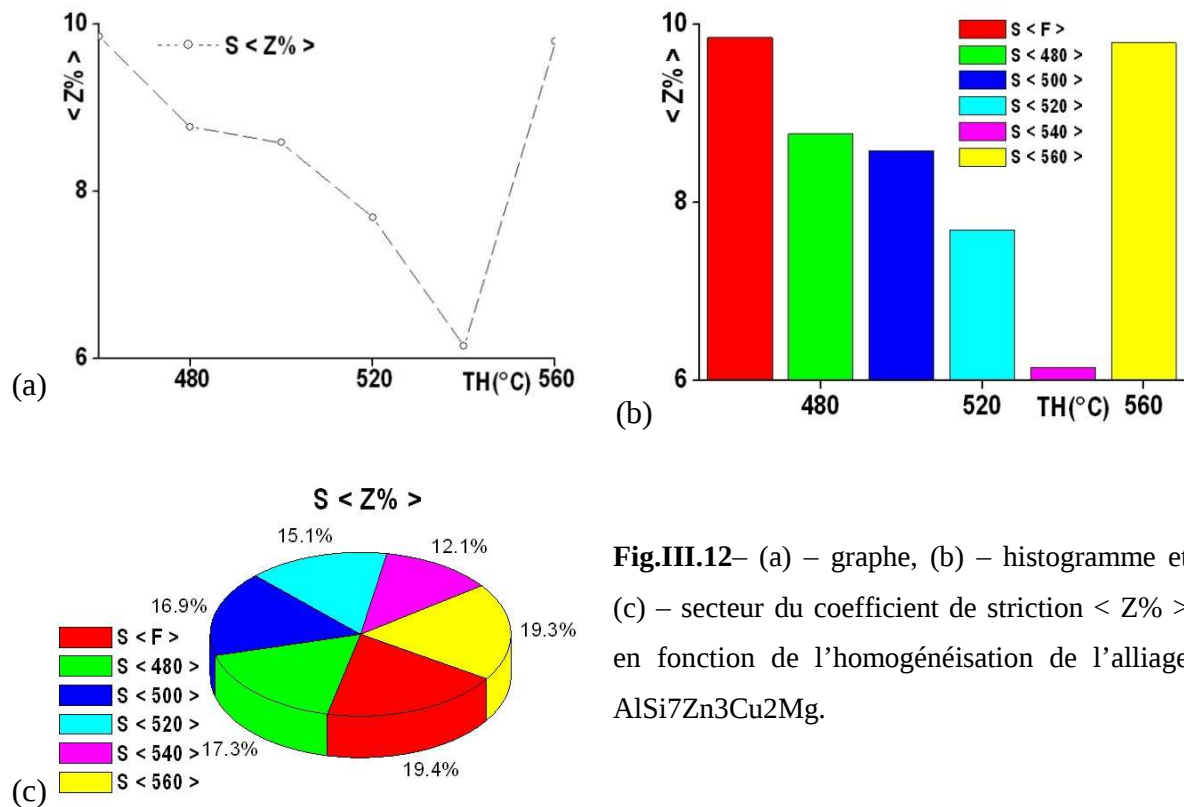


Fig.III.12– (a) – graphe, (b) – histogramme et (c) – secteur du coefficient de striction $\langle Z\% \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.

