

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



ⵍⵓⵍⵓⵔ ⵎⵎⵎⵔ ⵉⵔ ⵔⵉⵣⵉⵔⵓⵣ

Faculté du Génie de la Construction

Département de Génie Mécanique

MEMOIRE DE MASTER

OPTION - Génie Mécanique
SPECIALITE – Génie Des Matériaux

Présenté par

BENTTOUMI Massinissa

THEME

**DETERMINATION DES PROPRIETES ELASTIQUES PAR LES ESSAIS
DE TRACTION ET D'ULTRASON DE L'ALLIAGE EUTECTIQUE AISi13**

Devant le jury composé de

M ^r .	BILEK	Ali	Professeur	UMMTO	Président
M ^r .	ZAZI	Nacer	Professeur	UMMTO	Examineur
M ^r .	HAKEM	Ahmed	MCA	UMMTO	Rapporteur
M ^{elle}	BOUKAZUHA	Faiza	MCB	CRTI	Co- rapporteur

Date de la soutenance - 08/02/2020 à 09h00' à la salle de de la Faculté de Génie de la Construction

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 ⵓⵣⵓⵣ



Faculté de Génie de la Construction

Département de Génie Mécanique

MEMOIRE DE MASTER

Option - Génie Mécanique

SPECIALITE – Génie Des Matériaux

THEME

**DETERMINATION DES PROPRIETES ELASTIQUES PAR LES ESSAIS
DE TRACTION ET D'ULTRASON DE L'ALLIAGE EUTECTIQUE AISi13**

Proposé et dirigé par
DR AHMED HAKEM MCA

Présenté par
BENTTOUMI Massinissa

ANNEE - 2019/2020

REMERCIEMENTS

Tout d'abord je remercie le bon DIEU de m'avoir donné la santé et courage pour réaliser ce travail.

Mes sincères remerciements s'adressent à mon promoteur M DR AHMED HAKEM Maître de conférences «A» à l'UMMTO pour avoir accepté de diriger ce travail, pour son aide et son encouragement pendant toute la période de ce travail et pour ses précieux conseils, merci d'avoir largement contribuer à la bonne réalisation de ce travail.

Je remercie également ma co-promotrice Melle Faiza Boukazouha maitre de recherche classe « B » a CRTI de Chéraga.

Je remercie tous les membres de jury qui ont bien voulu accepter de juger mon travail.

Je tiens a remercie l'équipe de la division fonderie aluminium de Rouïba ainsi que le personnel des laboratoires d'ultrason de CRTI de Chéraga, de SDM et de la bibliothèque de Génie mécanique de Hasnaoua II.

J'adresse mes remerciements les plus chaleureux à tous ceux qui m'ont aidé.

DEDICACES

Je dédie ce modeste travail:

A la mémoire de mon père qui a beaucoup souffert pour moi, qui m'a tout donné, reposé en paix.

A ma chère mère pour son amour, ses encouragements et ses grands sacrifices .Aucun mot ne suffira pour décrire mes profonds sentiments de reconnaissance, que dieu vous protège et vous donne longue vie.

A mes frères et mes sœurs qui m'ont beaucoup encouragé et soutenu durant tout mon cursus et à toute ma famille sans exception.

A tous mes amis et en particulier Samir, Malik, Ahmed et Mohend et à tous mes collègues de travail.

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE	01
PARTIE I : APERÇU BIBLIOGRAPHIQUE	
CHAPITRE I.1 - ALUMINIUM ET SES ALLIAGES	03
I.1 - L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES	03
I.1.1 - PROPRIETES DE L'ALUMINIUM	04
I.1.1.1 - Carte d'identité d'aluminium	04
I.1.1.2 - Propriétés physiques	06
I.1.1.3 - Propriétés mécaniques	06
I.1.1.4 - Propriétés chimiques	07
I.1.1.5 - Propriétés de mise en forme	07
a - La désignation des alliages d'aluminium	07
b - Désignation numérique	08
c - Classement par type de transformation	08
I.1.2 - ALLIAGE DE CORROYAGE (LAMINAGE) 1000 2000 3000 5000 6000 7000	10
I.1.2.1 - série 1000 (aluminium).	10
I.1.2.2 - Série 2000 (aluminium cuivre)	12
I.1.2.3 - Série 3000 (aluminium manganèse)	13
I.1.2.4 – Série 5000(aluminium magnésium)	14
I.1.2.5 – Série 6000(aluminium magnésium silicium)	16
I.1.2.6 – Série 7000(aluminium zinc)	17
I.1.3-ALLIAGE DE FONDERIE : PARTICULIEREMENT ALSI(4000)	19
I.1.3.1 - Diagramme d'équilibre aluminium-silicium (Al-Si)	21
I.1.3.2-Quelques alliages d'aluminium-silicium	22

I.1.4-ALLIAGES DE FRITTAGE	22
CHAPITRE I.2 - ELABORATION DE L'ALLIAGE ALSI13	23
I.2.1 - PRESENTATION DE L'ALLIAGE	23
I.2.2 - ELABORATION DE L'ALLIAGE	23
I.2.2.1 - Composition chimique	23
I.2.2.2 - Règles de fusion	25
I.2.3 - PROCEDE D'AFFINAGE DANS LE CAS DE LA COULEE EN SABLE	25
I.2.4 - PROCEDE D'AFFINAGE DANS LE CAS DE LA COULEE EN COQUILLE	26
I.2.5 - CONTROLE DE L'AFFINAGE	27
I.2.6 - DEGAZAGE	28
I.2.7 - MOULAGE	28
I.2.7.1 - Moulage en sable	28
I.2.7.2 - Moulage en coquille	28
I.2.8 - TEMPERATURE DE COULEE	28
I.2.9 - TRAITEMENT THERMIQUE	28
I.2.10 - STABILITE DIMENSIONNELLE	29
I.2.11 - DEFAUTS DES PIECES MOULEES EN ALSI13	29
I.2.11.1 - Grains insuffisamment fins	29
I.2.11.2 - Piqures	29
I.2.11.3 -Retassures	29
CHAPITRE I.3 - TRAITEMENTS THERMIQUES	
MICROSTRUCTURE	30
INTRODUCTION	30
I.3.1 - DESIGNATION DES TRAITEMENTS THERMIQUES DES ALLIAGES D'ALUMINIUM	30
I.3.1.1-Trempe	30
I.3.1.2-Revenu ou maturation artificielle	30

I.3.1.3-Le recuit	31
a- Recuit d'homogénéisation	31
b-Recuit d'adoucissement	32
c-Recuit de recristallisation	32
d-Recuit de restauration	33
I.3.1.4- Traitement de trempe structural ou durcissement structural	33
I.3.1.5-Vieillessement naturel	35
I.3.1.6- Vieillessement artificiel	35
I.3.2-DIFFUSION	35
I.3.3- MICROSTRUCTURE	36
1.3.4 – PRECIPITATION	36
CHAPITRE I.4 - ESSAIS MECANIQUES	37
I.4.1-ESSAIS DESTRUCTIBLES	37
I.4.1.1-Traction	37
I.4.1.2-Résilience	39
I.4.1.3-Durete : Hb –Hv-Hr	40
I.4.1.3.1-Essais brinell (Hb)	41
I.4.1.3.2- Essais de vickers (Hv)	42
I.4.1.3.3- Essais de rockwell	42
I.4.1.4-Microdurete	44
I.4.1.5-Microscopie	44
I.4.1.5.1-Observation des échantillons au microscope	44
I.4.1.5.2- Microscopie électronique à balayage	45
I.4.2-ESSAIS NON DESTRUCTIBLES	46
I.4.2.1 – Essai non destructif par ultrason	46
I.4.2.1.1 – Définition	46
I.4.2.1.2-Propagation, absorption, réflexion et réflexion et réfraction des ultrasons.	47

I.4.2.1.3 - les lois appliquées	48
CHAPITRE I.5- DEFAUTS CRISTALLINS	50
I.5- DEFAUTS CRISTALLINS	50
I.5.1 - défauts ponctuels	50
I.5.2 - défauts linéaires (dislocation)	52
a. dislocation coin	52
b. dislocation vis	53
c .dislocation mixte	53
d. vecteur de burgers	53
I.5.3 - DEFAUTS A DEUX DIMENSIONS (DEFAUTS SURFACIQUES)	54
I.5.3.1 - Joint de grains	54
I.5.3.2 - Macle	55
I.5.4 - DEFAUTS A TROIS DIMENSIONS (DEFAUTS VOLUMIQUES)	55
I.5.4.1 - les pores	56
I.5.4.2 - Les inclusions	56
I.5.4.3 - Les précipités	56
PARTI II : PARTIE EXPERIMENTALE	
CHAPITRE II.1 - APPAREILLAGE	58
INTRODUCTION	58
II.1 - APPAREILLAGE	58
II.1.1 - FOUR DE FUSION BASCULANT	58
II.1.2 - FOUR DE MAINTIEN	59

II.1.3 - MOULAGE EN SABLE	59
II.1.4 - MACHINE DE DEMOULAGE	60
II.1.5 - GRENAILLEUSE	60
II.1.6 - SCIERS MECANIQUES	61
II.1.7- MEULE MECANIQUE	62
II.1.8 - LES TRAITEMENTS THERMIQUES	62
II.1.8.1 - Four de trempe	62
II.1.8.2 - Four de revenu	63
II.1.9 - LES ESSAIS MECANIQUES	64
II.1.9.1. Machine de traction	64
II.1.9.2 - Duromètre	64
II.1.9.3 – Microdureté	65
II.1.9.4 - Principe de l'essai de résilience	65
II.1.10 - ESSAIS D'ULTRASON	66
II.1.11 - MICROSCOPIE	67
II.1.11.1 - Les polisseuses	67
II.1.11.2 - Microscope optique	68
II.1.11.3 - Microscope électronique à balayage	69
CHAPITRE II.2- METHODE EXPERIMENTALE ET	70
ELABORATION	
II.2.1 - MATERIAU ETUDIE	70
II.2.2 - ELABORATION DU MATERIAU ETUDIE	70
II.2.2.1 - La fusion	70
II.2.2.2 - Dégazage	71
II.2.2.3 - L'affinage	71
II.2.2.4 - La coulée	71
II.2.2.5 - Moulage sable	71
II.2.3 - TRAITEMENTS THERMIQUES	71
II.2.4 - ESSAIS MECANIQUES	72
II.2.4.1 - Essais de traction	72

II.2.4.2 - Essais de dureté	73
II.2.4.3 – Essais de microdureté	73
II.2.4.4 - Essais de résilience	73
II.2.5 - EXAMEN MICROGRAPHIQUE	74
II.2.5.1 - Préparation des surfaces	74
II.2.5.2 - Attaque chimique	74
II.2.5.3 - Microscopie	74
II.2.5.3.1 - Microscope optique	74
II.2.5.3.2 - Microscope à balayage (MEB)	74

PARTIE III : RESULTATS ET INTERPRETATION

CHAPITRE III.1 - DETERMINATION DES PROPRIETES MECANIQUES MOYENNES PAR L'ESSAI DESTRUCTIF DE TRACTION DE L'ALLIAGE DE FONDERIE AlSi13 COULE EN SABLE	76
--	----

III.1.1 - INTRODUCTION	76
III.1.2 - INFLUENCE DE REVENU SUR LES PROPRIETES DE TRACTION DE L'EUTECTIQUE AlSi13	77
III.1.2.1 – propriétés de résistances	78
III.1.2.1.1 - Courbes moyennes de la contrainte en fonction de la déformation de l'alliage eutectique AlSi13 coulé en sable	78

III.1.2.1.2 - Propriétés mécaniques moyennes de l'alliage AlSi13 coulé en sable en fonction du temps de revenu aux états brut de coulée: F et revenu notés: < M0h >, < M6h >, < M12h >, < M18h > et < M24h>	82
III.1.2.2 – Caractéristiques de ductilité	85
III.1.2.3 – Microstructures de l'alliage de fonderie als13 coule en sable	87
III.1.2.4 – Interprétation des microstructures	89
III.1.2.5 – Interprétation et discussion	90
III.2-DETERMINATION DES PROPRIETES ELASTIQUES MOYENNES PAR ULTRASON DE L'ALLIAGE DE FONDERIE AISi13 COULE EN SABLE	91
III.3 – ETUDE COMPARATIVE DES PROPRIETES ELASTIQUES MOYENNES EN EPAISSEUR ET LARGEUR DETERMINEES PAR ULTRASON DE L'ALLIAGE DE FONDERIE ALSI13 COULE EN SABLE	99
III.4 – ETUDE COMPARATIVE DES PROPRIETES ELASTIQUES MOYENNES DETERMINEES PAR TRACTION ET ULTRASON DE L'ALLIAGE DE FONDERIE ALSI13 COULE EN SABLE	102
CONCLUSION GENERALE	105
BIBLIOGRAPHIE	
RESUME	

LISTE DES FIGURES

figure I.1.1	Microstructures de l'eutectique Al-Si	21
figure I.1.2	Diagramme d'équilibre Al-Si	21
figure I.3.1	Cycle thermique du durcissement structural	34
figure I.4.1	Eprouvette de traction normalisée	37
figure I.4.2	Essai en traction monotone d'une éprouvette ductile	38
figure I.4.3	Essais de Brinell	41
figure I.4.4	Essais de Vickers	42
figure I.4.5	Essais de dureté Rockwell HRB	43
figure I.4.6	Microscope optique de marque Hund	45
figure I.4.7	La poire d'interaction	46
figure I.4.8	Ondes transversales	47
figure I.4.9	Ondes longitudinales	47
Figure I.5.1	Types de défauts ponctuels dans un cristal	52
Figure I.5.2	Défauts linéaires (dislocation)	53
Figure I.5.3	Représentation du vecteur de Burgers	54
Figure I.5.4	Défauts surfaciques (joints de grain)	55
Figure I.5.5	Défauts surfaciques (macle)	55
Figure I.5.6	Représentation schématique d'un pore	56
Figure I.5.7	Différents précipités	57
Figure II.1.1	Four de fusion	58
Figure II.1.2	Four de maintien	59
Figure II.1.3	empreintes supérieure et inférieure du moule en sable	59
Figure II.1.4	Machine de démoulage	60
Figure II.1.5	Grenailleuse	60
Figure II.1.6	Scie mécanique	61
Figure II.1.7	Scie mécanique	61
Figure II.1.8	Meule	62
Figure II.1.9	Four de trempe	63
Figure II.1.10	Four de revenu	63
Figure II.1.11	Machine de traction	64
Figure II.1.12	Duromètre	64
Figure. II.1.13	Microduromètre	65
Figure. II.1.14	Pendule de Charpy	65
Figure. II.1.15	Appareil de mesure d'ultrason	66
Figure. II.1.16	Mesure en largeur	67
Figure II.1.17	Mesure en épaisseur	67
Figure II.1.18	Polisseuses	67

Figure II.1.19	Microscope optique	68
Figure II.1.20	Microscope électronique à balayage (MEB)	69
Figure II.2.1	Cycle Thermique	72
Figure II.2.2	Formes et démentions des éprouvette de traction coulée en sable	72
Figure II.2.3	échantillon pour l'essai de dureté et pour l'observation micrographique.	73
Figure III.1	Courbes réelles de traction de la contrainte en fonction de la déformation aux états : (a) - F, (b) - M0h, (c) - M6h, (d) - M12h, (e) - M18h et (f) - M24h.	80
Figure III.2	Groupement des courbes réelles de traction de la contrainte en fonction de la déformation aux états F, M0h, M6h, M12h, M18h et M24h.	81
Figure III.3	(a) – graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la contrainte maximale $\langle \sigma^m \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	82
Figure III.4	(a) – graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la contrainte d'élasticité $\langle \sigma^e \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13	82
Figure III.5	(a) – graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la contrainte de rupture $\langle \sigma^r \rangle$ en fonction du temps de revenu l'alliage AlSi13.	83
Figure III.6	(a) – graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la dureté Brinell $\langle HB \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	83
Figure III.7	(a) - graphe et (b) – histogramme, (c) – secteur de la microdureté $\langle Hv_{0,05} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	84
Figure III.8	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du module d'Young $\langle E \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	84
Figure III.9	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du coefficient de poisson $\langle \nu \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	85
Figure III.10	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du module de cisaillement $\langle G \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	85
Figure III.11	(a) – graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de l'allongement $\langle A\% \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	86
Figure III.12	(a) – graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du	86

coefficient de striction $\langle Z\% \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.

Figure III.13	(a) – graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de l'allongement de striction $\langle Zu\% \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	87
Figure III.14	(a) – graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la résilience $\langle Kcv \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	87
Figure III.15	Structures micrographiques de l'alliage AlSi13 aux états (a) - brut de coulée noté: F, revenu notés: (b) - M0h, (c) - M12h et (d) - M24h	88
Figure III.16	Microstructures obtenues au MEB de l'alliage AlSi13 aux états (a) - brut de coulée noté: F, revenu notés: (b) - M0h, (c) - M12h et (d) - M24h	88
Figure III.17	Faciès de rupture en traction obtenus au MEB de l'alliage AlSi13 aux états (a) - brut de coulée noté: F, revenu notés: (b) - M0h, (c) - M12h et (d) - M24h	89
Figure III.18	Signaux enregistrés sur les éprouvettes prismatiques d'ultrason d'épaisseur $(e = 12\text{mm})$ et de largeur $(l = 25\text{mm})$ de l'alliage AlSi13 aux états brut de coulée: F et revenu notés: $\langle M12h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$.	92
Figure III.19	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la Vitesse Transversale en épaisseur $\langle V_{Tép} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	93
Figure III.20	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la Vitesse Longitudinale en épaisseur $\langle V_{Lép} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	93
Figure III.21	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la Vitesse Transversale en largeur $\langle V_{Tlarg} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	94
Figure III.22	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la Vitesse Longitudinale en largeur $\langle V_{Llarg} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	94
Figure III.23	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du module de cisaillement en épaisseur $\langle G_{ép} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	95
Figure III.24	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du module de cisaillement en largeur $\langle G_{larg} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13	95
Figure III.25	– (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du	96

	coefficient de Lamé en épaisseur $\langle \lambda_{ép} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	
Figure III.26	– (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du coefficient de Lamé en largeur $\langle \lambda_{larg} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	96
Figure III.27	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du module d'Young en épaisseur $\langle E_{ép} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	97
Figure III.28	– (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du module d'Young en largeur $\langle E_{larg} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	97
Figure III.29	– (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du coefficient de poisson en épaisseur $\langle \nu_{ép} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	98
Figure III.30	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du coefficient de poisson en largeur $\langle \nu_{larg} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	98
Figure III.31	– Groupement de – a – graphes et b – d'histogrammes de comparaison des vitesses Transversales en épaisseur et en largeur $\langle VT_{ép, larg} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	99
Figure III.32	– Groupement de – a – graphes et b – d'histogrammes de comparaison des vitesses Longitudinales en épaisseur et en largeur $\langle VL_{ép, larg} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	99
Figure III.33	Groupement de – a – graphes et b – d'histogrammes de comparaison des modules de cisaillement en épaisseur et en largeur $\langle G_{ép, larg} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	100
Figure III.34	Groupement de – a – graphes et b – d'histogrammes de comparaison des coefficients de lamé épaisseur et en largeur $\langle \lambda_{ép, larg} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	100
Figure III.35	– Groupement de – a – graphes et b – d'histogrammes de comparaison des modules d'Young en épaisseur et en largeur $\langle E_{ép, larg} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.	101
Figure III.36	– Groupement de – a – graphes et b – d'histogrammes de comparaison des coefficients de poisson en épaisseur et en largeur $\langle \nu_{ép, larg} \rangle$ en fonction du temps de revenu de	101

	l'alliage AlSi13.	
Figure III.37	Groupement de – a – graphes et b – d'histogrammes de comparaison des modules d'Young en épaisseur, largeur et en traction $\langle E_{\text{ép, larg, traction}} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13	102
Figure.III.38	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 du temps de revenu de l'alliage AlSi13	102

LISTE DES TABLEAUX

Tableau I.1.1	Carte d'identité d'Aluminium	05
Tableau I.1.2	Composition d'alliage aluminium (1000)	11
Tableau I.1.3	Caractéristiques physiques d'alliage aluminium(1000)	11
Tableau I.1.4	Composition d'alliage aluminium cuivre (2000)	12
Tableau I.1.5	Caractéristiques physiques d'alliage aluminium cuivre (2000)	13
Tableau I.1.6	Composition d'alliage aluminium manganèse (3000)	13
Tableau I.1.7	Caractéristiques physiques d'alliage aluminium manganèse (3000)	14
Tableau I.1.8	Composition d'alliage aluminium magnésium (5000)	15
Tableau I.1.9	Caractéristiques physiques d'alliage aluminium magnésium (5000)	15
Tableau I.1.10	Composition d'alliage aluminium magnésium silicium (6000)	16
Tableau I.1.11	Caractéristiques physiques d'alliage aluminium magnésium silicium (6000)	17
Tableau I.1.12	Composition d'alliage aluminium zinc (7000)	18
Tableau I.1.13	Caractéristiques physiques d'alliage aluminium zinc (7000)	19
Tableau. I.2.1	Composition chimique de l'alliage	23
Tableau I.3.1	Domaines des températures d'homogénéisation des alliages d'aluminium	32
Tableau I.4.1	La vitesse longitudinale et transversal de différents milieux	48
Tableau II.2.1	Composition chimique de l'alliage étudié	70
Tableau. II.2.2	Composition des lingots AlSi13 , livrés par l'Aluminium Français.	70

Nomenclature des symboles utilisés

Symboles	Correspondance
Al	Aluminium
Si	Silicium
Mg	Magnésium
Cu	Cuivre
Zn	Zinc
Fe	Fer
S	Sable
L0	Longueur initiale de l'éprouvette (mm)
F	Effort de traction (N)
σ_m	Contrainte maximale (MPa)
σ_e	Contrainte d'élasticité (MPa)
σ_r	Contrainte de rupture (MPa)
CFC	Cubique à faces centrées
Z%	Coefficient de striction
Zu%	Allongement de striction
A%	Allongement en pourcent
W	Energie absorbée par la rupture (J)
S0	Section initiale de l'éprouvette (mm ²)
CFC	Cubique à faces centrées
M	Masse atomique
HB	Dureté Brinell
Hv	Dureté Vickers
HRB	Dureté Rockwell
S	Section droite de l'entaille (mm ²)
D	Diamètre de la bille (mm)
d	Diamètre de l'empreinte (mm)
VT	Vitesse Transversale (m/s)
VL	Vitesse longitudinale (m/s)
G	Coefficient de cisaillement (GPa)
λ	Coefficient de Lamé (GPa)

E	Module d'Young (GPa)
ν	Coefficient de poisson
ρ	Masse volumique (Kg/m^3)
N	Nombre de défauts par unité de volume du réseau
n	Nombre d'atomes par unité de volume du réseau parfait
K	Constante de Boltzmann $1,38.10^{-38}$ j/k.
F	Brut de coulée
M	(0,6,12,18,24) h - temps de Maturation
σ	Contrainte (MPa)
$\varepsilon\%$	Déformation
e	épaisseur (mm)
l	largeur (mm)
VTép	Vitesse Transversale en épaisseur (m/s)
VLép	Vitesse Longitudinale en épaisseur (m/s)
VTlarg	Vitesse Transversale en largeur (m/s)
VLlarg	Vitesse Longitudinale en largeur (m/s)
GTép	Module de cisaillement Transversal en épaisseur (GPa)
GLlarg	Module de cisaillement Longitudinal en largeur (GPa)
$\lambda_{Tép}$	Coefficient de Lamé Transversal (GPa)
λ_{Llarg}	Coefficient de Lamé Longitudinal (GPa)
ETép	Module d'Young Transversal en épaisseur (GPa)
ELlarg	Module d'Young Longitudinal en largeur (GPa)
$\nu_{Tép}$	Coefficient de poisson Transversal
ν_{Llarg}	Coefficient de poisson Longitudinal

INTRODUCTION GENERALE

L'aluminium non allié, métal de base ayant des propriétés mécaniques très réduites, est généralement allié pour les améliorer en ajoutant des éléments d'alliages associés aux traitements thermiques de durcissement structural conjugués aux procédés industriels de moulage en sable ou manuel par coulée par gravitation à température ambiante, qui modifient la microstructure de l'alliage qui est intimement liée à ses propriétés mécaniques.