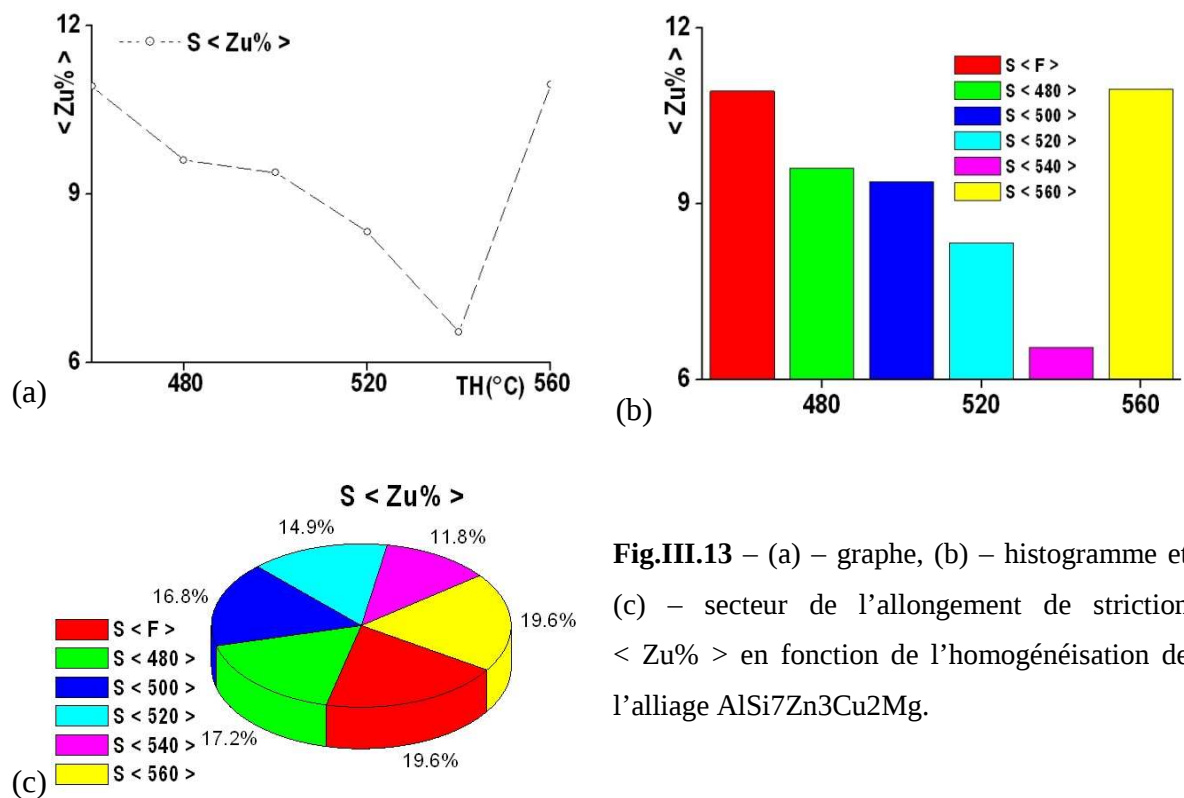


Fig.III.13 – (a) – graphe, (b) – histogramme et (c) – secteur de l'allongement de striction $\langle Zu\% \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.

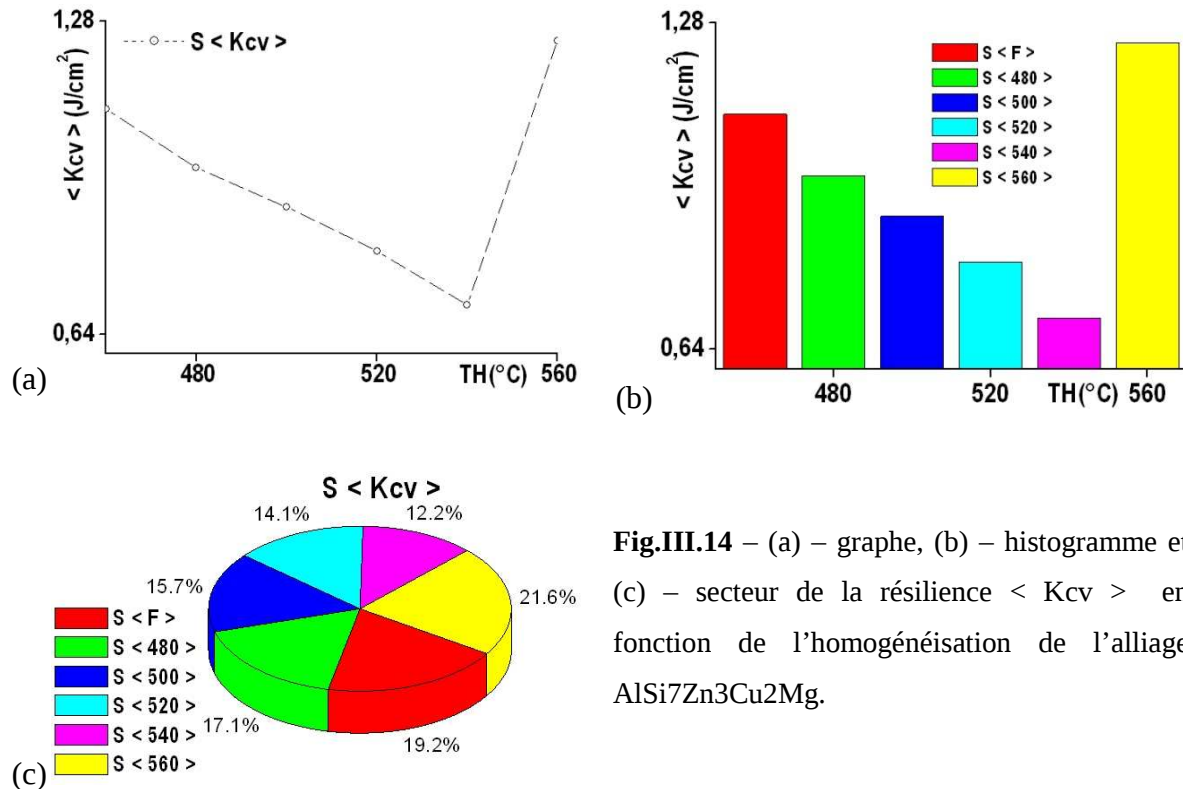
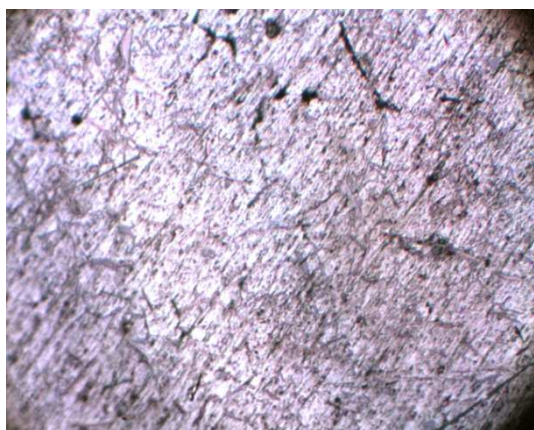


Fig.III.14 – (a) – graphe, (b) – histogramme et (c) – secteur de la résilience $\langle K_{cv} \rangle$ en fonction de l’homogénéisation de l’alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.