L'emploi des alliages d'aluminium de fonderie de classe Al-Si (4000) constitue souvent une solution prometteuse à l'avenir dans la lutte contre la pollution à cause de leur propriété de légèreté réduisant ainsi la consommation en carburant. Ces alliages ont montré par leur utilisation très large dans différents domaines d'application, leurs intérêts grandissant par leurs caractéristiques mécaniques de résistance, en plus de leurs propriétés de coulabilité, de conductibilité thermique et électrique et une bonne résistance à la corrosion dans différents milieux.

L'alliage qui régit notre étude est une nuance à 13% Si massique utilisée par la division fonderie aluminium de la SNVI de Rouïba et répandant aux exigences du marché national dans de très nombreux domaines industriels.

Dans cette présente étude nous nous sommes intéressés à étudier l'influence des modes d'élaboration et des traitements thermiques sur les caractéristiques mécanique de traction, de du dureté Brinell, de microdureté, de résilience et la microstructure de l'alliage eutectique AlSi13, utilisé dans diverses réalisations. Cet alliage est élaboré par la méthode de moulage en sable.

Les pièces, élaborées à partir de cet alliage par fusion du métal suivi d'un moulage en sable, font partie des composants rentrant dans diverses applications de la SNVI de Rouïba (corps de pompe, poulies de commande, culasses, bâtis, carcasses de boîtes à vitesse et d'avance...etc.).

Le but des essais mécaniques est d'obtenir des valeurs des caractéristiques mécaniques qui seront utilisables dans le calcul de résistance des matériaux en service.

PRESENTATION DU MEMOIRE: ce présent mémoire comprend une introduction générale, trois grandes parties, une conclusion générale et une liste de références bibliographiques.

LA PREMIERE PARTIE: nous livre un aperçu bibliographique et contient cinq chapitres.

Chapitre I.1 - Aluminium et ses alliages,

Chapitre I.2 - Elaboration de l'alliage AlSi13,

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

Chapitre I.4 - Propriétés et Essais mécaniques,

Chapitre I.5 - Défauts cristallins.

LA DEUXIEME PARTIE: sera consacrée aux méthodes expérimentales utilisées pour les caractérisations mécanique et métallographique de l'alliage étudié et se scinde en deux chapitres :

Chapitre II.1 - Appareillage,

Chapitre II.2 - Méthode expérimentale et élaboration de l'alliage AlSi13.

LA TROISIEME PARTIE: est réservée à l'analyse des résultats expérimentaux suivie de leur interprétation et discussion.

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

Partie I

APERÇU BIBLIOGRAPHIQUE

Chapitre I.1 - ALUMINIUM ET SES ALLIAGES	3-22
Chapitre I.2 - ELABORATION DE L'ALLIAGE DE FONDERIE AlSi13	23-29
Chapitre I.3 - TRAITEMENTS THERMIQUES ET STRUCTURES	30-36
Chapitre I.4 - ESSAIS MECANIQUES	37-49
Chapitre I.5 - DEFAUTS CRISTILLINS ET DIFFUSION	50-57

CHAPITRE I.1 - ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

I.1 L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

L'aluminium et ses alliages se caractérisent par une masse volumique relativement faible ($2,7 \text{ g/cm}^3$ comparativement à $7,9 \text{ g/cm}^3$ pour l'acier), une grande conductibilité électrique et thermique et une bonne résistance à la corrosion dans certains milieux courants, dont l'atmosphère ambiante. Bon nombre de ces alliages sont hautement ductiles, ils se façonnent donc aisément, comme le montre la transformation d'un matériau relativement pur en minces feuilles d'aluminium. C'est en raison de sa structure cubique à faces centrées que l'aluminium conserve sa ductilité même à très basse température. Sa principale limite réside dans sa faible température de fusion (660°), ce qui en abaisse la température maximale d'utilisation. [1]

L'érouissage et l'alliage accentuent la résistance mécanique de l'aluminium, mais on diminue aussi la résistance à la corrosion, ses principaux éléments d'alliage sont le cuivre, le magnésium, le manganèse, le silicium et le zinc. Les alliages ne se prêtant pas à un traitement thermique, consiste en une seule phase, dont le renforcement s'obtient au moyen d'un durcissement par solution solide. D'autres peuvent faire l'objet d'un durcissement structural grâce à l'ajout d'éléments d'alliage. Dans plusieurs de ces alliages le durcissement structural résulte de la précipitation des éléments autres que l'aluminium, par exemple un composé intermétallique tel que le MgZn_2 .

En général, on répartit les alliages d'aluminium en alliages coulés et en alliages corroyés. Dans les deux cas, on désigne la composition par un nombre de 4 chiffres indiquant les impuretés principales, et dans certains cas, le degré de pureté. Pour les alliages coulés, un point s'intercale entre les deux derniers chiffres.

Ces chiffres sont suivis d'un trait d'union et de la désignation de l'état métallurgique, soit en lettre et quelquefois un nombre d'un à trois chiffres qui indiquent le traitement mécanique ou le traitement thermique qui a subi l'alliage. Par exemple .f, h et o représentent respectivement les états de fabrication, de durcissement par érouissage et de recuit, t3 signifie que l'alliage a été mis en solution, éroui, puis durci par vieillissement, et t6 indique une mise en solution suivie d'un vieillissement artificiel. Le tableau 12.7 donne la composition, les propriétés et les usages courants de plusieurs alliages corroyés et alliages coulés. Parmi les usages les plus répandus des alliages d'aluminium, soulignons les

fabrications de la pièce de structure d'aéronefs, de canettes de boisson, de carrossiers d'autobus et de pièces d'automobile (blocs-cylindres, piston et collecteurs).

Depuis quelque temps, on s'intéresse au alliage d'aluminium et a d'autres métaux de faible masse volumique (mg et ti) dans la fabrication des véhicules de transport afin d'en réduire la consommation de carburant. Parmi les caractéristiques importantes de ces matériaux figure leur résistances spécifique, c'est-à-dire le rapport entre la résistance et la traction et leur masse volumique. Même si la résistance à la traction d'un alliage fait de ces métaux est inférieure à celle d'un matériau de plus grande masse volumique (un acier, par exemple) à poids égal, cet alliage supporte néanmoins une plus grande charge. [2]

I.1.1 - PROPRIETES DE L'ALUMINIUM

I.1.1.1 - Carte d'identité d'aluminium

Position dans le tableau périodique

Symbole	Al
Nom	Aluminium
Numéro atomique	13
Groupe	13
Période	3 ^e période
Bloc	p
Famille d'éléments	Métal pauvre
Configuration électronique	[Ne] 3s ² 3p ¹
Électrons par niveau d'énergie	2, 8, 3

Propriétés atomiques de l'élément

Masse atomique	26,9815386 ± 8×10 ⁻⁷ u
Rayon atomique	125 pm (118 pm)
Rayon de covalence	121 ± 4 pm ¹
Rayon de van der Waals	205 pm
État d'oxydation	+3
Électronégativité (Pauling)	1,61
Oxyde	amphotère

Propriétés physiques du corps simple

État ordinaire	solide
Masse volumique	2,6989 g·cm ⁻³
Système cristallin	Cubique à faces centrées
Dureté	1,5
Couleur	blanc lustre métallique
Point de fusion	660,323 °C (congélation)
Point d'ébullition	2 519 °C ³
Énergie de fusion	10,79 kJ·mol ⁻¹
Énergie de vaporisation	294 kJ·mol ⁻¹ (1 atm, 2 519 °C)
Volume molaire	10,00×10 ⁻⁶ m ³ ·mol ⁻¹
Pression de vapeur	2,42×10 ⁻⁶ Pa
Vitesse du son	6 400 m·s ⁻¹ à 20 °C
Chaleur massique	897 J·K ⁻¹ ·kg ⁻¹ (solide, à 298 K)
Conductivité électrique	37,7×10 ⁶ S·m ⁻¹
Conductivité thermique	237 W·m ⁻¹ ·K ⁻¹
Solubilité	sol. dans NaOH, KOH ou Na ₂ CO ₃ aqueux HCl (catalysée par CuCl ₂ , HgCl ₂ ou une goutte de Hg), HCl + H ₂ O ₂ , H ₂ SO ₄ dilué (catalysée par les ions Hg (II))

Tableau I.1.1 - Carte d'identité d'Aluminium

Avantages

- Masse volumique faible.
- Résistance à la corrosion.
- Caractéristiques mécaniques intéressantes.
- Durcissement important par traitement thermique.
- Bas point de fusion (658 °C).
- Mise en œuvre assez facile par laminage, forgeage, moulage, formage, étirage, extrusion, métallurgie des poudres.

Inconvénients

- Faible résistance à l'usure et à la fatigue.
- Son coefficient de dilatation et sa conductivité thermique imposent des précautions en soudage et en usinage.
- Le grand retrait au moulage (3,5 % à 8,5 % en volume)
- L'élasticité peut être une gêne dans l'usinage.

I.1.1.2 - Propriétés physiques

L'aluminium est un élément du même groupe de la classification de Mendeleïev, dont le nombre atomique est 13 et la masse atomique $M=26,98$, Sa température de fusion est 660°C et celle de d'ébullition 2467°C environ, il possède un réseau cubique à face centre (CFC) à équidistance $a=4,0412\text{Å}$.

Sa caractéristique la plus importante est sa faible densité $2,7\text{g/m}^3$ à température ambiante. Cette densité ne varie pas de façon sensible dans les alliages légers, elle reste toujours inférieur à 3g/m^3 . Sa conductibilité thermique est de $0,57\text{ cal/cm.s.C}$ et sa conductibilité électrique est élevée ($2,6548\text{ ohm.mm}^2/\text{m}$) [3]

I.1.1.3 - Propriétés mécaniques

Compte tenu de sa structure cristalline (CFC), l'aluminium pur est très déformable à froid ou à chaud, de ce fait il est très ductile, ce qui facilite son usinage et sa mise en forme, il est aussi très malléable (allongement de rupture 30 à 40%, il est peu tenace. Résistance à la rupture par traction $R_R=70$ à 100N/mm^2 et il est de faible dureté. [8]

- Module d'élasticité : il est à $66,6\text{ GPa}$ pour l'aluminium pur et augmente en présence d'impuretés et d'addition. Pour les alliages, le module est compris entre 69 et 72 GPa et particulièrement sensible à la teneur en silicium 70 à 82 GPa lorsque la teneur en silicium varie de 2 à 18% .
- Module de torsion (cisaillement) : il est égale a 25 GPa pour l'aluminium pur titre a $99,9\%$ et 26 GPa pour l'aluminium commercial.
- Coefficient de poisson : il varie de $0,33$ à $0,35$.

I.1.1.4 - Propriétés chimiques

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

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

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

I.1.1.5 - Propriétés de mise en forme

L'aluminium a une température de fusion très basse (660°). Il en résulte une fusion très facile ce qui présente un très grand avantage pour les opérations de fonderie.

Ce matériau est de forme CFC avec ces 24 systèmes de glissement qui lui donnent une très grande ductile, peut aisément être mis en forme par déformation à froid (laminage, emboutissage, pliage, filage, tréfilage...).

L'aluminium et ses alliages peuvent être mis en forme selon trois techniques.

- Mise en forme par fonderie : obtention directe par fonderie des pièces à un prix compétitif dont 25% sont moulées en alliages en alliage d'aluminium. [9]
- Mise en forme par corroyage : elle concerne les demi-produits et les produits finis. On travaille par des procédés de déformation plastique à chaud ou à froid des lingots, des billettes ou des brames de coulée continue telle-que le filage, le laminage.
- Mise en forme par frittage suivant la méthode de la métallurgie des poudres.

a - La désignation des alliages d'aluminium :

Les alliages d'aluminium sont classés en sept familles selon l'élément principal d'addition. Les alliages sont désignés par un numéro à 4 chiffres dont le premier désigne la famille:

- aluminium sans élément d'addition : 1000
- aluminium + cuivre : 2000
- aluminium + manganèse : 3000
- aluminium + silicium (alliages de moulage) : 4000
- aluminium + magnésium : 5000

- aluminium + magnésium + silicium : 6000
- aluminium + zinc + magnésium : 7000

b - Désignation numérique

Conformément aux directives de l'Aluminium Association (Washington DC 2006, États-Unis), les alliages d'aluminium sont désignés à l'aide d'un système numérique de quatre chiffres. Ces derniers identifient la composition chimique de l'alliage. Ce groupe de quatre chiffres est parfois suivi d'une lettre indiquant une variante nationale.

La norme européenne EN 573-1 indique que cet ensemble de 4 chiffres doit être précédé pour les alliages destinés à être corroyés par le préfixe EN, les lettres « A » (aluminium), « W » (pour les produits corroyés, **wrought** en anglais) et un tiret « - ».

Exemple : EN AW-4007.

Signification des désignations

Le premier chiffre indique l'élément d'alliage principale .Le deuxième chiffre indique une variante de l'alliage initial. Souvent il s'agit d'une fourchette plus petite dans un ou plusieurs éléments de l'alliage.

Exemple : la teneur en fer (Fe) des alliages 7075 (maximum 0,50 %) et 7175 (maximum 0,20 %). Les troisième et quatrième chiffres sont des numéros d'ordre et servent à identifier l'alliage.

La seule exception est la série 1000 ces deux chiffres indiquant le pourcentage d'aluminium.

c - Classement par type de transformation

Les alliages d'aluminium destinés à être corroyés peuvent être classés en deux familles en fonction du type de transformation ou de traitement qui permettront d'obtenir les caractéristiques mécaniques et de résistance à la corrosion :

- Les alliages trempant qui seront traités thermiquement ;
- Les alliages par écrouissage qui obtiendront leurs caractéristiques mécaniques par écrouissage, donc par déformation à froid.
- Les états métallurgiques des alliages d'aluminium pour corroyage [12]

La désignation des alliages d'aluminium est indiquée dans la norme européenne EN 515 (Aluminium et alliages d'aluminium – Produits corroyés – désignation des états métallurgiques).

Les pièces en alliage d'aluminium obtenues par déformation sont classées en état métallurgique. Il y a 5 états normalisés, classifiés par une lettre :

- F : brut de transformation. Il s'applique à une pièce après sa transformation (laminage, forgeage, filage etc.) Cela sous-entend qu'aucun traitement thermique n'a été réalisé et surtout qu'il n'y a pas de garantie de caractéristiques mécaniques ;
- O: recuit (le plus bas niveau de caractéristiques mécaniques) ;
- W : mis en solution, trempé (état instable évoluant par maturation) ;
- H : écroui. Cet état ne s'applique qu'aux alliages à durcissement par écrouissage ;
- T : traitement thermique. Ne s'applique qu'aux alliages à durcissement par traitement thermique.

Les états écrouis (H)

La lettre H est suivi par 2 ou dans certains cas 3 chiffres.

Exemples : 5086 H16, 5083 H112.

Le premier chiffre indique le type de gamme thermomécanique. Le deuxième chiffre donne le degré d'écrouissage et donc le degré de caractéristique mécanique. Ce deuxième chiffre a généralement les valeurs suivantes :

- 2 : quart dur (écrouissage \approx 12 %)
- 4 : demi dur (écrouissage \approx 30 %)
- 6 : trois quart dur (écrouissage \approx 50 %)
- 8 : dur (écrouissage \approx 75 %)

L'éventuel troisième chiffre désigne une variante.

Les états traités thermiquement (T)

Cas général

Le premier chiffre indique le type de traitement thermique. Les plus classiques sont :

- T4 : mis en solution, trempé, mûri.
- T6 : mis en solution, trempé, revenu .
- T7 : mis en solution, trempé, sur-revenu (pour les alliages de la famille 7000).

Les chiffres suivants indiquent des variantes. Si la séquence de chiffre se termine par :

- 1 : la pièce est détention née (suppression des contraintes internes) par traction.
- 2 : la pièce est détention née par compression.
- 4 : la pièce est détention née par une combinaison de traction et de compression (ne s'applique qu'aux pièces matricées détention nées en matrice.

Exemples : 2014 T651, 2014 T62.

Traitement T7, sur-revenu

Pour les états T7, le deuxième chiffre indique le degré de sur-revenu. Ce chiffre va de 9 (faiblement sur-revenu) à 3 (sur-revenu maximum).

Les caractéristiques mécaniques décroissent en allant de 9 à 3. À l'inverse, la résistance à la corrosion croît. [9]

I.1.2 - ALLIAGE DE CORROYAGE (LAMINAGE) 1000 2000 3000 5000 6000 7000**I.1.2.1 - Série 1000 (aluminium).**

Il ne s'agit pas à proprement parler d'alliage puisqu'il s'agit de nuances, en principe sans ajout d'éléments. Cependant, les différentes nuances de la série 1000 se distinguent par la présence plus ou moins importante d'impuretés. Souvent, le troisième chiffre indique le degré de pureté en donnant la valeur de la première décimale à ajouter à 99 % (exemple : l'alliage 1050 contient 99,5 % d'aluminium). [10]

Parmi ces nuances, l'alliage 1050 est le plus représenté. Il est utilisé dans de très nombreuses applications et souvent pour des applications de grande consommation : cuve, échangeur, bardage pour bâtiment, emballage, matériel ménager.

Les alliages dits raffinés contiennent plus de 99,99 % d'aluminium. Ils trouvent leurs applications principales dans l'industrie de l'électronique ou de l'optique : condensateur, microprocesseur mais également dans la fabrication de pièces de réflexion. Dans ces deux cas, la présence d'impuretés peut provoquer des erreurs ou des pannes. Un des représentants de cette classe d'alliage est le 1199.

I.1.2.1.a - Composition d'alliage aluminium (1000)

Alliage	-	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Autres Chaque	Al
1050A	Min.	/	/	/	/	/	/	/	/	/	/	Le reste
	Max.	0.25	0.40	0.05	0.05	/	/	/	0.07	0.05	0.03	
1199A	Min.	/	/	/	/	/	/	/	/	/	/	Le reste
	Max.	0.006	0.006	0.006	0.00 2	0.006	/	/	0.006	0.003	0.002	

Tableau I.1.2 - Composition d'alliage aluminium (1000)

I.1.2.1.b - Caractéristiques physiques d'alliage aluminium(1000)

Masse volumique (g/cm ³)	2,70
Coefficient de dilatation linéique (0 à 100 °C) (10 ⁻⁶ /K)	23,6
Module d'élasticité (mpa)	69 000
Coefficient de Poisson	0,33
Conductivité thermique (0 à 100 °C) (W/M°C)	État O/H18 : 231
Résistivité électrique à 20 °C (μwcm)	État O/H18 : 2,8
Capacité thermique massique (0 à 100 °C) (J/kg°C)	945
Limité élastique RP0.2 (mpa)	20
Limite à la rupture Rm (mpa)	60-95
Allongement (%)	25

Tableau I.1.3 - Caractéristiques physiques d'alliage aluminium(1000)

I.1.2.2 - Série 2000 (aluminium cuivre)

L'élément d'alliage de la famille 2000 est le cuivre (Cu). Ils obtiennent leurs caractéristiques mécaniques par durcissement structural. Ils sont caractérisés par de bonnes

caractéristiques mécaniques notamment à l'état trempé revenu ou mûré. C'est grâce à ces caractéristiques mécaniques qu'ils ont été choisis pour les applications aéronautiques. Ils présentent également de bonnes aptitudes de tenue à chaud et pour le décolletage. En revanche, ils ont une résistance à la corrosion faible en atmosphère corrosive du fait de la présence de cuivre. Ces alliages ont de nombreuses applications en aéronautique et en mécanique. En général, ils sont utilisés pour des pièces soumises à des contraintes [10]

I.1.2.2.a - Composition d'alliage aluminium cuivre (2000)

Alliage		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Autres Chaque	Al
2017A	Min.	0,20	/	3,50	0,40	0,40	/	/	/	/	/	Le
	Max.	0,80	0,70	4,50	1,00	1,00	0,10	/	0,25	/	0,05	reste
2024A	Min.	/	/	3,80	0,30	1,20	/	/	/	/	/	Le
	Max.	0,50	0,50	4,90	0,90	1,80	0,10	/	0,25	0,15	0,05	reste

Tableau I.1.4 - Composition d'alliage aluminium cuivre (2000)

I.1.2.2.b - Caractéristiques physiques d'alliage aluminium cuivre (2000)

Alliage	2017A	2024 A
Masse volumique (g/cm ³)	2,79	2,77
Intervalle de fusion	510-640	500-638
Coefficient de dilatation linéique (0 à 100 °C) (10 ⁻⁶ /K)	23,0	22,9
Module d'élasticité (Mpa)	74 000	73 000
Coefficient de Poisson	0,33	0,33
Conductivité thermique (0 à 100 °C) (W/m°C)	État T4 : 134	État T3 : 120
Résistivité à 20 °C (μwcm)	État T4 : 5,1	État T3 : 5,7
Capacité thermique massique (0 à 100 °C) (J/Kg°C)	920	920
Limite élastique RP0.2 (Mpa)	260	300
Limite à la rupture Rm (Mpa)	390	440
Allongement (%)	9	9

Tableau I.1.5 - Caractéristiques physiques d'alliage aluminium cuivre (2000)**I.1.2.3 - Série 3000 (aluminium manganèse)**

L'élément d'alliage de cette série est le manganèse (Mn). Pour certains alliages de cette famille, le taux de magnésium (Mg) est relativement important, on peut parler d'alliage aluminium manganèse magnésium (Al-Mn-Mg). Le manganèse a pour effet d'augmenter les caractéristiques mécaniques. Pour augmenter les caractéristiques mécaniques, il est également possible de jouer sur le taux de cuivre (jusqu'à 0,20 %). Ce sont des alliages à écrouissage. Leurs caractéristiques mécaniques ne sont pas obtenues par traitement thermique mais par la déformation à froid.

Ces alliages sont caractérisés par des caractéristiques mécaniques relativement faibles, une très bonne aptitude à la mise en forme, une bonne soudabilité et une bonne résistance à la corrosion.[12]

L'alliage le plus représentatif de cette série est le 3003. L'alliage 3004 a une meilleure résistance mécanique grâce à l'apport de magnésium. Certains alliages de cette série ont été mis au point pour être émaillés (3009 par exemple).

Les applications de ces alliages sont les emballages (3004 : boîte boisson, boîte de conserve), la chaudronnerie grâce aux bonnes caractéristiques à l'emboutissage, l'électroménager, le bâtiment. [10]

I.1.2.3.a - Composition d'alliage aluminium manganèse (3000)

Alliage	/	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	C r	Ni	Zn	Ti	Autres chaque	Al
3003	Min.	/	/	0,05	1,00	/	/	/	/	/	/	le reste
	Max	0,60	0,70	0,20	1,50	/	/	/	0,10	/	0,05	
3004	Min.	/	/	/	1,00	0,80	/	/	/	/	/	le reste
	Max	0,30	0,70	0,25	1,50	1,30	/	/	0,25	/	0,05	

Tableau I.1.6 - Composition d'alliage aluminium manganèse (3000)**I.1.2.3.b - Caractéristiques physiques d'alliage aluminium manganèse (3000) [4]**

Alliage	3003	3004
Masse volumique (g/cm ³)	2,73	2,72
Intervalle de fusion	640-655	630-655
Coefficient de dilatation linéique (0 à 100 °C) (10 ⁻⁶ /K)	23,2	23,8
Module d'élasticité (MPa)	69 000	69 000
Coefficient de Poisson	0,33	0,33
Conductivité thermique (0 à 100 °C) (W/M°C)	État O/H18 : 180	État O/H38 : 163
Résistivité à 20 °C (μΩcm)	État H18 : 4,2	État O/H38 : 4,1
Capacité thermique massique (0 à 100 °C) (J/kg°C)	935	935
Limité d'élasticité RP0.2 (MPa)	120	180
Limité à la rupture Rm (MPa)	140 - 180	220-265
Allongement (%)	5	2

Tableau I.1.7 - Caractéristiques physiques d'alliage aluminium manganèse (3000)

I.1.2.4 - Série 5000 (aluminium magnésium)[10]

L'élément d'alliage est le magnésium (jusqu'à 5 %). Ce sont des alliages par écrouissage. Ces alliages ont des caractéristiques mécaniques moyennes qui augmentent avec le taux de magnésium. Ces caractéristiques augmenteront également avec le taux d'écrouissage.

Ils ont une bonne aptitude à la déformation. Cette aptitude diminue si le taux de magnésium augmente. Ils ont un excellent comportement à la soudure et à ce titre sont utilisés en chaudronnerie soudure. Ils ont également un bon comportement aux basses températures. Ils ont un bon comportement à la corrosion qui justifie leur utilisation dans les applications marines.

Ils sont utilisés dans la construction navale, le transport, l'industrie chimique composition.

I.1.2.4.a - Composition d'alliage aluminium magnésium (5000)[10]

Alliage	-	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Autres chaque	Al
5005	Min.	/	/	/	/	0,50	/	/	/	/	/	le
	Max.	0,30	0,70	0,20	0,20	1,10	0,10	/	0,25	/	0,05	reste
5086	Min.	/	/	/	0,20	3,50	0,05	/	/	/	/	le
	Max.	0,40	0,50	0,10	0,70	4,50	0,25	/	0,25	0,15	0,05	reste

Tableau I.1.8 - Composition d'alliage aluminium magnésium (5000)**I.1.2.4.b - Caractéristiques physiques d'alliage aluminium magnésium (5000)[10]**

/	5005	5086
Masse volumique (g/cm ³)	2,70	2,66
Intervalle de fusion	630-655	585-642
Coefficient de dilatation linéique (0 à 100 °C) (10 ⁻⁶ /K)	23,7	23,9
Module d'élasticité (MPa) (1)	69 000	71 000
Coefficient de Poisson	0,33	0,33
Conductivité thermique (0 à 100 °C) (W/M°C)	État O : 205	État O : 126
Résistivité à 20 °C (μΩcm)	État O : 3,3	État O : 5,6
Capacité thermique massique (0 à 100 °C) (J/kg°C)	945	945
Limité d'élasticité RP0.2 (MPa)	135	190
Limité à la rupture Rm (MPa)	160-222	275-330
Allongement (%)	3	11

Tableau I.1.9 - Caractéristiques physiques d'alliage aluminium magnésium (5000)

I.1.2.5 - Série 6000 (aluminium magnésium silicium)

Les éléments d'alliage de cette série sont le magnésium (Mg) et le silicium (Si). Cette famille d'alliage a une grande importance industrielle. Elle est très utilisée pour les profilés.

Ils ont une très bonne aptitude à la déformation (filage, matriçage principalement) et à la mise en forme à froid à l'état recuit. Leurs caractéristiques mécaniques sont moyennes et sont inférieures à celles des alliages 2000 et 7000. Ces caractéristiques peuvent être augmentées par addition de silicium qui donnera le précipité durcissant Mg_2Si . Ils ont une excellente résistance à la corrosion notamment atmosphérique. Ils se soudent très bien (soudure à l'arc ou brasage).[12]

On peut les diviser en deux groupes :

- un groupe dont les compositions sont plus chargées en magnésium et silicium (6061, 6082 par exemple). Ils sont utilisés pour des applications de structure (charpente, pylône...), ainsi qu'en aéronautique (liaisons électriques, boîtiers électroniques embarqués..).
- une deuxième catégorie moins chargée en silicium qui par conséquent aura des caractéristiques mécaniques plus faibles. C'est le cas du 6060 qui permettra de grandes vitesses de filage mais qui aura des caractéristiques mécaniques plus faibles. Il sera utilisé par exemple en décoration et ameublement, menuiserie métallique.

I.1.2.5.a - Composition d'alliage aluminium magnésium silicium (6000)[10]

Alliage	-	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Autres chaque	Alliage
6060	Min.	0,03	0,10	/	/	0,35	/	/	/	/	/	6060
	Max.	0,60	0,30	0,10	0,10	0,60	0,05	/	0,15	0,10	0,05	
6082	Min.	0,70	/	/	0,40	0,60	/	/	/	/	/	6082
	Max.	1,30	0,50	0,10	1,00	1,20	0,25	/	0,20	0,10	0,05	
6101	Min.	0,30	/	/	/	0,35	/	/	/	/	/	6101
	Max.	0,70	0,50	0,10	0,03	0,80	0,30	/	0,10	/	0,05	

Tableau I.1.10 - Composition d'alliage aluminium magnésium silicium (6000)

I.1.2.5.b - Caractéristiques physiques d'alliage aluminium magnésium silicium (6000)

/	6060	6082
Masse volumique (g/cm ³)	2,70	2,71
Intervalle de fusion	615-655	570-645
Coefficient de dilatation linéique (0 à 100 °C) (10 ⁻⁶ /K)	23,4	23,5
Module d'élasticité (MPa)	69 500	69 500
Coefficient de Poisson	0,33	0,33
Conductivité thermique (0 à 100 °C) (W/M°C)	État T5 : 200	État T6 : 174
Résistivité à 20 °C (μΩcm)	État T5 : 3,3	État T6 : 4,2
Capacité thermique massique (0 à 100 °C) (J/kg°C)	945	935
Limité d'élasticité RP0.2 (MPa)	110	240
Limité à la rupture Rm (MPa)	150	300
Allongement (%)	14	8

Tableau I.1.11 - Caractéristiques physiques d'alliage aluminium magnésium silicium (6000)

I.1.2.6 – Série 7000 (aluminium zinc)

L'élément d'alliage de cette série est le zinc (Zn). Globalement, ils ont de très bonnes caractéristiques mécaniques ; ce sont les alliages d'aluminium à haute résistance.

Malheureusement, ces très bonnes caractéristiques mécaniques sont obtenues au détriment de la résistance à la corrosion.

Pour retrouver une bonne résistance à la corrosion, il faut effectuer ce qui est appelé un sur-

revenu ou revenu à double palier (T7). Ce traitement se paie par une baisse des caractéristiques mécaniques.

Ces alliages se divisent en deux groupes : les 7000 avec addition de cuivre et les 7000 sans addition de cuivre.[12]

Les alliages 7000 avec cuivre

Ce sont eux qui ont les meilleures résistances mécaniques (à l'état T6). Le sur-revenu fait baisser les caractéristiques mécaniques d'environ 20 %.

L'alliage le plus connu de ce groupe est le 7075 utilisé en aéronautique, armements, sport.

Les alliages 7000 sans cuivre

En le comparant avec les alliages avec cuivre, ils ont de moins bonnes caractéristiques mécaniques mais une meilleure résistance à la corrosion. Certains comme le 7020 présentent également de bonnes aptitudes à la soudure.

I.1.2.6.a - Composition d'alliage aluminium zinc (7000)

Alliage	-	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Autres chaque	Al
7020	Min.	/	/	/	0,05	1,00	0,10	4,00	/	0,08	/	le
	Max.	0,35	0,40	0,20	0,50	1,40	0,35	5,00	/	0,20	0,05	reste
7075	Min.	/	/	1,20	/	2,10	0,18	5,10	/	/	/	le
	Max.	0,40	0,50	2,00	0,30	2,90	0,28	6,10	0,20	/	0,05	reste

Tableau I.1.12 - Composition d'alliage aluminium zinc (7000)

I.1.2.6.b - Caractéristiques physiques d'alliage aluminium zinc (7000)[10]

/	7020	7075
Masse volumique (g/cm ³)	2,78	2,80
Intervalle de fusion	605-645	475-630
Coefficient de dilatation linéique (0 à 100 °C) (10 ⁻⁶ /K)	23,0	23,5
Module d'élasticité (MPa) (1)	71 500	72 000
Coefficient de Poisson	0,33	0,33

Conductivité thermique (0 à 100 °C) (W/M°C)	État T5 : 140	État T6 : 130
Résistivité à 20 °C ($\mu\Omega\text{cm}$)	État T5 : 4,9	État T6 : 5,2
Capacité thermique massique (0 à 100 °C) (J/kg°C)	920	915
Limité d'élasticité RP0.2 (MPa)	210	470
Limité à la rupture Rm (MPa)	320	535
Allongement (%)	14	8
Limité d'élasticité RP0.2 (MPa)	/	390
Limité à la rupture Rm (MPa)	/	475
Allongement (%)	/	7

Tableau I.1.13 - Caractéristiques physiques d'alliage aluminium zinc (7000)

I.1.3 - ALLIAGE DE FONDERIE : PARTICULIEREMENT ALSI(4000).

L'élément d'alliage de cette série est le silicium (Si). Les alliages de la série des 4000 sont nettement moins utilisés que les alliages des autres séries. Les alliages aluminium silicium sont principalement des alliages de fonderie. Les alliages du silicium avec l'aluminium étaient connus déjà par Sainte-Claire Deville et par Woehler, mais leur application industrielle date surtout depuis que M. A. Pacz prit ses brevets pour l'affinage de ces alliages par des sels alcalins, en améliorant ainsi sensiblement leurs propriétés mécaniques. Les alliages voisins de l'eutectique furent alors employés dans la fonderie des métaux légers sous le nom de alpax en France et aux Etats-Unis et sous le nom de silicium dans les autres pays.[11]

La structure des alliages aluminium-silicium est simple : deux faibles solutions solides du côté de WL études présente a été faite au Laboratoire de Métallurgie à l'Ecole Polytechnique de Varsovie et comprend l'analyse thermique, la conductivité électrique, le coefficient de température de la résistance électrique, le pouvoir thermoélectrique, sa

variation avec la température, la force électromotrice de dissolution, la dilatation, la dureté ainsi que quelques paramètres dérivant des essais mécaniques [3].

Propriétés physique

L'effet le plus remarquable du silicium dans les alliages d'aluminium, c'est l'amélioration des caractéristiques de mise en forme (moulage). L'addition du silicium à l'aluminium pur augmente de beaucoup la fluidité, la résistance au craquage à chaud et les caractéristiques de l'écoulement du métal liquide. La composition la plus utilisée dans les alliages d'aluminium de fonderie est d'ailleurs celle de la famille Al-Si [3].

Les alliages commerciaux hypoeutectiques et hypereutectiques ont une proportion de silicium qui peut varier jusqu'à environ 25 % en poids.

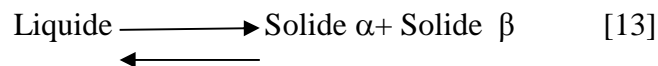
En général, la proportion optimale de silicium est déterminée par la procédure de mise en forme. Pour une procédure nécessitant un taux de refroidissement lent (moule de sable ou de plâtre - réfractaire), une proportion de 5 à 7 % est recommandée; 7 à 9 % pour un moule permanent et 8 à 12 % pour un moulage sous pression [3].

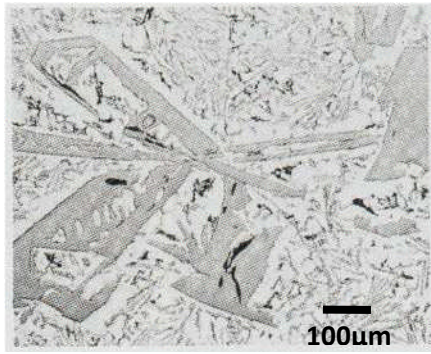
Ces recommandations sont basées sur la relation entre le taux de refroidissement, la fluidité et les effets du pourcentage de la phase de silicium eutectique sur le front de l'écoulement du métal liquide [3].

Réaction eutectique

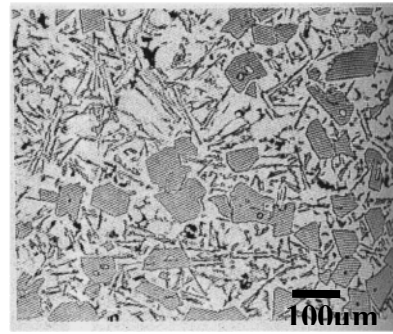
Au cours de son refroidissement, un liquide se transforme en deux phases solides α et β . Si, dans le diagramme de phases,

La partie basse d'un domaine d'une phase liquide se termine par un V, le point V et un point eutectique caractérisé, à la température eutectique, par la réaction suivante.





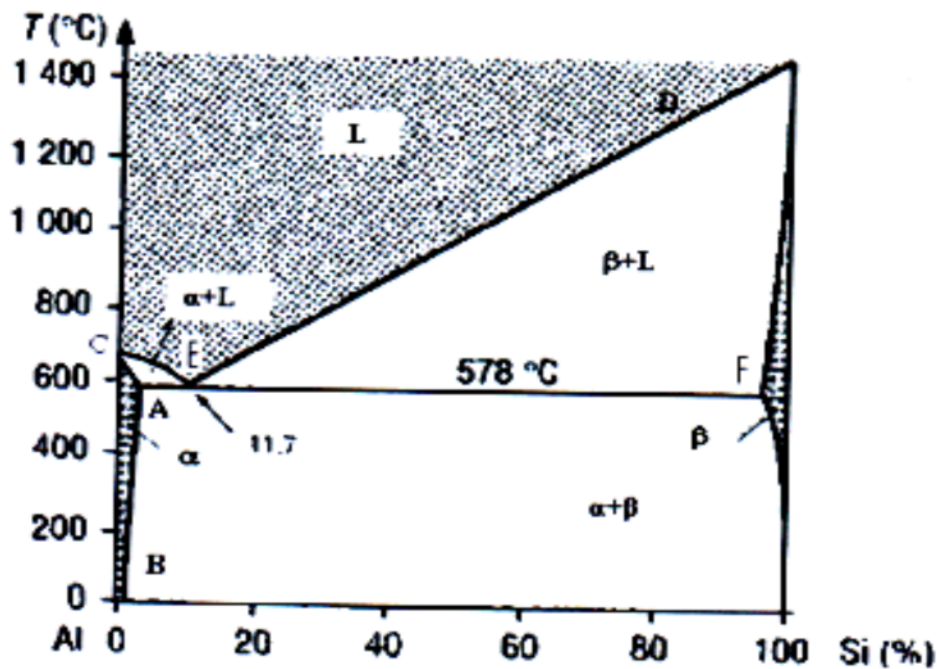
a- avant modification



b - après modification

Fig.1.1.1 - Microstructures de l'eutectique Al-Si.**I.1.3.1 - Diagramme d'équilibre aluminium-silicium (Al-Si) [7].**

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

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

On distingue sur ce diagramme :

- Solution alpha : Riche en aluminium, le maximum est de 1,65 % de silicium à 577°C.
- Eutectique (alpha+bêta) : Contient 11,7 % de silicium à 577°C.
- Hypo eutectiques : Constitués de alpha et de l'eutectique (alpha+bêta).

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

I.1.3.2 -Quelques alliages d'aluminium-silicium

Al7SiMg et ses variantes (**Al7Si, 3Mg** et **Al7Si, 6Mg**): qui peuvent être traitées thermiquement, présentent de bonnes propriétés pour la coulée en sable et en coquille, une bonne aptitude à donner des pièces étanches au soudage, une bonne stabilité dimensionnelle et résistance à la corrosion. Ces alliages occupent, dans la plupart des pays industrialisés, une position prédominante parmi les alliages moulés dans les secteurs suivants : l'automobile (roues, bras de suspension, traverses, pivots, étriers, corps de vérins...etc.), l'aéronautique (carters, boîtes d'engrenage, prises d'air mobile ...etc.), et l'armement. [9]

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

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

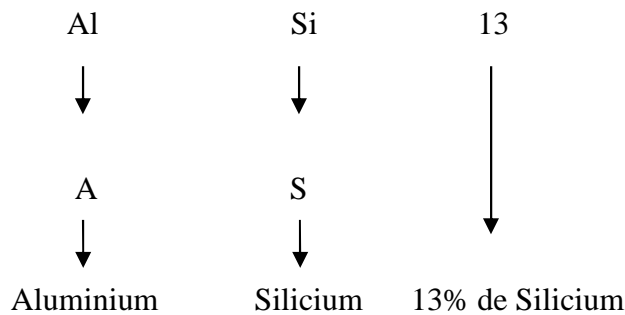
I.1.4-ALLIAGES DE FRITTAGE

La métallurgie des poudres présente pour l'aluminium un grand avantage par rapport à la métallurgie traditionnelle. Du fait de la grande vitesse de refroidissement des particules lors de la solidification, il est possible d'augmenter très fortement le choix et la quantité des éléments d'addition, tout en obtenant une microstructure particulièrement fine et homogène et donc très favorable pour les propriétés [4].

CHAPITRE I.2 - ELABORATION DE L'ALLIAGE AlSi13

I.2.1 - PRESENTATION DE L'ALLIAGE

AlSi13 appelé aussi A-S13 ou ALPAX par les fondeurs est le plus ancien des alliages d'aluminium. Il est représenté par un groupe de lettre qui désigne la composition chimique de l'alliage.



Il présente deux qualités dominantes qui sont

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

I.2.2 - ELABORATION DE L'ALLIAGE

Certaines caractéristiques physiques et chimiques de l'aluminium et des alliages légers, à l'état liquide imposent aux fondeurs des règles générales pour la conduite de la fusion.

L'AlSi13 ne donnera des résultats surs, reproductibles et conformes au tableau ci-après que si

- La composition chimique de l'alliage reste dans les tolérances prévues par la norme,
- Les règles générales de fusion sont observées,
- Le traitement obligatoire (d'affinage) ou de (modification) est effectué correctement.

I.2.2.1 - Composition chimique

La composition ci-dessous correspond aux tolérances de composition dans les pièces coulées en sable et en coquille suivant la norme A57-702.