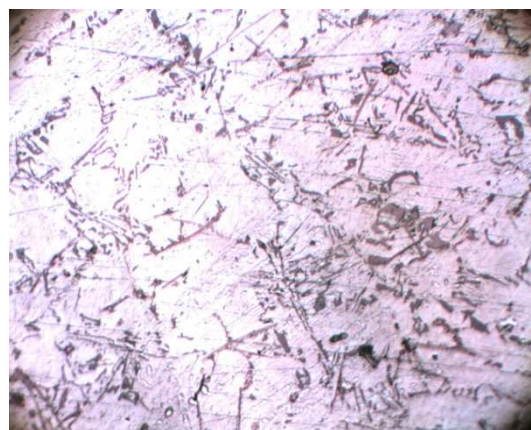
DISCUSSION

La Fig.III.1 – (g) nous montre que la courbe moyenne de l’état $\langle TH540^{\circ}C \rangle$ est définie par des propriétés de résistances maximales par rapport à toutes les courbes des autres états. Les propriétés mécaniques de résistance croissent respectivement d’une façon linéaire de l’état brut de coulée: $\langle F \rangle$ pour atteindre les valeurs maximales à l’état $\langle TH540^{\circ}C \rangle$ pour décroître jusqu’à $\langle TH560^{\circ}C \rangle$ (Fig.III.2 – Fig.III.9) au détriment des propriétés mécaniques de ductilité extrinsèques qui décroissent d’une façon presque linéaire respectivement de l’état brut de coulée: $\langle F \rangle$ jusqu’à l’état $\langle TH540^{\circ}C \rangle$ pour enfin croître jusqu’à $\langle TH560^{\circ}C \rangle$ (Fig.III.10 – Fig.III.13).

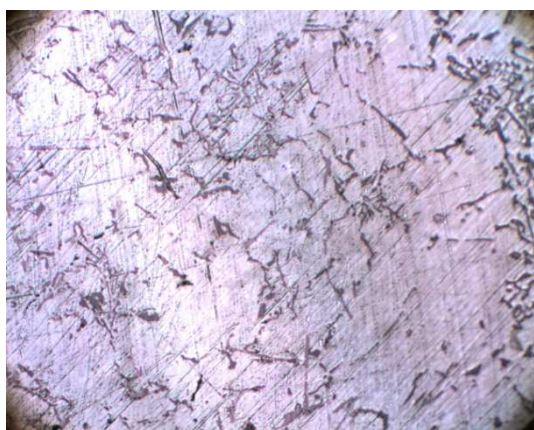
III.1.4 - STRUCTURE DE L'ALLIAGE AlSi7Zn3Cu2Mg