Fe	Si	Cu	Zn	Mg	Mn	Ni	Ti	Co	Autres éléments
≤0,75	12,00 à 13,70	≤0,10	≤0,10	≤0,10	≤0,30	≤0,05	≤0,10	≤0,20	≤0,20

Tableau. I.2.1 - Composition chimique de l'alliage [1]

• Influence des éléments alliés**► Silicium**

Cet élément à une teneur voisine de l'eutectique Al-Si donne à l'alliage de bons résultats. Par contre, elle a tendance à provoquer dans les parties massives des pièces coulées des retassures internes.[2]

Toutefois, la teneur en silicium peut varier dans certaines limites sans que les caractéristiques mécaniques soient sensiblement modifiées (entre 12 et 13,70).

Les caractéristiques de la norme ne seront obtenues que si l'alliage présente une texture caractérisée par la finesse des grains de silicium, elle est obtenue généralement par une opération appelée (affinage) ou de (modification).

► Fer

Au delà de la teneur maximum 0,75%, Le fer forme avec le silicium et l'aluminium, un constituant lamellaire très fragile qui diminue considérablement les caractéristiques mécaniques et en particulier les allongements et la charge de rupture. Par contre, une teneur en fer se rapprochant du maximum tend à diminuer les retassures internes.[2]

► Manganèse et Cobalt [2]

Aux teneurs indiquées par la norme, ces éléments n'ont pas d'influence sur les caractéristiques mécaniques ; ils peuvent retarder l'apparition du constituant fragile Al-Si-Fe d'un AlSi13 riche en fer.

► Magnésium [2]

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

► Cuivre, Nickel et Zinc

Dès que les teneurs de ces éléments dépassent les maximums de la norme, on note un abaissement notable de la résistance à la corrosion, et à des teneurs plus importantes, une baisse très sensible des allongements.

► Titane

Au dessus de 0,10% en cet élément, les caractéristiques mécaniques diminuent très rapidement et ce, d'autant plus que la teneur en fer est plus élevée. [2]

I.2.2.2 - Règles de fusion

• Température

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

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

• Gaz et oxydation

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

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

• Flux

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

I.2.2.3 – Affinage

- C'est l'affinage qui confère à l'alliage toutes ses propriétés, il sera donc fait dans des conditions précises : de température, de temps et de proportion des produits affinant.
- Le métal affiné doit être coulé dans un temps strictement limité, sinon l'effet de l'affinage disparaît.
- Les transvasements de métal affiné détruisent partiellement l'effet de l'affinage.

Les produits employés pour cet affinage sont

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

I.2.3 - PROCEDE D’AFFINAGE DANS LE CAS DE LA COULEE EN SABLE[19.23.9]

• Double affinage

- Dans le four de fusion, une fois le métal complètement fondu (vers 650°C), décroasser le bain et le recouvrir avec 0,6% du poids total de la charge de poudre PACZ DK,
- Monter à la température d'introduction du sodium,

- Sortir le métal du four et introduire le sodium entre 740 et 780°C, le poids du sodium sera de 0,06 à 0,07% du métal fondu,
- Attendre au moins cinq minutes,
- Couler entre 700 et 730°C, le temps entre l'introduction du sodium et la coulée ne doit pas dépasser dix à douze minutes.

● Affinage au sodium

Ce procédé ne diffère du précédent que par la suppression de la couverture de poudre PACZ, l'introduction du sodium restant la même.

Ce procédé est moins sûr que le précédent et présente plus de dangers de piqûres.

● Affinage à la poudre PACZ DK

- Protéger le métal, une fois fondu, par un peu de poudre PACZ DK (0,2 à 0,5%),
- Suivant la température de coulée des pièces, la température du métal sera portée à 780 et 820°C,
- Sortir le métal du four et décroasser,
- Répandre sur la surface du bain 1 à 2% du poids total du métal de poudre PACZ DK,
- Laisser la poudre en contact avec le métal pendant 10 à 15 mn, puis enfoncer légèrement en surface, au moyen d'un écremoir poteyé et chaud,
- Décrasser soigneusement.

I.2.4 - PROCEDE D'AFFINAGE DANS LE CAS DE LA COULEE EN COUILLE

1^{er} Procédé

Dans le four de maintien on répand sur le métal, après écrémage, 0,5 à 1% de poudre PACZ DK ou BTK ; ou bout de quelques minutes on écarte le flux pour puiser avec la cuillère de coulée ; on renouvelle l'affinage toutes les 30 à 45mn.

2^{eme} Procédé

Dans le four de maintien on garde la masse en fusion sous une couche de poudre PACZ DK ou BTK. Toutes les demi heures environ, la couche est enlevée et remplacée, les quantités de poudre utilisées à la première introduction (0,2 à 0,4%) ; à chacune des suivantes (0,1 à 0,2%)

3^{eme} Procédé

On introduit, toutes les trente minutes environ, 0,01 à 0,02% de sodium (ces doses sont doublées pour la première introduction).

I.2.5 - CONTROLE DE L’AFFINAGE

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

• Un alliage AlSi13 bien affiné présente

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

• Un alliage AlSi13 sous affiné présente

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

• Un alliage AlSi13 sur affiné présente

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

I.2.6 - DEGAZAGE

Si l'AlSi13 est affiné à la poudre PACZ, et si en fin de fusion on a recouvert le bain avec un peu de poudre PACZ, il ne nécessite pas l'emploi de flux de dégazage.

Toutefois, si un traitement auxiliaire doit être fait, il sera fait avant l'affinage.

D'autre part, le traitement de dégazage par des flux chlorés risque de diminuer l'action des sels d'affinage, il faut alors dans ce cas maintenir le métal au repos, avant l'affinage pendant 20 à 30mn.

I.2.7 - MOULAGE

L'AlSi13 se moule en sable et en coquille, ses propriétés de fonderie sont très bonnes. Il a une très bonne aptitude au moulage, ne crique pas, donne rarement des retassures externes. Par contre, il a tendance aux retassures interne dans les parties massives.

I.2.7.1 - Moulage en sable[20]

L'AlSi13 convient particulièrement aux pièces minces ou d'épaisseur régulière, même si elles sont de grandes dimensions ou de forme compliquée.

Une température de coulée trop élevée ou un affinage insuffisant augmente les risques de retassures internes.

I.2.7.2 - Moulage en coquille [11]

L'AlSi13, ne criquant pas, convient à la coulée en coquille, il permet d'obtenir des pièces minces et des pièces de grandes dimensions.

I.2.8 - TEMPERATURE DE COULEE [24]

Cet alliage possède une remarquable aptitude au moulage ; ce sont donc les épaisseurs, formes et dimensions des pièces à couler qui imposeront la température de coulée ; celle-ci s'échelonna de 710 à 780°C.

I.2.9 - TRAITEMENT THERMIQUE

L'AlSi13 est utilisé sans traitement thermique.

I.2.10 - STABILITE DIMENSIONNELLE

Les pièces coulées en AlSi13 possèdent la meilleure stabilité dimensionnelle. On peut améliorer cette stabilité par un revenu à 240°C pendant 8h ou à 350°C pendant 2h. Ce revenu est suivi habituellement d'un refroidissement lent dans le four.

I.2.11 - DEFAUTS DES PIECES MOULEES EN ALSI13

I.2.11.1 - Grains insuffisamment fins [2]

► **Causes**

- Affinage insuffisant,
- Excès de fer,
- Présence d'autres impuretés.

► **Remèdes** - Surveiller le potéyage des outils, de la coquille et des creusets en fonte.

I.2.11.2 - Piqures

► **Causes**

- Absorption des gaz à la fusion,
- Affinage mal fait,
- Poche insuffisamment séchée,
- Moule trop humide.

► **Remèdes** - l'emploi des refroidisseurs évite localement les piqures.

I.2.11.3 - -Retassures

► **Causes**

- Retassures internes,
- Retassures de surface pour le moulage en sable,
- Pour le moulage en coquille les retassures apparaissent dans les zones mal nourries.

► **Remèdes** - Vérifier le potéyage.

CHAPITRE I.3 - TRAITEMENTS THERMIQUES ET MICROSTRUCTURE

INTRODUCTION

L'addition des différents éléments à l'aluminium pur n'est qu'un moyen pour améliorer ces faibles caractéristiques mécaniques citées déjà on obtenant plusieurs alliages d'aluminium qui couvrent un domaine étendu de caractéristiques mécaniques, ses dernières dépendent fortement de leur compositions chimique. Malgré ces dépendances, certaines caractéristiques ne sont obtenues qu'après traitements thermiques [2].

I.3.1 - DESIGNATION DES TRAITEMENTS THERMIQUES DES ALLIAGES D'ALUMINIUM.

Les traitements thermiques sont des opérations de chauffage suivi de refroidissement qui ont pour but de donner à une pièce mécanique les propriétés les plus convenables pour son emploi. Toute utilisation rationnelle d'un alliage implique généralement un traitement thermique approprié sans modifier sa composition chimique, mais peut modifier:

- a- La structure (gros grain et répartition des constituants)
- b- L'état mécanique

Le choix de ces traitements thermiques qui s'appliquent aux alliages d'aluminium corroyés et moulés est désigné par la norme AFNOR A02-011. Il est important de rappeler certaines définitions usuelles.

I.3.1.1-Trempe

Après chauffage jusqu'à la température voulue, on fait plonger le métal dans un bain (eau, l'huile) pour se refroidir. Ce refroidissement rapide jusqu'à la température ambiante ou voisine, permet de maintenir l'état initial du métal à la température ambiante.

I.3.1.2-Revenu ou maturation artificielle

La différence par rapport au traitement précédent, c'est que, dans ce traitement, la température de maintien est supérieure à la température ambiante. Pour certaines températures, ce traitement permet de durcir l'alliage.

I.3.1.3-Le recuit

Traitement thermique ayant pour but d'adoucir un métal ou un alliage durci déjà par écrouissage ou par trempe structurale. Il est caractérisé par une élévation de température pour une période assez longue suivi d'un refroidissement lent à la température ambiante. Selon les objectifs tracés ainsi que le domaine d'utilisation de cet alliage. Après ce traitement, modifications structurales sont engendrées, on distingue deux types de recuit.[7]

a- Recuit d'homogénéisation

Ce recuit est appliqué aux lingots avant corroyage pour éliminer la ségrégation dendritique qui conduit à la formation d'une solution solide inhomogène et aux dépôts des inclusions eutectique fragiles hors équilibre comme (CuAl_2 , Al_2CuMg , Mg_2Si et $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$, etc....) aux joints de grains et entre les branches dendritiques. Son application consiste à chauffer et à maintenir l'alliage à une température élevée variant entre 450 à 520°C pendant des temps prolongés, allant de 4 à 40 heures. Le refroidissement se fait à l'air ou avec le four.

Durant l'homogénéisation, la composition des cristallites de la solution solide est uniformisée, alors que les combinaisons intermétalliques se dissolvent. Au cours du refroidissement ultérieur les combinaisons intermétalliques se déposent sous forme de fines inclusions secondaires uniformément réparties. Il s'ensuit que la plasticité de l'alliage coulé s'améliore, ce qui permet d'augmenter le degré de corroyage lors du formage à chaud et la vitesse de filage, de plus les alliages qui ont subis ce traitement répondent plus vite aux différents traitements thermiques, ainsi que leurs caractéristiques mécaniques sont généralement améliorées. L'homogénéisation contribue à l'obtention d'une structure à grains fins dans les tôles recuites et diminue l'aptitude à la corrosion sous tension, elle augmente la résistance à la fatigue et améliore la résistance au fluage. [11]

Les températures d'homogénéisation dépendent essentiellement de la nature des alliages d'aluminium et également du but recherché.

Le tableau II-2 regroupe les températures les plus généralement appliquées.

Tableau I.3.1- Domaines des températures d'homogénéisation des alliages d'aluminium [7]

Famille d'alliage	Type/ Désignation numérique	Températures en (°C)
2000	2017A	480-500
	2024 et 2011	475-495
	2014	485-505
	2618A et 2219	485-535
3000	3003	580-630
5000	Mg \leq 2%	520-600
	2 < Mg \leq 4,5%	510-550
	Mg > 4,5%	490-530
6000	6060	540-590
	6081 et 6082	525-550
7000	7075 et 7049A	440-470
	720	420-550

b-Recuit d'adoucissement :

Le recuit d'adoucissement des alliages ayant subis la trempe et le vieillissement ou l'écrouissage, se fait à 350 ou 450°C avec un séjour de 1 à 2heures. Ces températures assurent la décomposition complète de la solution solide sursaturée et la coalescence des phases durcissant. La vitesse de refroidissement ne doit pas dépasser 30°C/h. Après recuit l'alliage possède une faible charge de rupture, une plasticité suffisante et une résistance élevée à la corrosion sous tension. D'une façon générale, les traitements susceptibles de régénérer la plasticité d'un alliage préalablement écroui peuvent se classer en deux groupes : d'une part, les recuits de restauration et, d'autre part, les recuits de recristallisation [11]

c-Recuit de recristallisation :

Le recuit de recristallisation consiste à chauffer l'alliage déformé jusqu'aux températures supérieures à celle de la fin de recristallisation primaire, on l'applique pour supprimer l'écrouissage et obtenir un grain fin. Dans la plupart des alliages d'aluminium, lorsque la déformation atteint 50 à 75%, la température du début de recristallisation s'échelonne de (290 à 400°C). La température de recuit de recristallisation varie suivant la composition de l'alliage de (350 à 500°C), et le maintien de (0,5 à 2heures). Après ce recuit, la vitesse de refroidissement est choisie arbitrairement. Pour les alliages durcis par traitement thermique, la vitesse de refroidissement est au-dessous de 30°C/h. Le recuit comme opération intermédiaire est appliqué dans le travail à froid ou entre le corroyage à chaud et à froid. Le recuit incomplet est une modalité de recuit de recristallisation. Il permet d'obtenir des propriétés intermédiaires

entre l'état écroui et recristallisé. Dans ce cas, la température de recuit doit être inférieure à celle de la fin de recristallisation, pour assurer l'obtention d'une structure partiellement recristallisée qui supprime en partie l'écrouissage. Le recuit de recristallisation augmente d'une façon considérable mais la plasticité diminue, en contre partie, la limite élasticité, la charge à la rupture et la dureté. Le plus souvent le recuit est appliqué dans le cas des alliages de forge et laminage non soumis au durcissement par trempe et vieillissement. [11]

d-Recuit de restauration :

Le traitement de restauration correspond à un perfectionnement du réseau du métal écroui déjà. Ce perfectionnement est d'autant plus important qu'il est effectué à une température inférieure à celle du seuil de recristallisation. Pour un alliage donné, elle est essentiellement en fonction de la température et de la durée du traitement.

Dans la pratique industrielle, deux types de traitement utilisés pour obtenir les états restaurés. Le premier est à courte durée, à chauffage rapide et à température voisine de celle de la recristallisation. Le deuxième se fait à longue durée et à température de chauffe plus basse que précédemment.

Les traitements de restaurations présentent des avantages et des inconvénients :

- L'avantage de ce traitement, c'est qu'au cours de restauration, il n'y a pas de recristallisation, et par conséquent, les risques de recristallisation grossière sont inexistantes, de plus à égalité de résistance, la plasticité est meilleure dans l'alliage restauré que dans celui écroui.
- L'inconvénient de ce traitement, c'est qu'il ne permet pas des adoucissements beaucoup supérieurs à 40%, ce qui exclut d'obtenir toutes les qualités à partir d'une seule nuance au même temps ce traitement ne change pas la texture d'orientation du produit, l'orientation préférentielle de l'état écroui étant conservée [11-7].

I.3.1.4- Traitement de trempe structural ou durcissement structural :

L'aluminium est capable de former des solutions solides avec la plupart des métaux qui lui sont associés comme constituants d'alliage, ce qui lui permet d'améliorer certaines caractéristiques mécaniques suite à une série de traitements thermiques.

La possibilité de traiter thermiquement un alliage d'aluminium est due à l'augmentation, avec la température, de la solubilité à l'état solide des éléments d'addition.

Autrement dit, pour qu'un alliage soit traitable thermiquement, il faut que l'un des constituants donne avec l'aluminium un diagramme d'équilibre binaire.

Le durcissement d'un alliage d'aluminium consiste à chauffer jusqu'à la température qui favorise la dissolution totale ou en plus grande partie des phases intermétalliques, à les maintenir à cette température puis de le refroidir rapidement jusqu'à la température ambiante.

Pour avoir la solution solide sursaturée existant à des températures élevées. La résistance de ces alliages s'améliore avec le temps par un phénomène appelé durcissement par vieillissement. Avec l'abaissement de la température, la solubilité de la plupart des composants dans l'aluminium diminue, ce qui permet d'utiliser la trempe et le vieillissement pour durcir ces alliages.[7-4]

On schématiser le cycle thermique du durcissement structural (figure II-1) comme suit : Une mise en solution solide : chauffage jusqu'à la température de dissolution totale des phases intermétalliques.

Un maintien à cette température pour une durée suffisante pour que la dissolution se produise. Un refroidissement rapide (trempe) pour maintenir à la température ambiante la solution Sursaturée. Un maintien isotherme (vieillissement) qui conduit au durcissement de l'alliage, il s'effectue : A la température ambiante : c'est le vieillissement naturel ou maturation. Ou à une température supérieure à l'ambiante : c'est le vieillissement artificiel (revenu). [14]

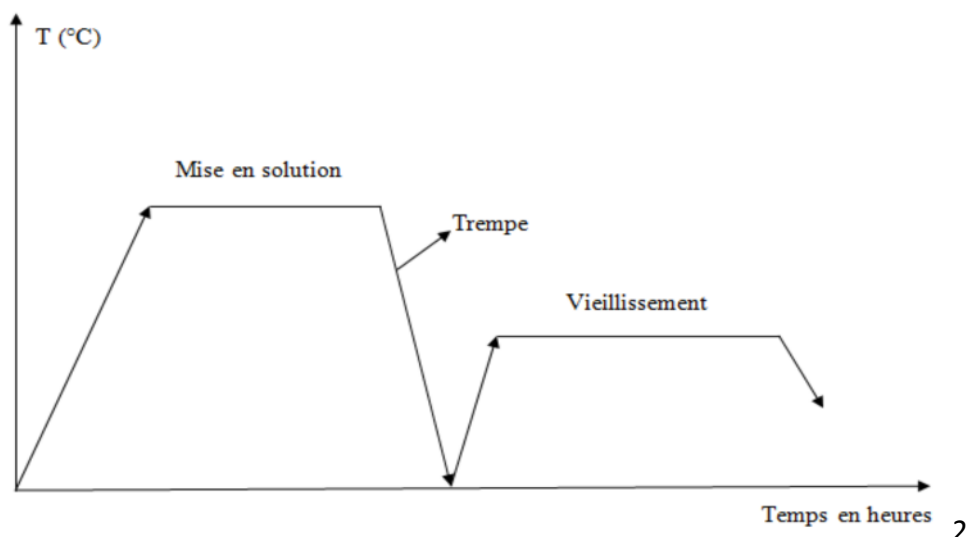


Figure I.3.1 : cycle thermique du durcissement structural

I.3.1.5-Vieillessement naturel

Les alliages traités thermiquement voient leurs propriétés changées une fois revenus à la température ambiante après leur traitement thermique. Ceci est appelé vieillissement naturel. Le taux de vieillissement change selon le type d'alliage et également dans un type d'alliage, de sorte que le vieillissement naturel est stable pouvant durer de quelques jours jusqu'à plusieurs années. Certains alliages de la série 6000 qui sont durcissant et peuvent atteindre une dureté maximale après un mois à la température ambiante.

I.3.1.6- Vieillessement artificiel

Il consiste en un chauffage à une température au-dessus de la température ambiante, et en maintient selon les objectifs désirés et la nature du matériau traité, la précipitation s' accélère et la dureté augmente encore par comparaison au vieillissement naturel. Ceci est appelé vieillissement artificiel et il est effectué à des températures allant jusqu' à 240° C (100 à 240° C dans le cas de la série 6000. Pendant le vieillissement artificiel à une température donnée, la dureté augmente jusqu' à atteindre une valeur maximale après un temps de maintien donné.[15]

I.3.2-DIFFUSION

Si l'on maintient en contact deux blocs de cuivre et d'or et que l'on porte l'ensemble à 1000 °C, on peut observer au bout d'un certain temps la soudure de ces deux blocs. La mesure de la concentration de l'un des éléments en fonction de la distance x montre que les atomes de Cu se sont déplacés du côté de l'or et que réciproquement des atomes d'or se sont déplacés du côté du Cu. Cette migration d'atomes dans le réseau cristallin s'appelle **diffusion**.

Ce phénomène a des applications et des conséquences très importantes : Tous les changements de phase [17].