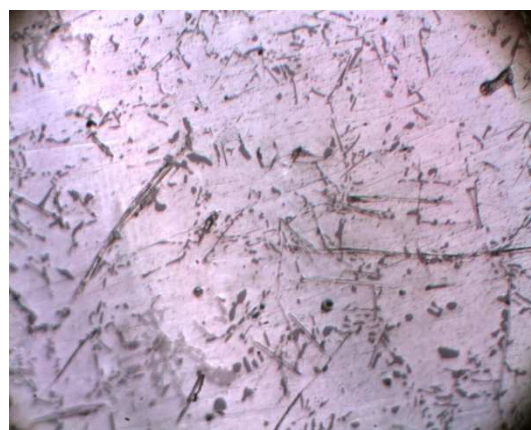
F



TH520°C

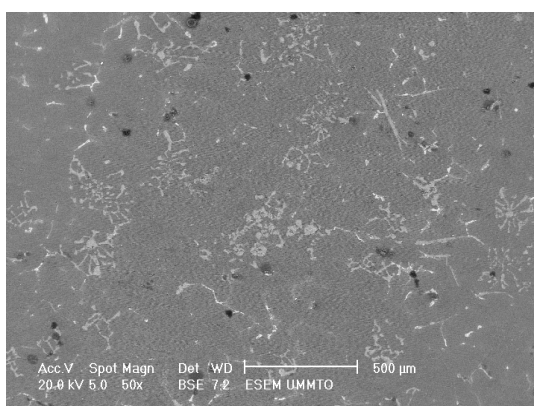


TH540°C

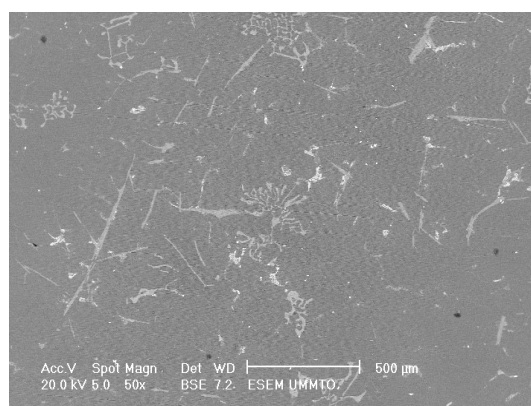


TH560°C

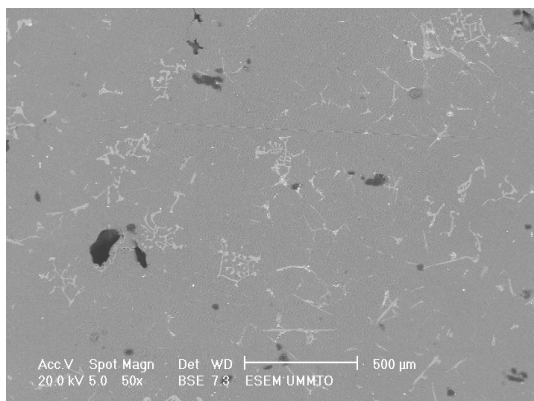
Fig.III.15 - Structures micrographiques de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.



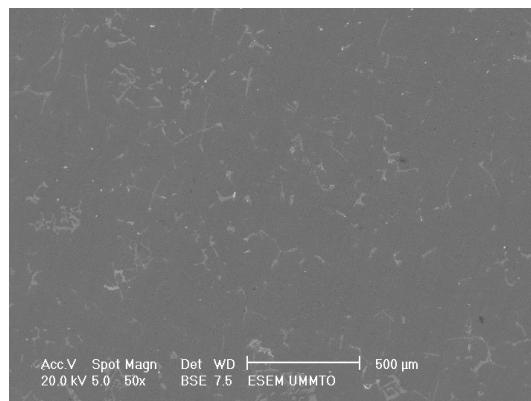
F



TH520°C

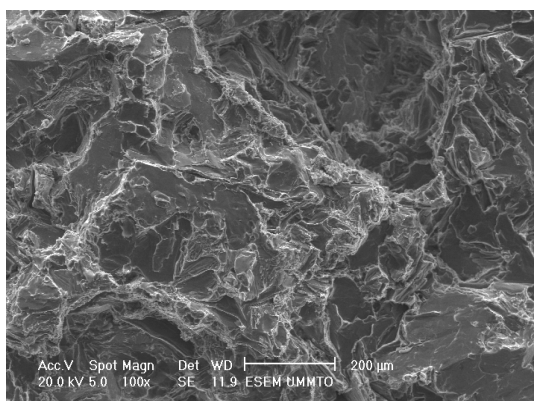


TH540°C

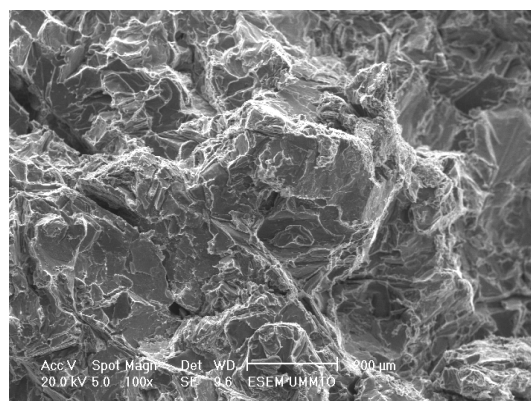


TH560°C

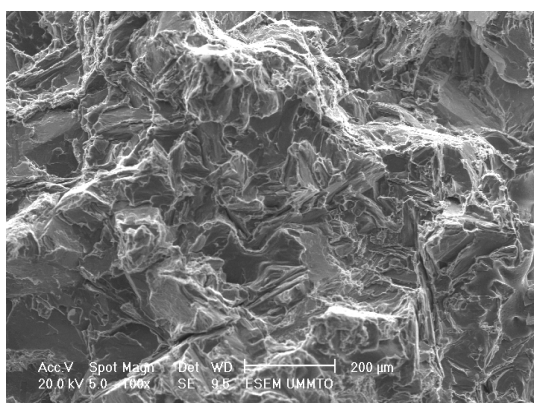
Fig.III.16 - Microstructures obtenues au MEB de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.



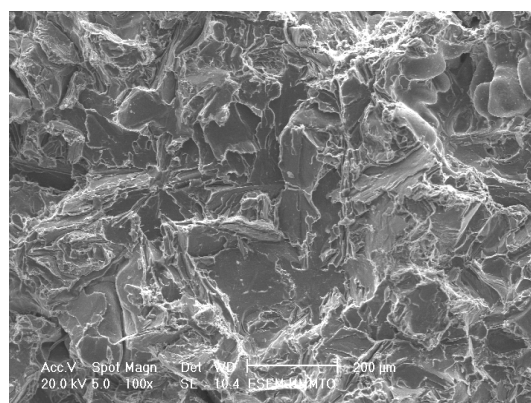
F



TH520°C



TH540°C



TH560°C

Fig.III.17 - Faciès de rupture en traction obtenus au MEB de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.

CONCLUSION

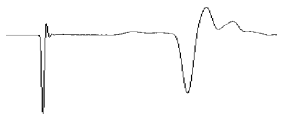
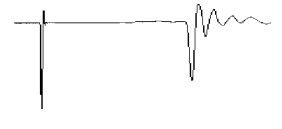
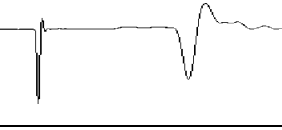
L'observation microscopique met en évidence dans l'alliage étudié aux états brut de coulée une répartition assez hétérogène des différents éléments d'aditions (Si, Zn, Cu et Mg), par contre leurs répartitions dans la matrice aux états homogénéisés et revenus sont homogènes avec présence de précipités finement dispersés (Mg_2Si , $MgZn_2$, Al_2Cu , Al_2CuMg , Si, Zn, Cu et Mg etc.) qui bloquent le mouvement des dislocations. Lors de l'analyse des microstructures obtenues par la microscopie, nous avons remarqué que la taille des grains obtenue par l'état < TH540°C > sont plus fins que celle obtenue aux autres états, ce qui explique les résultats obtenus lors de l'essai de traction, de dureté et de microdureté.

L'analyse des résultats expérimentaux montrent que le meilleur compromis d'homogénéisation de l'alliage pour obtenir des caractéristiques de résistances maximales avec un compromis de ductilité est la température 540°C pendant un temps de 10h quels que soient les états considérés.

Afin de répondre aux exigences des constructeurs pour une utilisation rationnelle de ce matériau dans divers mécanismes, il est préférable d'élaborer les différentes pièces à l'état < TH540°C > pour les pièces de résistance. Donc l'alliage $AlSi7Zn3Cu2Mg$ est un alliage de fonderie à traitement thermique.

III.2 - DETERMINATION DES PROPRIETES ELASTIQUES PAR ULTRASON DE L'ALLIAGE $AlSi7Zn3Cu2Mg$

III.2.1 – SIGNAUX OBTENUS

Caractéristiques	Dimensions	Signaux	
Etats		Transversaux	Longitudinaux
F	épaisseur $e = 15 \text{ mm}$		
	largeur $l = 36 \text{ mm}$		
< TH540°C >	épaisseur $e = 15 \text{ mm}$		

	largeur $l = 36 \text{ mm}$		
< TH560°C >	épaisseur $e = 15 \text{ mm}$		
	largeur $l = 36 \text{ mm}$		

Fig.III.18 - Signaux enregistrés sur les éprouvettes prismatiques d'ultrason d'épaisseur ($e = 15 \text{ mm}$) et de largeur ($l = 36 \text{ mm}$) de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg aux états brut de coulée: F et homogénéisés notés: < TH540°C > et < TH560°C >.