I.3.3- MICROSTRUCTURE

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

On peut caractériser la microstructure des matériaux à différentes échelles selon ce que l'on cherche à observer. Pour chaque échelle il faut faire appel à un outil de taille appropriée, de l'échelle macroscopique à l'observation de la microstructure et à la détermination de l'arrangement des atomes. Ces analyses mettent successivement en jeu le microscope optique (observation du mm au μm), le microscope électronique (observation 100 au nm) et la diffraction des rayons X dont la longueur d'onde est de l'ordre du dixième de nm, on étudie les structures cristallines [18]

1.3.4 – PRECIPITATION

Il est connu que la solubilité limite diminue avec la température. Il en résulte qu'un alliage dont l'état d'équilibre correspond à un système monophasé, 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. [16]

CHAPITRE I.4 - ESSAIS MECANIQUES

I.4.1 - ESSAIS DESTRUCTIBLES

I.4.1.1 - Traction

Parmi tous les essais mécaniques, l'essai de traction est certainement l'essai le plus fondamental. Il sert à déterminer les principales caractéristiques mécaniques telles que le module d'élasticité, le coefficient de Poisson, la limite d'élasticité, la résistance à la rupture, l'allongement après rupture et le coefficient de striction. Son exécution est facile et les résultats obtenus servent à dimensionner toutes sortes des pièces, polymère, céramique et métallique. L'essai de traction est exécuté soit sur des barres de section constante, soit sur des éprouvettes cylindriques ou prismatiques prolongées de part et d'autre par des têtes d'attache de forme appropriée pour la fixation. La figure ci-dessous montre la forme d'une éprouvette normalisée par des organismes spécialisé dans le domaine parmi: (norme afnor et européenne)

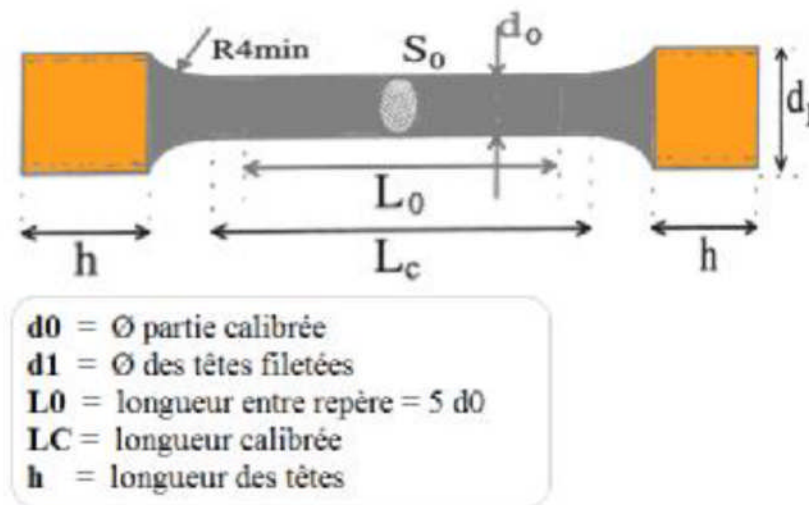


Figure I.4.1: Epreuve de traction normalisée

I.1.4.1.1 - Etude du comportement d'une éprouvette métallique en traction simple

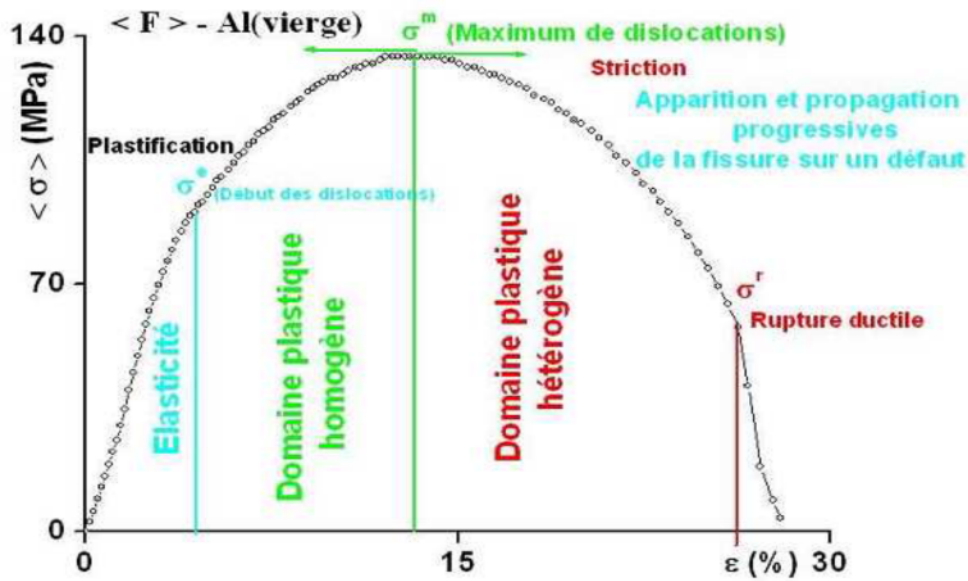


Figure I.4.2 – Essai en traction monotone d'une éprouvette ductile

On distingue principalement trois domaines de comportement mécaniques

Contraintes de résistance (σ^r , σ^m , σ^e)

σ^e - résistance élastique

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

σ^m - Contrainte maximal

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

σ^r - Contrainte à la rupture

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

a - Domaine de comportement purement élastique réversible.

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

$$\sigma^e = E \varepsilon_e = E \frac{\Delta L}{L_0} \quad (\text{I.4.4})$$

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

$\sigma > \sigma^e$, la seule possibilité de déformer

b - Domaine de comportement plastique homogène.

Il apparaît au de la limite d'élasticité σ^e correspond à la contrainte à partir de laquelle le matériau commence à se déformer plastiquement.

$\sigma^e < \sigma < \sigma^m$ la densité des dislocations augmente dans le matériau,

$\sigma = \sigma^m$ Le nombre des dislocations atteint son maximum.

c - Domaine de comportement plastique hétérogène ou d'endommagement

Les caractéristique de ductilité (Z% , Zu% , A%)

Le coefficient de striction

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

L'allongement de striction

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

- $Z > 0,5$ est grand, le matériau est ductile
- $Z < 0,1$ est faible, le matériau est semi-fragile

L'allongement en pourcent

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

- $A\% \geq 5\%$ le matériau est considéré comme ductile.
- $A\% < 5\%$ le matériau est considéré comme fragile.

S_u : section minimale de l'éprouvette après rupture.

S_0 : section initial de l'éprouvette.

L_0 : longueur initial de l'éprouvette.

L_u : longueur de l'éprouvette après rupture.

$Z\%$: (coefficient de striction).

I.4.1.2 - Résilience

La connaissance des caractéristiques déduites de l'essai de traction peut être insuffisante, puisque des rupture peuvent être obtenues pour des contraintes inférieures à la limite d'élasticité dans des condition particulières qui rendent les matériaux fragiles, ces conditions ont un facteur commun qui est une concentration de contrainte liée à la présence d'un défaut et elles varient fortement en fonction de la température, de la vitesse de déformation et des dimensions des pièces sollicitées. Un des moyen le plus classique et le plus ancien pour caractériser la fragilisation d'un matériau sous l'action d'un choc est l'essai de résilience. Il est fréquemment appelé essai de résilience Charpy ou même essai Charpy. Ce dernier permet d'évaluer les risques de rupture fragile d'un matériau donnée. C'est un paramètre important pour la classification des matériaux, si on considère que parmi les modes de ruine d'une

construction ou d'une pièce mécanique, c'est celui qui peut être considéré comme le plus dangereux.

La mesure instantanée de l'effort étant pratiquement impossible, on lui substitue la mesure du travail dépensé pour rompre une éprouvette constituée du matériau à étudier. La masse frappante constitue un pendule articulé en O sur le bâti. L'éprouvette est placée sur 2 appuis en partie basse de façon à ce que le plan d'oscillation du pendule coïncide avec le plan médian de l'entaille pratiquée sur l'éprouvette. Un crochet maintient le pendule en position haute. Le crochet relevé, le pendule de poids P lâché d'une hauteur de H_0 vient briser brutalement l'éprouvette et continuant sur sa lancée remonte jusqu'à la hauteur H_1 , en fonction de l'énergie encore disponible. Il oscille et s'immobilise en partie basse. L'aiguille entraînée pendant la descente donne l'angle maximum de déplacement.

Le travail de rupture de l'éprouvette est :

$$W = P (H_0 - H_1) \quad (\text{I.4.8})$$

Ou W : est en joule,

P : Poids du mouton-pendule,

H_0 : Hauteur du mouton-pendule à sa position de départ,

H_1 : Hauteur du mouton-pendule à sa position d'arrivée.

On appelle résistance aux chocs ou résilience K :

$$K = - \frac{w}{S_{\min}} \quad [K]: \text{J/cm}^2 \quad (\text{I.4.9})$$

Avec S_{\min} : section minimale (cm²)

La graduation de la machine permet généralement d'obtenir directement une valeur en joule

I.4.1.3 - Dureté : Hb –Hv-Hr

Les essais dits de dureté mesurent la pression moyenne de contact des matériaux, lors de l'enfoncement d'un indenteur (conique, pyramidal ou sphérique) sur une surface plane. La dureté est évaluée après retrait de l'indenteur, à partir de la mesure des dimensions de l'empreinte laissée par celui-ci, ou pendant l'essai à partir de la courbe d'indentation qui lie la profondeur d'indentation à la charge appliquée.

L'intérêt principal de cet essai est qu'on peut le réaliser sur des échantillons de dimensions très réduites, sans préparation particulière, excepté un polissage de surface. Cet essai permet

de tester la réussite d'un traitement de surface qui porte sur quelques centaines de micromètres de profondeur.

Elle est en fonction :

- Des déformations élastiques et plastiques,
- Des forces de frottements sur la surface du matériau,
- De la géométrie du pénétrateur,
- De la force appliquée.

I.4.1.3.1 - Essais brinell (Hb) [25]

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 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 la charge (en Kg force à l'origine) à la surface de l'empreinte exprimée sans dimension :

$$\text{HBS ou HBW} = 0,102.2F / \pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2}) \quad (\text{I.4.10})$$

Avec :

F : Charge d'essai en Newtons.

D : Diamètre de la bille en millimètres.

d : Diamètre de l'empreinte en millimètre.

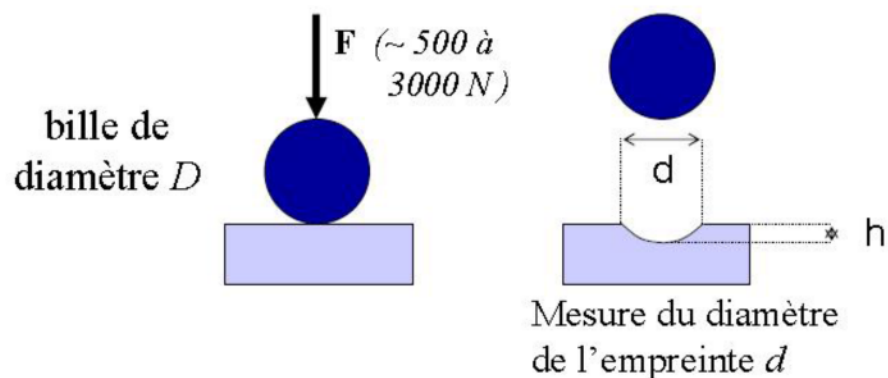


Figure I.4.3 : Essais de Brinell [25]

Pour éviter la déformation et la détérioration de la bille, l'usage de l'essai brinell est limité aux matériaux tels que $HBS < 350$ ou $HBW < 650$.

Les diamètres de la bille en acier sont : $D = 10-5-2.5-1$ en mm et les charges P

Valent $30D^2$ pour les aciers. La bille est en acier dur, trempé, et ne doit pas être déformée par l'essai

Le diamètre D de l'empreinte est mesuré au $1/100$ de mm près (en général au microscope).

I.4.1.3.2 - Essais de vickers (Hv) [25]

Le pénétrateur est une pyramide en diamant, à base carré et d'angle au sommet entre face opposée égal à 136° . L'empreinte est une pyramide en creux de diagonale moyenne D (en mm, moyenne de deux diagonales du carré de base, mesurées à l'aide d'un appareil optique approprié). La charge d'essai F (N) est choisie dans une gamme normalisée. La dureté est donnée par le rapport de la charge (en Kg force à l'origine) à la surface latérale de l'empreinte pyramidale, exprime son dimension :

$$H_v = 0.12 \times [(2F \sin 136^\circ / 2) / d^2] = 1.854 \times (F / d^2) . \quad (I.4.11)$$

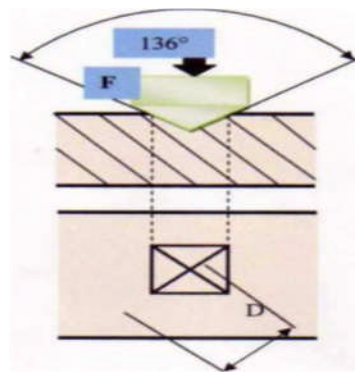


Figure 1.4.4 : Essais de Vickers

Les duretés brinell et Vickers donnent des résultats du même ordre, variant de quelques unités pour des matériaux très mous (plomb, matières plastique...). Jusqu'à quelques milliers pour les matériaux très durs (Céramique, carbures métalliques).

I.4.1.3.3 - Essais de rockwell

Mesure de la dureté d'un métal selon l'enfoncement d'une bille d'acier, appelé dureté Rockwell B (HRB) ou d'un cône de diamant de 120° , dureté Rockwell C (HRC). L'essai

consiste à appliquer un pré charge de 10 Kg (100N) sur le pénétrateur qui s'enfonce d'une profondeur e_0 . On applique une force supplémentaire F , pendant 3 à 8 s, le cône s'enfonce d'une profondeur

E_1 . On supprime la force f , le cône reste enfoncé d'une profondeur e_2 .

La profondeur rémanente ($e_2 - e_0$) permet le calcul de la dureté.

Les indices Rockwell peuvent se lire directement sur un cadran gradué. [25]

Dans ce type le pénétrateur est un cône de diamant d'angle au sommet 120° et d'extrémité sphérique (\emptyset , 2 mm). L'accroissement (r) se mesure en unités égales à 0,002. La charge utilisée est 150Kg

(1400 N) dont 10 Kg de charge initiale.

$$\text{HRC} = 100 - r \quad (\text{I.4.12})$$

r est mesurée en unité égales à (1.002 mm)

Exemple : si $e = 0,12\text{mm}$,

$$r = 0,12 / 0,002 = 60 \quad \text{alors : HRC} = 100 - 60 = 40 \quad (\text{I.4.13})$$

Le pénétrateur est une bille d'acier de diamètre 1,59mm. L'accroissement se mesure en unités égales à 0,002mm. Cet essai est utilisé pour les aciers doux, non trempé et pou les alliages non ferreux.

La charge F utilisée est de 100 kg (900 N). [16]

$$\text{HRB} = 130 - r. \quad [16] \quad (\text{I.4.14})$$

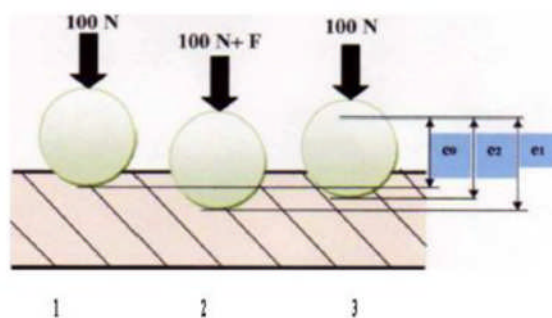


Figure I.4.5 : Essais de dureté Rockwell HRB

I.4.1.4 - Microdureté vickers

La microdureté représente l'un des essais mécaniques non destructifs prévus pour déterminer les caractéristiques des métaux et alliages. Les résultats obtenus par cet essai ont une relation directe avec la structure du matériau et permettent de prévoir son comportement dans les conditions réelles. Le microduremètre permet une étude très localisée de la surface des matériaux.

Les mesures de microdureté doivent être faites, en respectant des conditions concernant :

- La vitesse de mise en charge.
- La charge appliquée.
- Le mode appliqué.
- Le mode de polissage de surface.
- Des couches superficielles

Par ailleurs, pour obtenir des résultats satisfaisants, les mesures doivent être effectuées sur :

- De petits échantillons.
- Des matières dures et fragiles.
- Des phases d'un alliage.
- Des profils de diffusion.[18]

I.4.1.5 - Microscopie

I.4.1.5.1 - Observation des échantillons au microscope :

L'examen métallographique a pour but de mettre en évidence les constituants de la microstructure de l'échantillon. Le microscope optique est composé principalement par une source lumineuse, un condenseur, des objectifs et un oculaire.

Principe de fonctionnement :

La source lumineuse émet des rayons qui éclairent l'échantillon, grâce à un condenseur et une lentille de l'objectif. Les rayons réfléchis par l'échantillon sont repris par la lentille objective qui donne une première image intermédiaire et grâce à un miroir semi-réfléchissant, l'observateur peut obtenir une image finale et agrandir de l'échantillon, à travers la lentille oculaire on obtient aussi une image réelle qui sera projetée sur un écran ou un film. Nous avons fait nos observations par un microscope optique de type Hund (**Figure I.4.6**), qui est

muni d'une camera µeye permettant la transmission de l'image à un ordinateur qui s'affiche sur l'écran et un logiciel d'acquisition et de traitement d'image Piced Cora.

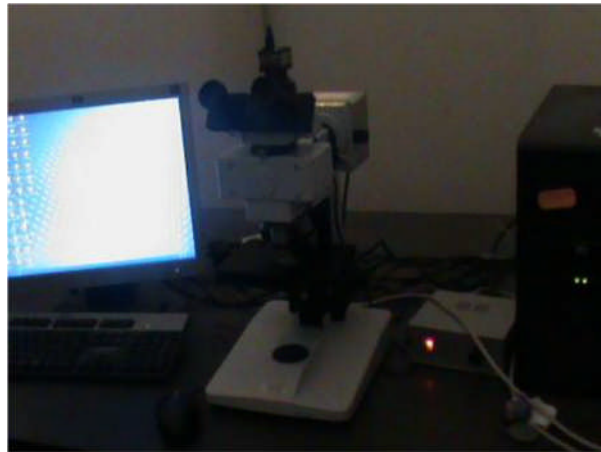


Figure I.4.6: Microscope optique de marque Hund

I.4.1.5.2 - Microscopie électronique à balayage :

Le microscope électronique à balayage (MEB) est un appareil d'observation et d'analyse qui nous fournit des données sur la morphologie et la composition chimique de notre alliage, sa souplesse pour visualiser des champs d'extension très variables sur des échantillons massifs et l'étendue de sa profondeur de champ font du MEB un outil indispensable dans l'exploitation du monde microscopique, son utilisation est courante en biologie, chimie, médecine, géologie, métallurgie ainsi qu'en mécanique . [27]

Principe du microscope électronique à balayage

Le fonctionnement du MEB est basé sur l'émission d'un faisceau d'électrons produit par une cathode qui balaye totalement la surface de l'échantillon. L'interaction du faisceau avec l'échantillon provoque un certain nombre d'émissions électroniques et électromagnétiques.

Ces électrons qui irradient notre échantillon, pénètrent dans le matériau et provoquent un volume appelé " poire d'interaction, le volume de cette poire dépend du numéro atomique moyen de l'échantillon et de l'énergie des électrons incidents. Dans ce volume d'interaction les électrons du faisceau perdent leur énergie par collisions multiples avec les atomes des matériaux et génèrent de nombreux phénomènes secondaires :

- Emission d'électrons et de photons.
- Absorption d'électrons.
- Courant induit.

- Potentiel électrique.
- Elévation de la température locale.
- Vibration du réseau.

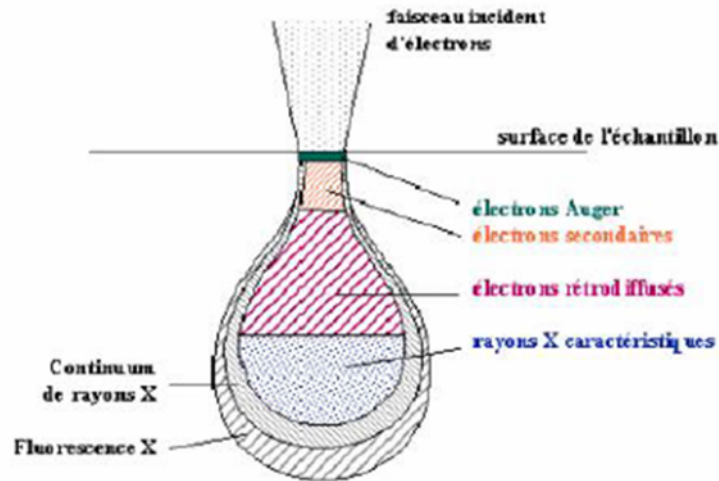


Figure I.4.7: La poire d'interaction

Avant anodisation et après polissage plusieurs échantillons ont été observés au microscope optique et microscope électronique à balayage.

Après anodisation la surface du plan du laminage et la surface perpendiculaire au laminage des échantillons ont été observés au microscope optique et au microscope électronique à balayage. [26]

I.4.2 - ESSAIS NON DESTRUCTIBLES

I.4.2.1 – essai non destructif par ultrason

L'essai ultrasonique consiste à déterminer les vitesses transversale et longitudinale (**VT** et **VL**) 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.[30]

I.4.2.1.1 – Définition

Les ultrasons sont des ondes acoustiques ou élastiques dont la fréquence est supérieure à celle des sons audibles par l'oreille humaine et inférieure aux vibrations thermiques des atomes. Les sons audibles sont compris entre 10 et 20000 Hz et la gamme de vibrations thermiques s'étend de 10⁹ à 10¹³ Hz (1 GHz - 10 THz). Les fréquences utilisées lors

d'examens aux ultrasons ne comprennent pas toute la gamme des ultrasons, mais varient entre 0,5 à 12 MHz. Pour un solide ayant une vitesse de son $c \approx 5000$ m/s ceci correspond à l'intervalle des longueurs d'ondes ($\lambda = c/v$) de 1 cm à 0.4 mm. La limite inférieure de 0.5 MHz est déterminée par la perte totale en résolution des défauts qui ont une taille inférieure à la longueur d'onde. Dans les solides (vitesse du son $c \approx 5000$ m/s), une onde d'une fréquence de 0,5 MHz ne permet que de percevoir les défauts qui sont plus grands qu'un centimètre. En général on s'intéresse aussi à des défauts beaucoup plus petits. L'augmentation de fréquence qui s'impose alors, a comme effet d'augmenter l'absorption et donc de limiter la profondeur accessible aux ultrasons. [28]

I.4.2.1.2 - Propagation, absorption, réflexion et réflexion et réfraction des ultrasons.

Dans un milieu homogène, les ultrasons se propagent de manière rectiligne. La vitesse de propagation c (vitesse du son) dépend du milieu traversé (densité, modules élastiques) et des dimensions géométrique si celles-ci sont de même ordre de grandeur que la longueur d'onde.

De plus, elle n'est pas la même pour les ondes longitudinales que pour les ondes transversales (ondes de cisaillement). Dans les solides la vitesse des ondes transversales est approximativement la moitié de celle des ondes longitudinales.

Dans le mode longitudinal, les atomes métalliques vibrent parallèlement à la direction de propagation ultrasonore, alors que dans le mode transversal la vibration est perpendiculaire à la propagation. [29]

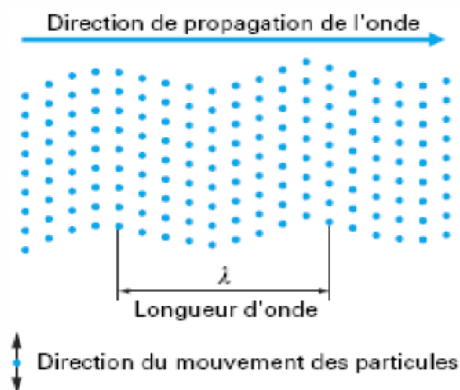


Figure I.4.8 : Ondes transversales

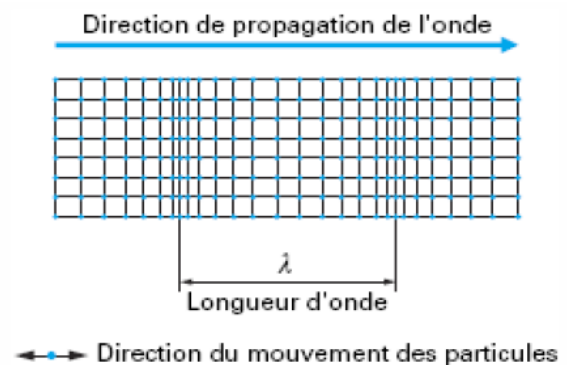


Figure I.4.9 : Ondes longitudinales

Le tableau suivant donne quelques valeurs et note les grandes différences entre les gaz, les liquides et les solides.

	VL [m/s] (ondes longitudinales)	VT [m/s] (ondes transversales)
Air	340	Non transmise en raison de l'absorption excessive
Eau	1480	
Aluminium	6300	3080
Fe et aciers	5900	3220
Laiton	4400	2120

Tableau I.4.1 -La vitesse longitudinale et transversal de différents milieux

I.4.2.1.3 - 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 module d'Young (E) et coefficients de Lamé (λ) et de poisson (ν). Les vitesses Transversale et longitudinale sont déterminées expérimentalement.

$$V_L = \sqrt{\frac{E(1-\nu)}{\rho(1+\nu)(1-2\nu)}} \quad (\text{I.4.15})$$

$$V_T = \sqrt{\frac{E}{2\rho(1+\nu)}} \quad (\text{I.4.16})$$

E : module d'Young (GPa).

ν : coefficient de poisson (sans dimension).

ρ : masse volumique (Kg/m³).

Vitesse Transversale

$$V_T = \sqrt{\frac{G}{\rho}} \quad (\text{m/s}) \quad (\text{I.4.17})$$

Vitesse longitudinale

$$V_L = \sqrt{\frac{2G + \lambda}{\rho}} \text{ (m/s)} \quad (\text{I.4.18})$$

E- Module d' Young

$$E = \frac{G(3\lambda + 2G)}{\lambda + G} \text{ (GPa)} \quad (\text{I.4.19})$$

ν - Coefficient de Poisson

$$\nu = \frac{\lambda}{2(\lambda + G)} \quad (\text{I.4.20})$$

G-Module de cisaillement

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \text{ (GPa)} \quad (\text{I.4.21})$$

Chapitre I.5- DEFAUTS CRISTALLINS

DEFAUTS CRISTALLINS

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

Cette situation va engendrer la présence dans le métal de base d'un certains nombres d'anomalies que l'on peut répertorier sous le titre de défauts cristallins. [18]

La recherche de la qualité passe entre autre 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 :

- Les défauts ponctuels : ils concernent un nœud unique et ne perturbe que les quelques nœuds voisins, par exemple les atomes interstitiels.
- Les défauts linéaires ou les dislocations : ils ne concernent que les nœuds situés sur une courbe et ne perturbent que quelques nœuds voisins. [14]
- Les défauts surfaciques à 2 dimensions : surfaces, joint de grains et joins de macles.
- Les défauts volumiques à 3 dimensions : des précipites et des inclusions (les saletés) des pores.

I.5.1 - Défauts ponctuels

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 électronique, les propriétés magnétiques...

Ces défauts correspondent à quatre situations. [24]

a. Lacune

Qui 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 de cristal peut se déplacer de proche en proche dans le solide en occupant la lacune située à son voisinage immédiate.

b. Atome auto interstitiel

Atome excédentaire disposé en un enlacement normalement inoccupé dans le cristal. Inévitable sauf au zéro absolu, les lacunes et les interstitielles dans un cristal sont produit par l'agitation thermique. Leur concentration d'équilibre croît avec la température. Si (n) est le nombre de défauts (lacune ou interstitiels) et (N) le nombre total de sites du cristal, on a :

$$n/N = A \exp(-Q/RT) \quad (I.5.1)$$

A: constante sans dimension

Q : énergie de formation du défaut ponctuel (J/mole)

R : constante des gaze parfait = 8.32 J/K

T : température absolue du cristal donné

c. Atome étranger en substitution

Est un atome identique en insertion dans un site du réseau. Sa présence entraîne toute fois de très grande distorsion du réseau dans son voisinage, c'est pour quoi son énergie de formation est très élevée de l'ordre de 4 à 5 (eV). Sa concentration est très faible voisine de 10^{-6} à la température ambiante ($T=300^{\circ}\text{K}$) et à peine égale à 10^{-5} au voisinage de la température de fusion. [18]

d. Atome étranger en insertion

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

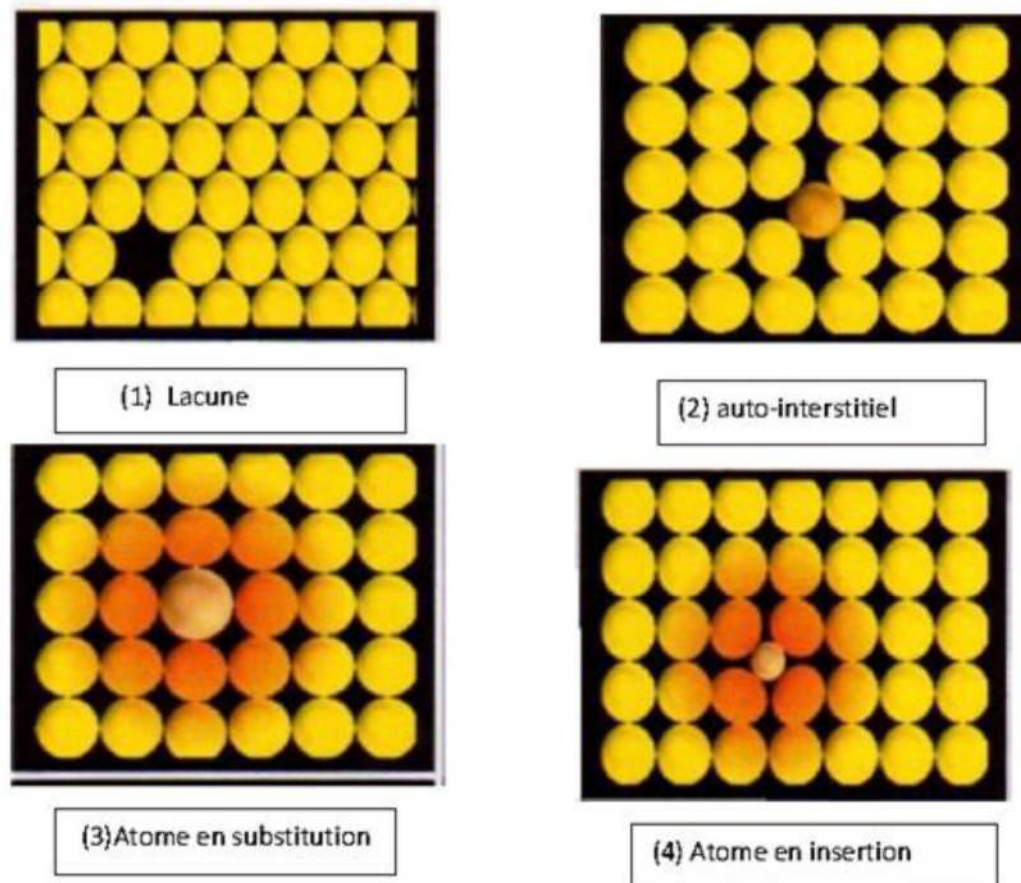


Figure I.5.1 : Types de défauts ponctuels dans un cristal

I.5.2 - Défauts linéaires (dislocation)

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 : dislocation coins, dislocation vis et dislocation mixte. [19]

a. Dislocation coin

Pour caractériser une dislocation on utilise le concept de vecteur et de circuit Burgers. 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 coté. [17]

b. 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 entrainera à ces alentours l'apparition de déformations plastiques du cristal, mais cette fois en cisaillement.

c. Dislocation mixte

Elle est le résultat de l'existence des deux dislocations linéaire ; 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 et le vecteur burger. [17]

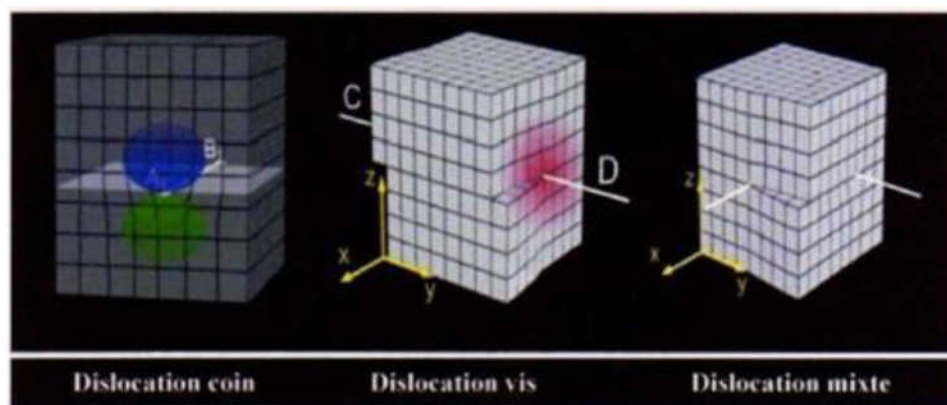


Figure 1.5.2 : Défauts linéaires (dislocation)

d. Vecteur de burgers

Le vecteur de burgers se définit comme étant le vecteur nécessaire à boucler un circuit initialement fermé dans le cristal parfait et qui se trouve ouvert lorsqu'il enlace la ligne de dislocation. Ce vecteur n'est pas quelconque dans un cristal mais représente une translation de réseau. Par exemple l'aluminium cubique face centré, le vecteur de Berger traditionnellement rencontré est $b=a/2$, de norme $(b)=0.29\text{nm}$. En termes plus mathématique, il s'agit de l'intégrale de déplacement sur un circuit fermé enlaçant la ligne de dislocation, comme la dislocation c'est des objets flexibles, deux dislocation 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, la somme des vecteurs de Burgers est nulle (analogue de la loi de Kirchhoff).

Dans la dislocation coin, le vecteur de Burgers est perpendiculaire à la ligne de dislocation et dans la dislocation vis, ce vecteur est parallèle à la ligne de dislocation, tandis que dans la dislocation mixte, le vecteur reste le même le long de la dislocation. [18]

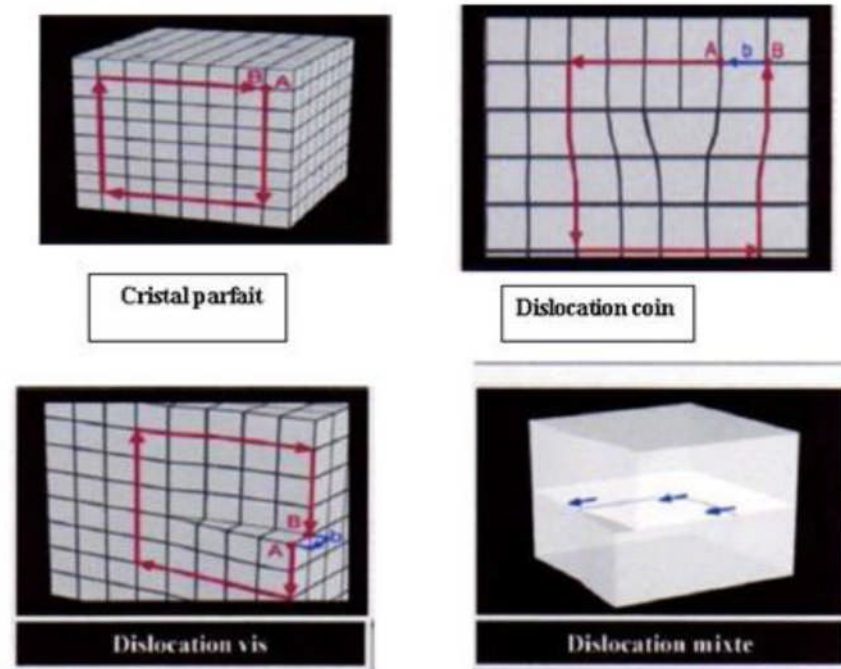


Figure I.5.3 : Représentation du vecteur de Burgers

I.5.3 - DEFAUTS A DEUX DIMENSIONS (DEFAUTS SURFACIQUES)

I.5.3.1 - Joint de grains

Les matériaux cristallins utilisés couramment sont rarement constitués d'un seul cristal (à l'exception de certains cas : les semi-conducteurs, diodes et transistors). Ils sont formés d'un ensemble de petits cristaux ; des grains qui forment un milieu continu. Les surfaces d'accolement des grains adjacents sont des joints de grains. Ils assurent la cohésion entre des cristaux d'orientation différente. L'épaisseur d'un tel joint est de deux ou trois distances inter atomiques. [23]

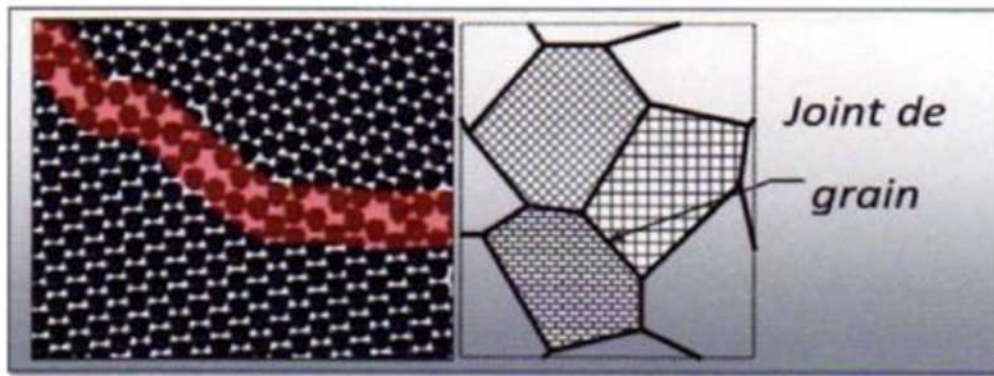


Figure I.5.4 : Défauts surfaciques (joints de grain)

I.5.3.2 - 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 ce serait le cas dans un cristal parfait.

Les macles apparaissent fréquemment au cours de la déformation plastique des métaux CFC, le plan A est appelé plan de macle. [21]

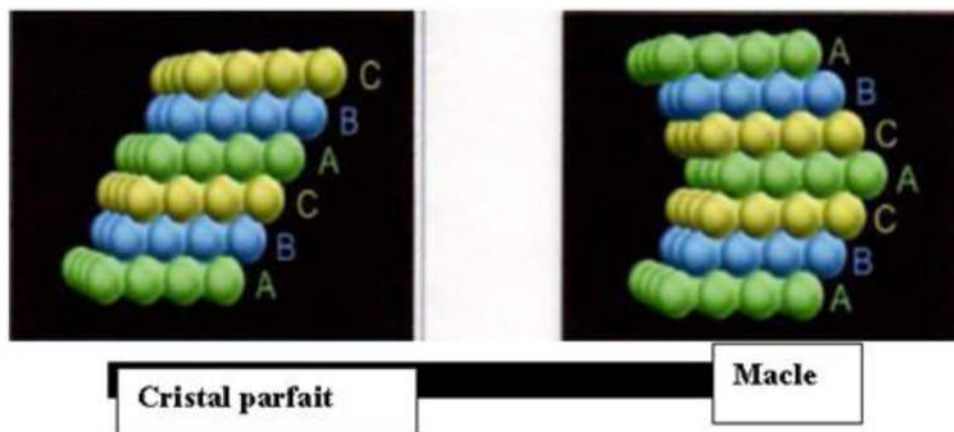


Figure I.5.5 : Défauts surfaciques (macle)

I.5.4 - DEFAUTS A TROIS DIMENSIONS (DEFAUTS VOLUMIQUES)

Les défauts volumiques sont essentiellement des cavités, des phases non désirées, des inclusions (morceau de matière étrangère provenant de l'élaboration, par exemple particules venant d'un creuset) et les précipités. Ils proviennent notamment de l'élaboration matériaux (frittage des céramiques, métallurgie des poudres ou capillaires de fluides pour les cavités) ou de l'endommagement de celui-ci lors de son utilisation.[22]

I.5.4.1 - Les pores

Ce sont des cavités à l'intérieur du cristal remplit de gaze.

On a deux types de pores :

Les pores inter granulaire ou intra granulaire, qui se déposent respectivement le long des joints de grains ou à l'intérieure des grains, possèdent deux caractéristiques importantes qui sont la taille et la morphologie.

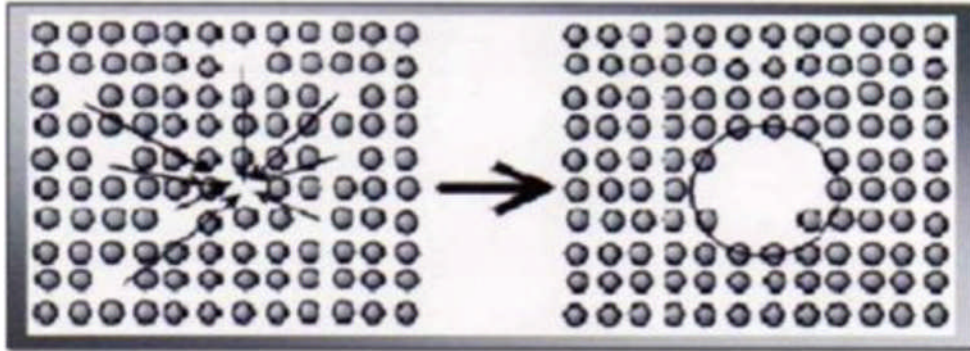


Figure I.5.6 : Représentation schématique d'un pore

I.5.4.2 - Les inclusions

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

I.5.4.3. 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. 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. [19]

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 grain quelconque.[16]

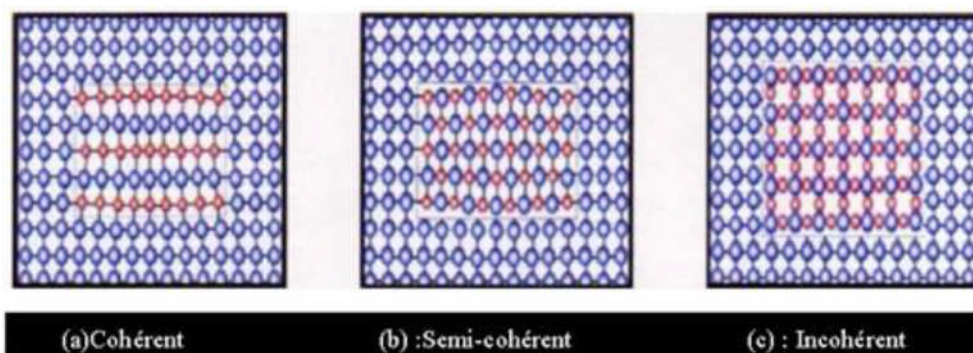


Figure I.5.7 : Différents précipités

Partie II

PARTIE EXPERIMENTALE

CHAPITRE II.1 - Appareillage 58-69

**CHAPITRE II.2 - Méthode expérimentale et
élaboration** 70-75

CHAPITRE II.1 - APPAREILLAGE

INTRODUCTION

Notre travail a été fait respectivement à l'unité de fonderie de ROUIBA (SNVI) et au Laboratoire de métallurgie (S.D.M) de l'Université de Mouloud MAMMERI de Tizi-Ouzou.

II.1 - APPAREILLAGE

Les différents dispositifs utilisés dans notre étude sont les suivants

II.1.1 - FOUR DE FUSION BASCULANT

L'atelier d'aluminium de la SNVI de ROUIBA contient trois fours de fusion basculant de capacité de 350Kg (figure II.1).

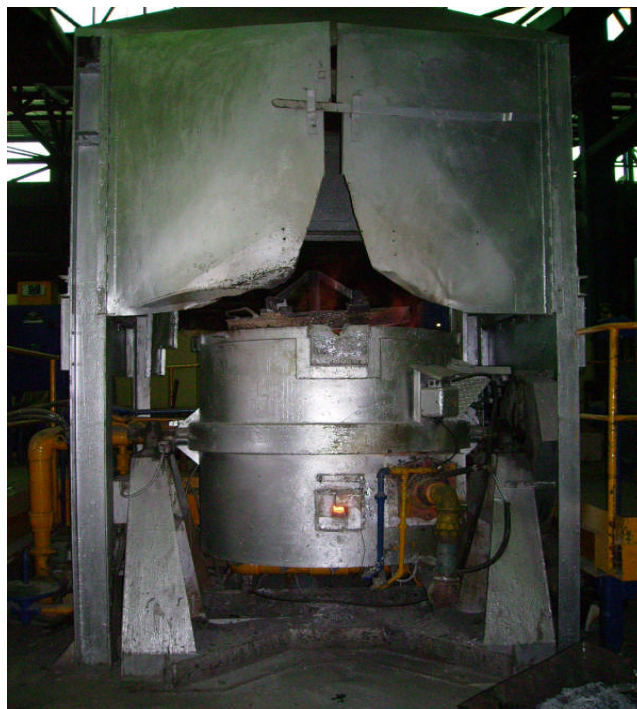


Figure II.1.1 - Four de fusion

II.1.2 - FOUR DE MAINTIEN

Il a la même structure que le four de fusion, mais de rôle différent. Il sert à maintenir à une température fixe du matériau fondu, il est de capacité de 150kg (Figure II.2).