III.2.2 - PROPRIETES ELASTIQUES

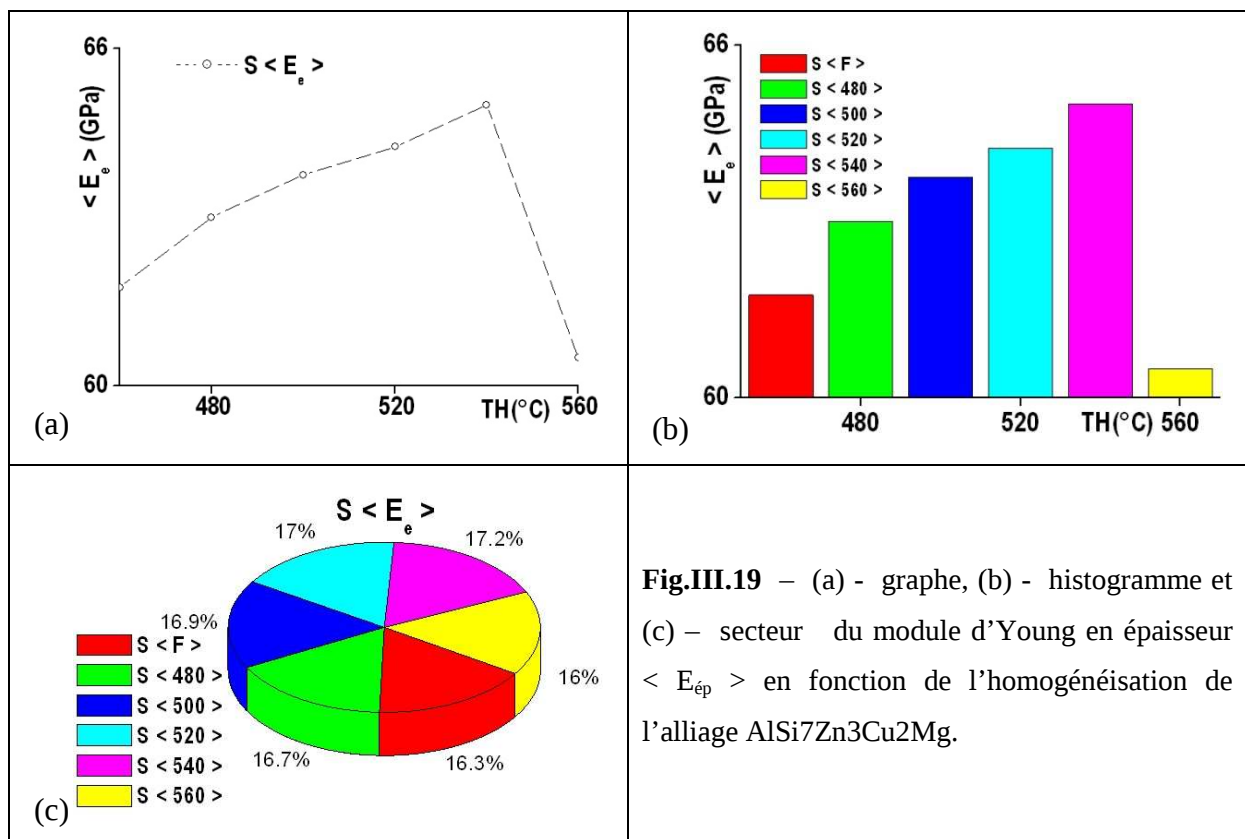
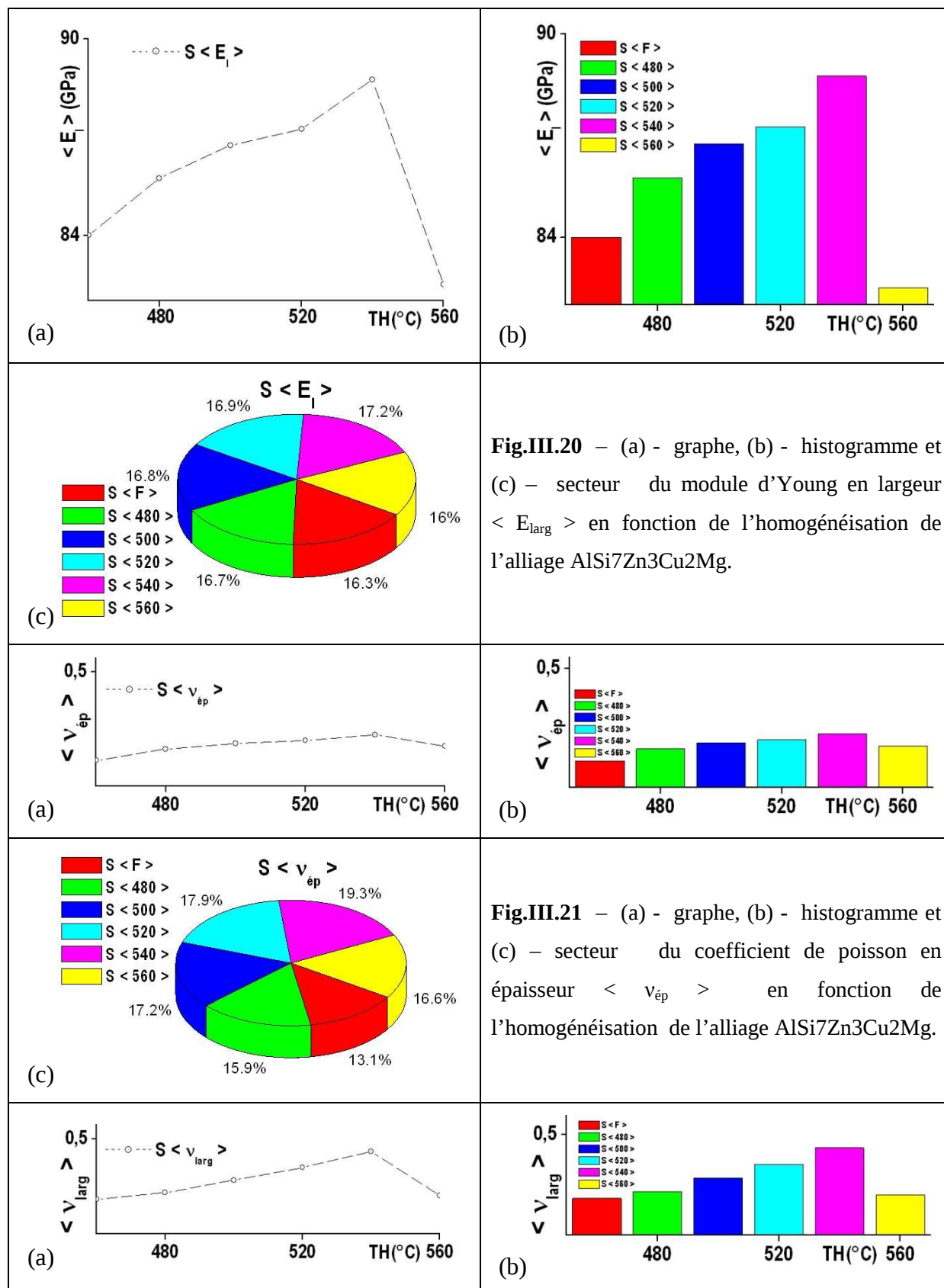
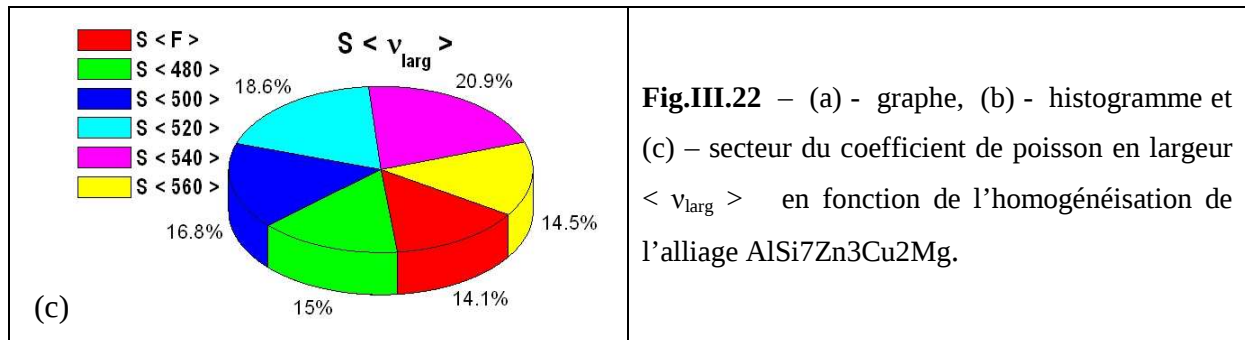