Figure II.1.2 - Four de maintien

II.1.3 - MOULAGE EN SABLE

Ce moule contient deux châssis, partie supérieure et partie inférieure, voir (figure II.3)

On remarque que chacun contient quatre empreintes d'éprouvettes ainsi que les chemins d'attaque. Le démoulage se fait par extraction du sable.

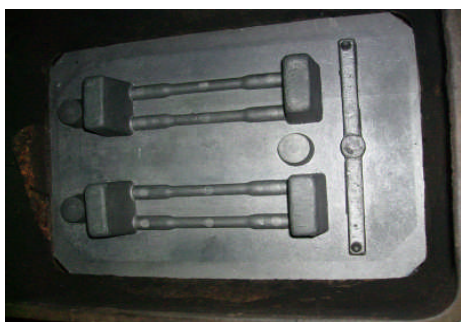


Figure II.1.3 - empreintes supérieure et inférieure du moule en sable

II.1.4 - MACHINE DE DEMOULAGE

Les moules sont placés sur cette dernière, à l'aide de vibrations générées par cette machine, le moulage en sable est détruit, les éprouvettes sont débarrassées de la plus part du sable (Figure II.4).



Figure II.1.4 - Machine de démoulage

II.1.5 - GRENAILLEUSE

On utilise cette machine afin d'enlever les grains de sable incrustés dans les éprouvettes (Figure I.5).

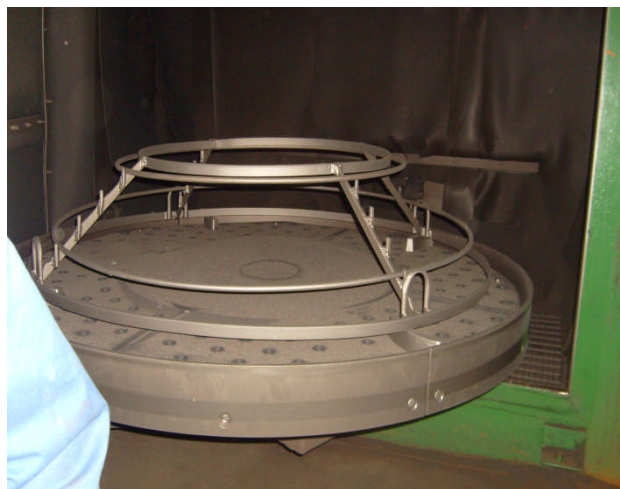


Figure II.1.5 - Grenailleuse

II.1.6 - SCIES MECANIQUES

Pour le découpage des éprouvettes, nous avons utilisé une scie mécanique de Tension T=380V, voir (figure I.6).



Figure II.1.6 - Scie mécanique

Alors que pour le découpage des échantillons pour la dureté, la microdureté et la microstructure, on a utilisé une scie mécanique (Figure I.7) avec les propriétés suivantes

Tension T=380V,

Puissance P=1,5KW,

Poids = 600Kg.



Figure II.1.7 - Scie mécanique

II.1.7 - MEULE MECANIQUE

Cette machine est utilisée pour enlever le sur plus de matière concentré dans la limite de contact entre les deux surfaces des châssis du moule en sable (Figure II.8).



Figure II.1.8 - Meule

II.1.8 - LES TRAITEMENTS THERMIQUES

II.1.8.1 - Four de trempe

C'est un four à résistance électrique, construit en tôle et profilés robustes. Il est isolé avec de la laine d'alumine pour l'isolation thermique et la rendre plus légère. Un contact électrique coupe le circuit de résistances dès l'ouverture de la porte pour éviter au manipulateur toute décharge électrique (Figure II.9).

Le four de trempe possède les caractéristiques suivantes

- ◆ Tension $T=380V$
- ◆ Puissance $P=11KW$
- ◆ La température peut aller jusqu'à $1200^{\circ}C$.



Figure II.1.9 - Four de trempe

II.1.8.2 - Four de revenu

C'est un four à résistance électrique, équipé d'un thermocouple et d'une turbine. Son isolation est réalisée par la laine d'alumine. Il a les caractéristiques suivantes

- ◆ Tension $T=380V$
- ◆ Puissance $P=7KW$
- ◆ La température peut aller jusqu'à $700^{\circ}C$.



Figure II.1.10 - Four de revenu

II.1.9 - LES ESSAIS MECANIQUES

II.1.9.1 - Machine de traction (Figure II.11).

Pour réaliser l'essai de traction nous avons utilisé une machine de traction de type S.K.F, alimentée sous une tension de 220V, ayant une charge maximale de 400KN.



Figure II.1.11 - Machine de traction

II.1.9.2 - Duromètre

L'essai de dureté a été réalisé grâce à un duromètre, ce dernier est muni d'un sélectionneur de charge, une table sur laquelle on pose l'éprouvette 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=50Hz



Figure II.1.12 - Duromètre

II.1.9.3 – Microdureté

Pour la microdureté, on a utilisé l'essai Vickers avec un pénétrateur de forme pyramidale à base carrée d'angle au sommet de 136° avec une charge de 50g. Les résultats du diamètre de l'empreinte ainsi que sa microdureté seront affichés automatiquement par la microduromètre



Fig. II.1.13 - Microduromètre

II.1.9.4 - Principe de l'essai de résilience

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

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



Fig. II.1.14 - Pendule de Charpy

II.1.10 - ESSAIS D'ULTRASON



Fig. II.1.15 – Appareil de mesure d'ultrason

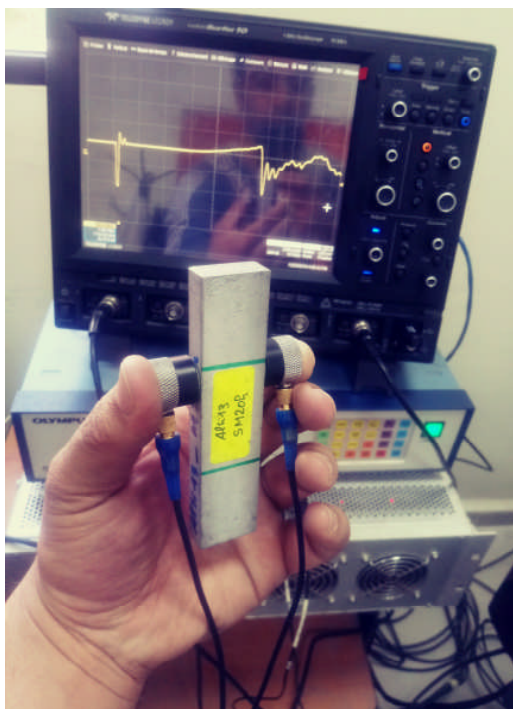


Fig. II.1.16 – mesure en largeur



Fig. II.1.17 – mesure en épaisseur

II.1.11 - MICROSCOPIE

II.1.11.1 - Les polisseuses

Polisseuses à un disque de type - (a) « Struers » alimentée sous une tension de 220 V.

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

Polisseuse à deux disques - (b) de type « Struers » alimentée sous une tension de 220 V et munie d'un dispositif d'arrosage.



(a) - Polisseuse à un disque



(b) - Polisseuse à deux disques

Figure II.1.18 - Polisseuses

II.1.11.2 - Microscope optique

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

On a utilisé un microscope optique universel de type ZEISS, alimenté sous une tension de 220V avec une fréquence de 50 Hz et une puissance de 100W. Il est muni d'un appareil-photo automatique, ayant un pouvoir de résolution allant de 50 à 1000 fois (Figure I. 14)

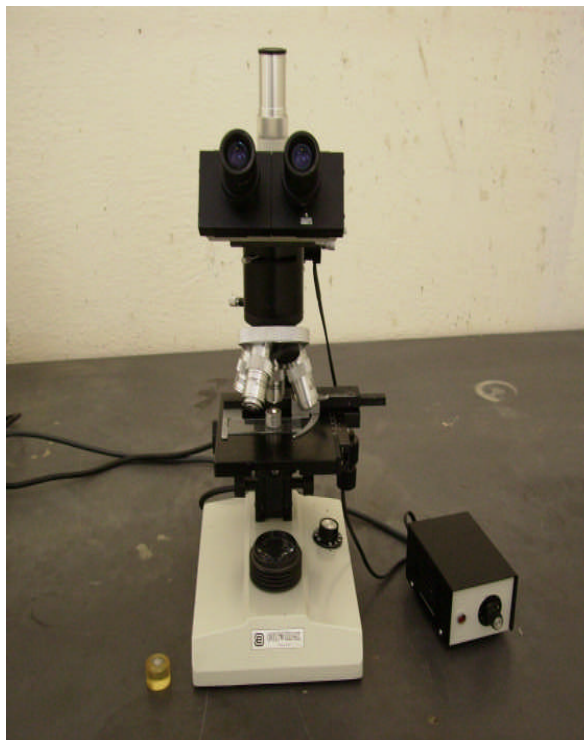


Figure II.1.19 - Microscope optique

II.1.11.3 - Microscope électronique à balayage : est un microscope environnemental de type ESEMXL 30 de marque Philips d'un EDAX pour microanalyse X par dispersion d'énergie.



Fig. II.1.20 - Microscope électronique à balayage (MEB)

CHAPITRE II.2 - METHODE EXPERIMENTALE ET ELABORATION

MATERIAU ET MODES OPERATOIRES

Dans ce qui suit, nous vous présentons les techniques expérimentales que nous avons utilisé pour caractériser le matériau ayant subi un tracement de maturation à

- Brut de coulée (état de référence),
- Une maturation de 0 heure,
- Une maturation de 6 heures,
- Une maturation de 12 heures,
- Une maturation de 18 heures,
- Une maturation de 24 heures.

Le mode d'élaboration est la coulée en sable.

II.2.1 - MATERIAU ETUDIE

Le matériau étudié est fourni par S.N.V.I. Il s'agit d'un alliage à base d'aluminium contenant respectivement 13% de silicium en pourcentage massique et quelques traces d'impuretés.

Sa composition chimique est donnée par le tableau ci- après

Eléments	Fe	Si	Cu	Zn	Mg	Mn	Ni	Pb	Sn	Ti	Co
(%) NFA57-702	≤ 0,7	11 ÷ 13,5	≤ 0,1	≤ 0,15	≤ 0,1	≤ 0,3	≤ 0,05	≤ 0,1	≤ 0,05	≤ 0,15	≤ 0,2
(%) SNVI	0,64	12	trace	-	0,08	0,31	-	-	-	-	-

Tableau II.2.1 - Composition chimique de l'alliage étudié

Eléments chimiques	Fe	Si	Cu	Zn	Mg	Mn	Ni	Pb	Sn	Ti	Co
(%) NFA57-702	0,4÷0,65	12,5÷13,5	≤0,05	≤0,1	≤0,05	≤0,1	≤0,05	≤0,05	≤0,05	≤0,1	≤0,1

Tableau. II.2.2 - Composition des lingots **AlSi13**, livrés par l'Aluminium Français.

II.2.2 - ELABORATION DU MATERIAU ETUDIE

II.2.2.1 - La fusion

Après avoir chauffé le four, on introduit des lingots du métal à fusionner l'un après l'autre. Le bain de fusion n'est pas composé de lingots neufs seulement, mais il contient également une quantité de retour. Le retour est représenté par le système de coulée après ébarbage et les pièces rebutées. Le lit de fusion est composé de 50% de lingots neufs et 50% de retour de l'alliage eutectique AlSi13.

II.2.2.2 - Dégazage

Après la fusion totale du métal, à environ 700°C, on introduit dans le bain deux pastilles de DEGAZER 701 SM, afin de dégager les gaz présent dans le four ; la dose d'emploi est environ 0,25% de la charge totale. Ce produit joue aussi le rôle de désoxydant.

II.2.2.3 - L'affinage

Après avoir dégazé et décrassé la surface du bain, on procède à l'affinage qui se fait à une température de 750°C environ, en suivant les étapes suivantes

- Introduire 1% d'une poudre appelée « COVERAL 36 A »,
- Attendre 10 à 15 minutes,
- Verser la poudre B, puis décrasser une deuxième fois la surface du bain,
- Introduire 1,5 à 2% de poudre « COVERAL 55 », pour la protection du bain et décrasser.

II.2.2.4 - La coulée

La coulée des éprouvettes a été faite à une température de 740°C. Pour réussir la coulée, on doit remplir totalement le moule en une seule fois jusqu'à ce que le métal remonte par les masselottes et à fleur de la partie supérieure du moule.

II.2.2.5 - Moulage sable

On pose deux châssis sur deux plaques modèles saupoudrées d'une poudre appelée « noir minéral », puis on remplit les deux châssis de sable de moulage. Ce dernier est un mélange de silice, 10% d'argile et 4% d'eau. Après avoir bien serré le sable sur l'empreinte, on ferme le moule qui est prêt à la coulée du métal liquide.

II.2.3 - TRAITEMENTS THERMIQUES

Avant de commencer le traitement, on prélève 5 éprouvettes de sable qui vont rester sans traitement thermique (brute de coulée désignées par F). Les autres éprouvettes vont subir le traitement thermique suivant

Traitement d'homogénéisation, il se fait dans un four de trempe à une température de 540°C et un maintien de 10h. Tout de suite, après avoir sortie les éprouvettes du four, elles sont plongées dans un bac d'eau à température ambiante à (20- 25) °C (le refroidissement lors des revenus qui suivent le recuit d'homogénéisation se fait à l'air libre pendant un temps (T). ces revenus se fait à la température d 160 °C pendant 0h,6h,12h,18h,24h respectivement pour les éprouvettes E0,E6,E12,E18,E24

Cycle thermique

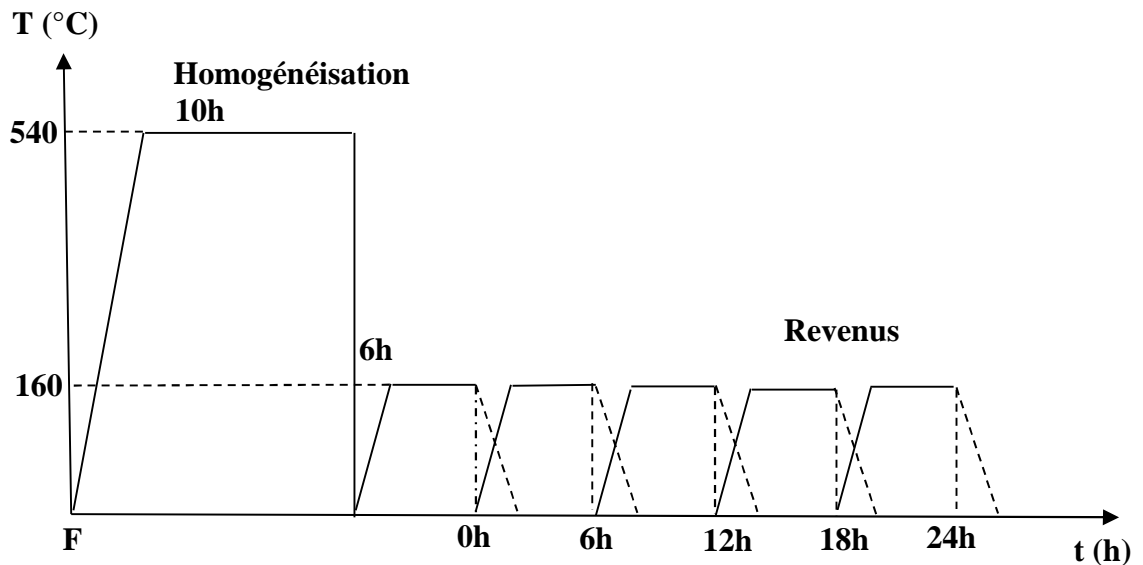


Figure II.2.1 - Cycle Thermique

II.2.4 - ESSAIS MECANIQUES

Nous avons effectué deux essais mécaniques ; la dureté et la traction.

II.2.4.1 - Essais de traction

Les éprouvettes sont solidement maintenues par leurs têtes à l'aide des deux mâchoires (mors) de la machine de traction, 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.

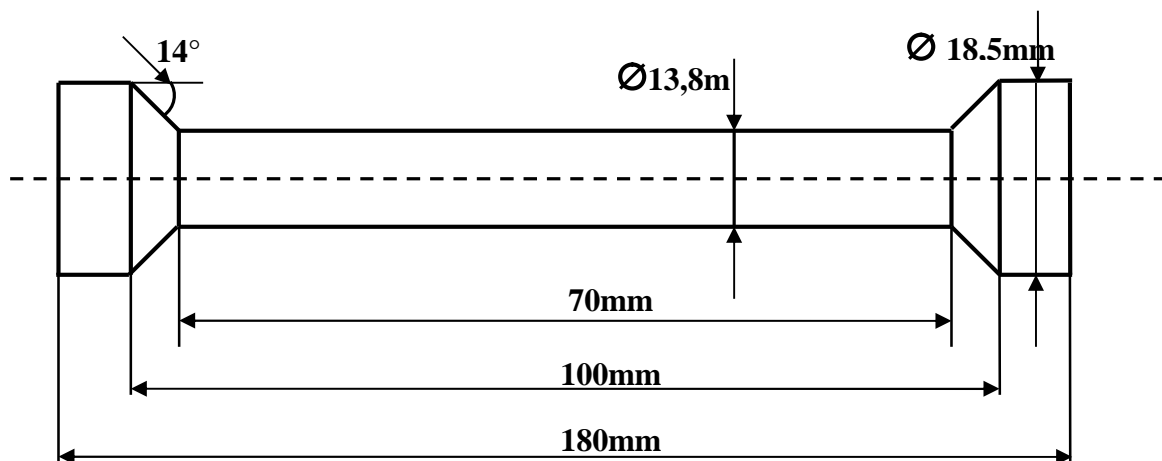


Fig. II.2.2 - Formes et dimensions des éprouvettes de traction coulées en sable

II.2.4.2 - Essais de dureté

Dans ce travail on a choisi l'essai Brinell. Le diamètre de la bille égal à 2,5mm, sous une charge de 60 kgf. Après quelques minutes on mesure le diamètre de l'empreinte grâce à une règle, puis on lit la valeur de la dureté correspondante au diamètre.

La forme des échantillons utilisés lors des essais est présentée par la figure 2.9.

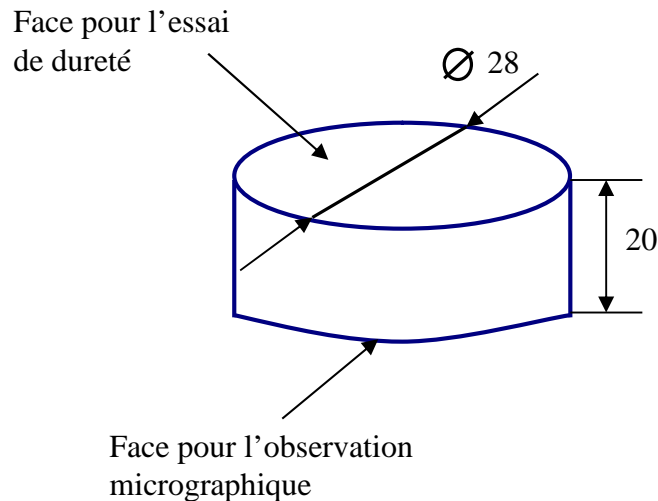


Figure II.2.3 - échantillon pour l'essai de dureté et pour l'observation micrographique.

II.2.4.3 – Essais de microdureté

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. Les variations de microdureté avec les traitements thermiques peuvent-être déterminées à l'aide de la formule :

$$H_v = 1854.4 P/d^2$$

Où, P est la charge appliquée (gf) et d longueur moyenne des diagonales de l'empreinte (μ m).

Dans notre cas les mesures de microdureté ont été effectuées sur 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.2.4.4 - Essais de résilience

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

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

$$K = W/S$$

K(J/cm²) – coefficient de la résilience au choc, W(J) - énergie absorbée par la rupture, S(cm²) - section droite de l'entaille

II.2.5 - EXAMEN MICROGRAPHIQUE

II.2.5.1 - Préparation des surfaces

Les échantillons sont découpés des éprouvettes de traction, à la 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 fait 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 des très fines rayures invisibles à l'œil nu qui disparaîtront dans la dernière phase. Les granulométries des papiers utilisés sont P600, P800, P1200.

➤ Finissage

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.2.5.2 - Attaque chimique

Pour faire apparaître les joints de grains, on utilise une solution d'attaque au chlorure de zinc préparé comme suit :

On pèse 5 gramme d'NaOH dans une fiole, on ajoute un gramme de $ZnCl_2$ puis on ajoute 100 ml d'eau. Après agitation la solution d'attaque est fin prête pour l'utilisation.

II.2.5.3 - Microscopie

II.2.5.3.1 - 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.2.5.3.2 - 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 F, 0h, 6h, 12h, 18h et 24h afin de faciliter l'interprétation des résultats. Pour chaque échantillon observé, on a pris des photos de différentes échelles.

Partie III

Résultats et interprétation
76-104

CHAPITRE III.1 - DETERMINATION DES PROPRIETES MECANQUES MOYENNES PAR L'ESSAI DESTRUCTIF DE TRACTION DE L'ALLIAGE DE FONDERIE AISi13 COULE EN SABLE

III.1.1 - INTRODUCTION

L'étude porte sur l'effet de la variation du temps de revenu des pièces métalliques destinées aux différentes réalisations de la SNVI (Unité Fonderie Aluminium de Rouïba) sur l'évolution des propriétés de traction, la dureté, la micro dureté, la résilience et la microstructure de l'alliage de fonderie de désignation chimique $AlSi_{13}$ et numérique 44000. L'ajout de 13% de silicium à la matrice de l'aluminium permet d'une part une très bonne coulabilité de l'alliage eutectique, est d'autre part le principal agent d'amélioration des caractéristiques mécaniques en plus du durcissement structural spécifique qui fait apparaître des précipités de différents genres qui entravent le mouvement de dislocations.