Fig.III.19 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du module d'Young en épaisseur $\langle E_{ép} \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg .





Discussion

Les fig.III [19 - 22] nous montrent quel que soient les états considérés, les propriétés élastiques importantes croissent de l'état brut de coulée noté : F à l'état TH540°C, pour décroître ensuite jusqu'à l'état TH560°C. Donc les propriétés élastiques sont maximales à la température d'homogénéisation TH540°C

III.2.3 – ETUDE COMPARATIVE DES PROPRIETES ELASTIQUES DE TRACTION ET D'ULTRASON

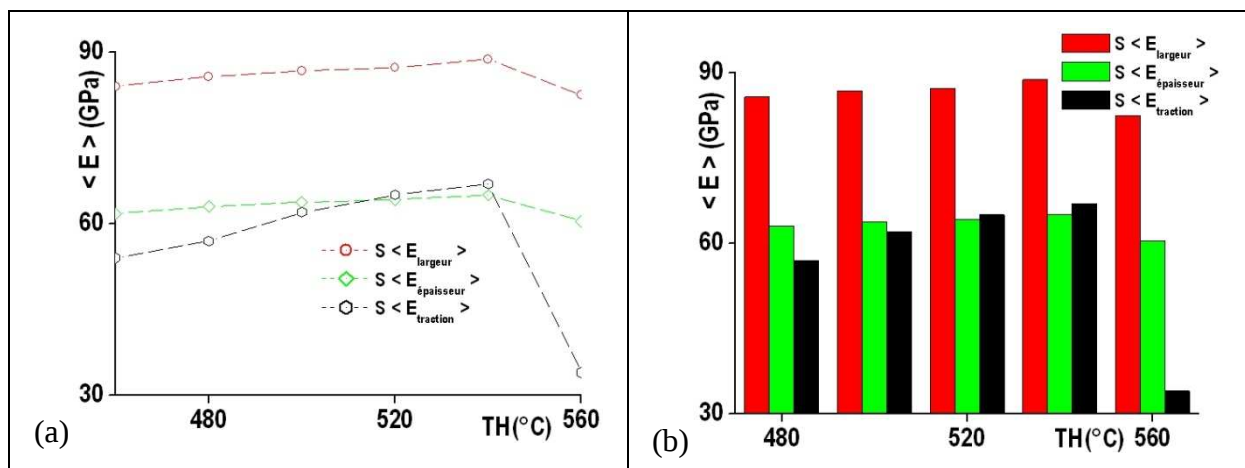


Fig.III.23 – Groupement de – a – graphes et b – d'histogrammes de comparaison des modules d'Young en largeur, épaisseur et en traction $\langle E_{\text{larg}}, \text{ép}, \text{traction} \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.

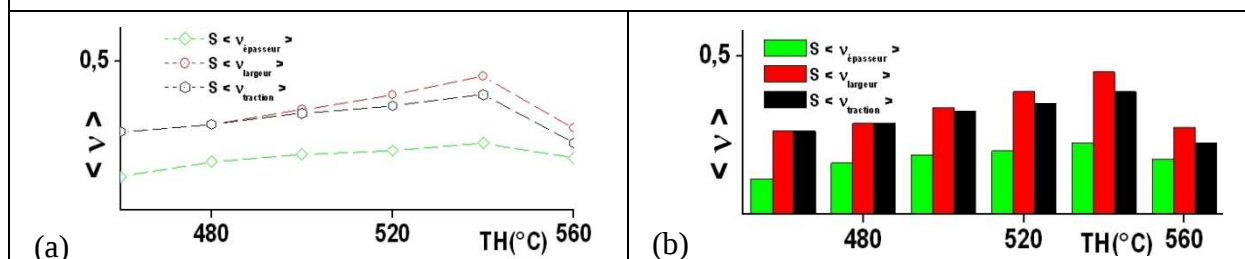


Fig.III.24 – Groupement de – a – graphes et b – d'histogrammes de comparaison des

coefficients de poisson en épaisseur, largeur et en traction $\langle \nu_{\text{ép, larg, traction}} \rangle$ en fonction de l'homogénéisation de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg.

Discussion

L'étude comparative des propriétés élastiques communes fig. [23 - 24] ci-dessus:

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

en épaisseur, largeur (ultrason) et en traction en fonction de la température d'homogénéisation croissent et décroissent de la même manière. Les graphes des propriétés obtenues par ultrason et les graphes des propriétés obtenues par traction croissent dans le même sens et même direction de l'état brut de coulée F à propriétés élastiques minimales à l'état TH540°C à propriétés élastiques maximales pour ensuite décroître à l'état TH560°C à propriétés élastiques minimales. Mais la croissance ou la décroissance de ces graphes varie d'une propriété élastique à une autre.

CONCLUSION GENERALE

Dans cette présente étude, on s'est intéressé à l'étude de l'influence de la température d'homogénéisation en la faisant varier par incrément de 20°C suivants - Températures d'Homogénéisation notées - TH480°C, TH500°C, TH520°C, TH540°C et TH560°C. sur l'évolution des caractéristiques de résistances, de ductilité et microstructurales de l'alliage de fonderie AlSi7Zn3Cu2Mg coulé en sable par gravité.

Le choix de cet alliage est dû au fait de sa large utilisation dans de nombreux domaines tandis que leurs traitements thermiques ont été choisis suite aux améliorations considérables de certaines propriétés mécaniques recherchées, qu'on peut obtenir aussi par ajout d'éléments d'additions, concernant l'alliage de fonderie AlSi7Zn3Cu2Mg non normalisé.

Les résultats nous montrent que l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg possède des propriétés mécaniques intéressantes à la Température d'Homogénéisation notée – TH540°C.

La trempe provoque à l'intérieur de l'alliage un champ de contraintes résiduelles constituées d'un système équilibré de compression en surface et de tension au cœur suivi d'une grande précipitation en (Mg_2Si , $MgZn_2$, Al_2Cu), ce qui fait augmenter les différentes contraintes, les duretés Brinell et le microduretés Vickers de l'alliage.

Les cinq Températures d'Homogénéisation respectives suivies de revenus considérés provoquent la migration des éléments d'addition principalement (Si, Zn, Cu et Mg) vers les dislocations avec apparition de différents précipités (Mg_2Si , $MgZn_2$, Al_2Cu , Al_2CuMg , Si, Zn, Cu et Mg etc.) de différents genres. Ces phénomènes conduisent à l'élévation de la limite élastique, de la rigidité au détriment de petites déformations.

D'une façon générale, si l'on veut obtenir une résistance mécanique élevée et conserver néanmoins des allongements substantiels, il faut plutôt choisir la Température d'Homogénéisation notée – TH540°C à propriétés élastiques maximales suivie d'un revenu à 160°C pendant 4 heures avec un refroidissement à l'air libre.

Donc l'alliage de fonderie AlSi7Zn3Cu2Mg non normalisé est un matériau à traitement thermique.

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^{ème} 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 MAMMERI 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, AFNOR 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'étude porte principalement sur la détermination expérimentale de la température d'homogénéisation affichant des propriétés de résistance maximales avec un compromis de ductilité de l'alliage AlSi7Zn3Cu2Mg coulé en sable par gravité noté: brut de coulée - F – état de référence. Pour augmenter d'avantage les propriétés mécaniques de l'état F, il sera donc soumis à une série de variation de la température d'homogénéisation par incrément de 20°C suivants - Températures d'Homogénéisation notées - $\text{TH}480^{\circ}\text{C}$, $\text{TH}500^{\circ}\text{C}$, $\text{TH}520^{\circ}\text{C}$, $\text{TH}540^{\circ}\text{C}$ et $\text{TH}560^{\circ}\text{C}$. Ces testes de traitements de durcissement structural par précipitation ont fait apparaître d'une part une structure fine avec augmentation considérable de joints de grains, d'autre part des précipités (Mg_2Si , MgZn_2 , Al_2Cu , Al_2CuMg , Si, Zn, Cu et Mg etc.) de différents genres, obstacles forts au mouvement de dislocations, ceux qui permettent l'augmentation notable des caractéristiques de résistances avec un compromis de ductilité.

Tous les résultats des propriétés mécaniques et structurales rassemblées dans la Partie III de notre mémoire nous montrent qu'il faudrait recommander pour le moulage de pièces quelle que soit la série - l'état $\text{STH}540^{\circ}\text{C}$.

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

ABSTRACT

The study mainly concerns the experimental determination of the homogenization temperature displaying maximum resistance properties with a compromise in ductility of the AlSi7Zn3Cu2Mg alloy cast in sand by gravity noted: crude cast - F - reference state. To further increase the mechanical properties of state F, it will therefore be subject to a series of variations in the homogenization temperature in 20°C increments as follows - Homogenization temperatures noted - $\text{TH}480^{\circ}\text{C}$, $\text{TH}500^{\circ}\text{C}$, $\text{TH}520^{\circ}\text{C}$, $\text{TH}540^{\circ}\text{C}$ and $\text{TH}560^{\circ}\text{C}$. These precipitation hardening treatment tests revealed on the one hand a fine structure with considerable increase in grain boundaries, on the other hand precipitates (Mg_2Si , MgZn_2 , Al_2Cu , Al_2CuMg , Si, Zn, Cu and Mg etc.) of different kinds, strong obstacles to the movement of dislocations, those which allow the notable increase in the characteristics of resistances with a compromise of ductility.

All the results of the mechanical and structural properties gathered in Part III of our brief show us that we should recommend for the molding of parts whatever the series - the $\text{STH}540^{\circ}\text{C}$ state.

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