Cet alliage contient 13% de silicium qui lui confère de très bonnes propriétés de mise en œuvre en fonderie (coulabilité moyenne, faible contraction volumétrique à la solidification, diminution du retrait à l'état solide et du coefficient de dilatation.). Il est utilisé pour des pièces de formes complexes, à exigences de tenues mécaniques moyennes et dont les épaisseurs sont très faibles (~ 1 mm).

La caractérisation mécanique revêt une importance capitale pour le dimensionnement de différentes pièces métalliques soumises aux efforts extérieurs variés constituant divers mécanismes en mouvement composant un dispositif mécanique. Le concepteur ne peut donc ni calculer, ni dimensionner ces pièces sans identifier et chiffrer leurs caractéristiques. Pour les déterminer, on reproduit ces sollicitations à l'aide d'essais statiques ou dynamiques, généralement effectués sur des éprouvettes normalisées. Pour cela cinq techniques sont utilisées; à savoir: la traction pour identifier les différentes contraintes, la dureté et la microdureté pour le champ de contraintes, la résilience pour la fragilité et le mode de rupture et la microscopie pour identifier les différentes structures.

Dans notre contribution nous nous sommes intéressées à l'étude de l'influence aussi bien du mode d'élaboration en sable par coulée par gravité que des traitements thermiques de modification de la microstructure par chauffage, mise en solution avec homogénéisation, de

trempe structurale et par variation du temps de revenu par incrément de 6h notées M0h, M6h, M12h, M18h et M24h sur les caractéristiques de résistances, de ductilité et structurales de l'alliage eutectique AlSi13.

Pour chercher à augmenter plus les caractéristiques de résistances et obtenir essentiellement de grandes contraintes d'élasticité, de grands modules de rigidité avec de faibles déformations, l'alliage eutectique AlSi13 est soumis aux traitements spécifiques ci-dessus.

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

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

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

L'étude des courbes précédemment citées nous a permis de déterminer les caractéristiques mécaniques de chaque état du mode de coulée en sable, les Fig.III. [3 – 14], représentent ces différents résultats obtenus au cours de notre étude pour les différentes propriétés mécaniques de notre alliage AlSi13.

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

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

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

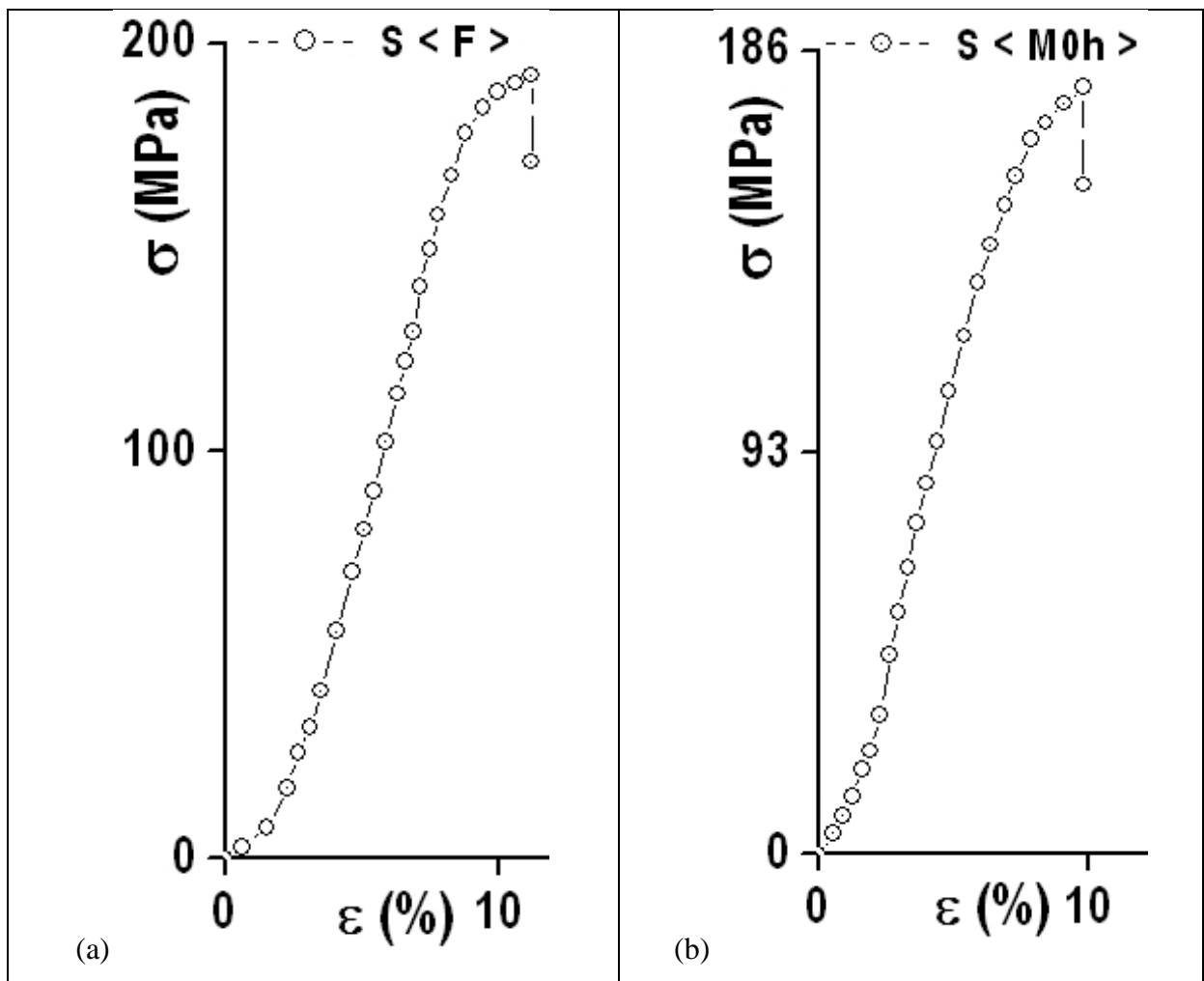
III.1.2 - INFLUENCE DE REVENU SUR LES PROPRIETES DE TRACTION DE L'EUTECTIQUE AlSi13

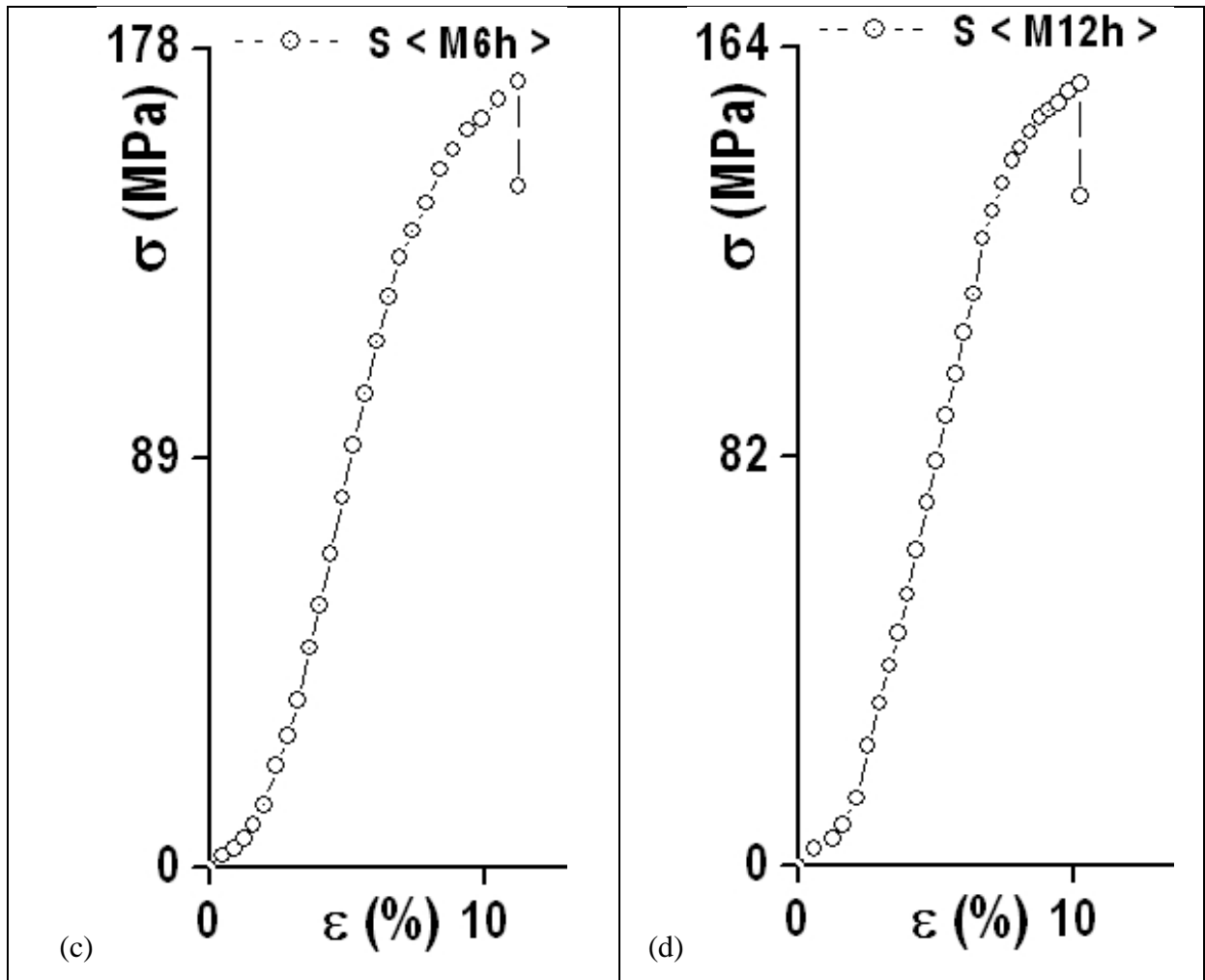
Les caractéristiques mécaniques des matériaux sont des paramètres très importants lors de la conception des éléments entrant dans diverses réalisations soumises à des efforts extérieurs en général et mécaniques en particulier. En effet, la limite élastique fixe le seuil admissible à

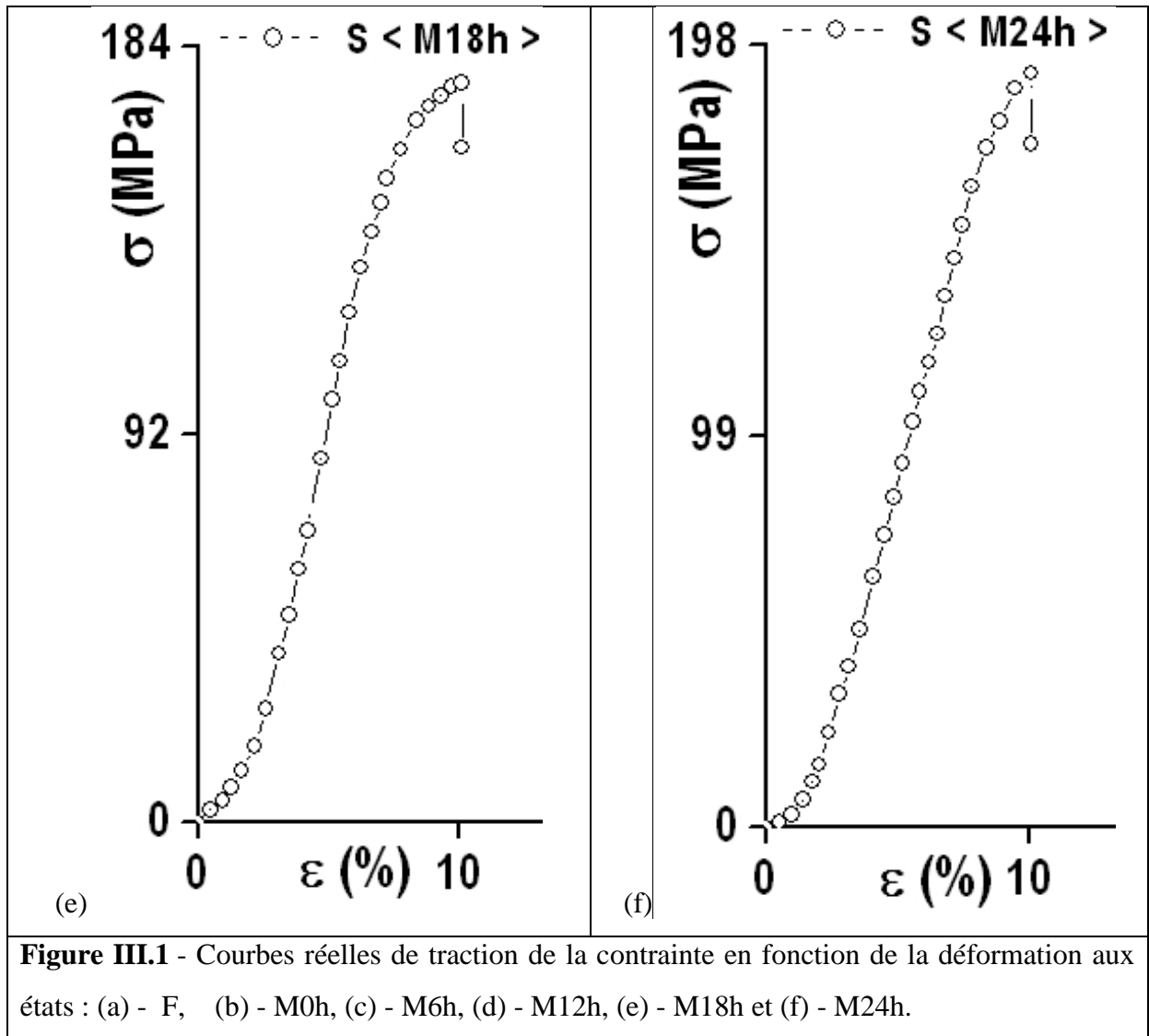
ne pas dépasser pour éviter aux pièces réalisées de franchir le domaine de la déformation réversible à celui de la déformation permanente); l'élongation et la charge à la rupture nous renseignent respectivement sur la limite de déformabilité des matériaux destinés à subir des modifications géométriques et l'estimation de la résistance du matériau au-delà de laquelle ce dernier amorce son entrée dans la phase de la rupture.

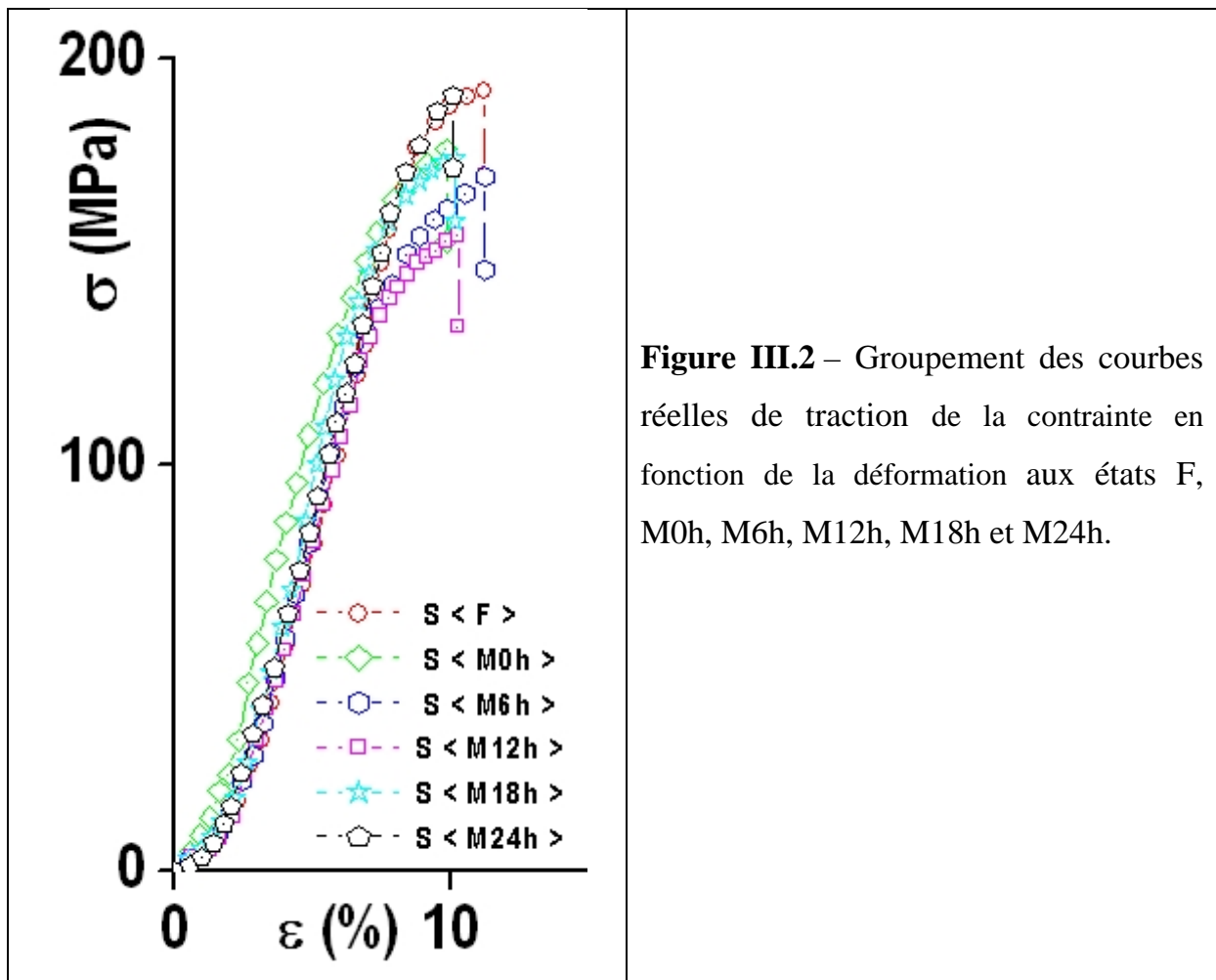
III.1.2.1 – propriétés de résistances

III.1.2.1.1 - Courbes moyennes de la contrainte en fonction de la déformation de l'alliage eutectique AlSi13 coulé en sable







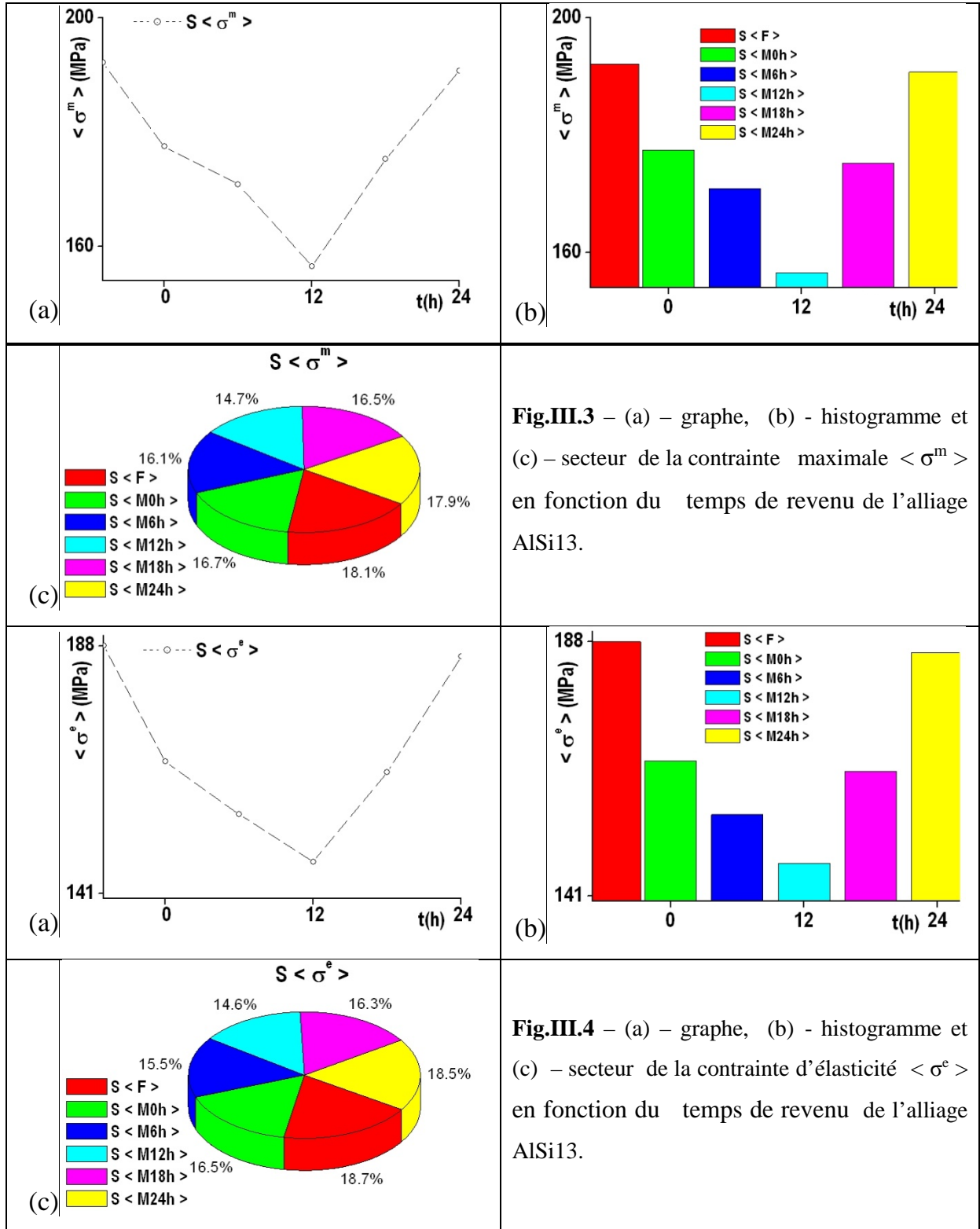


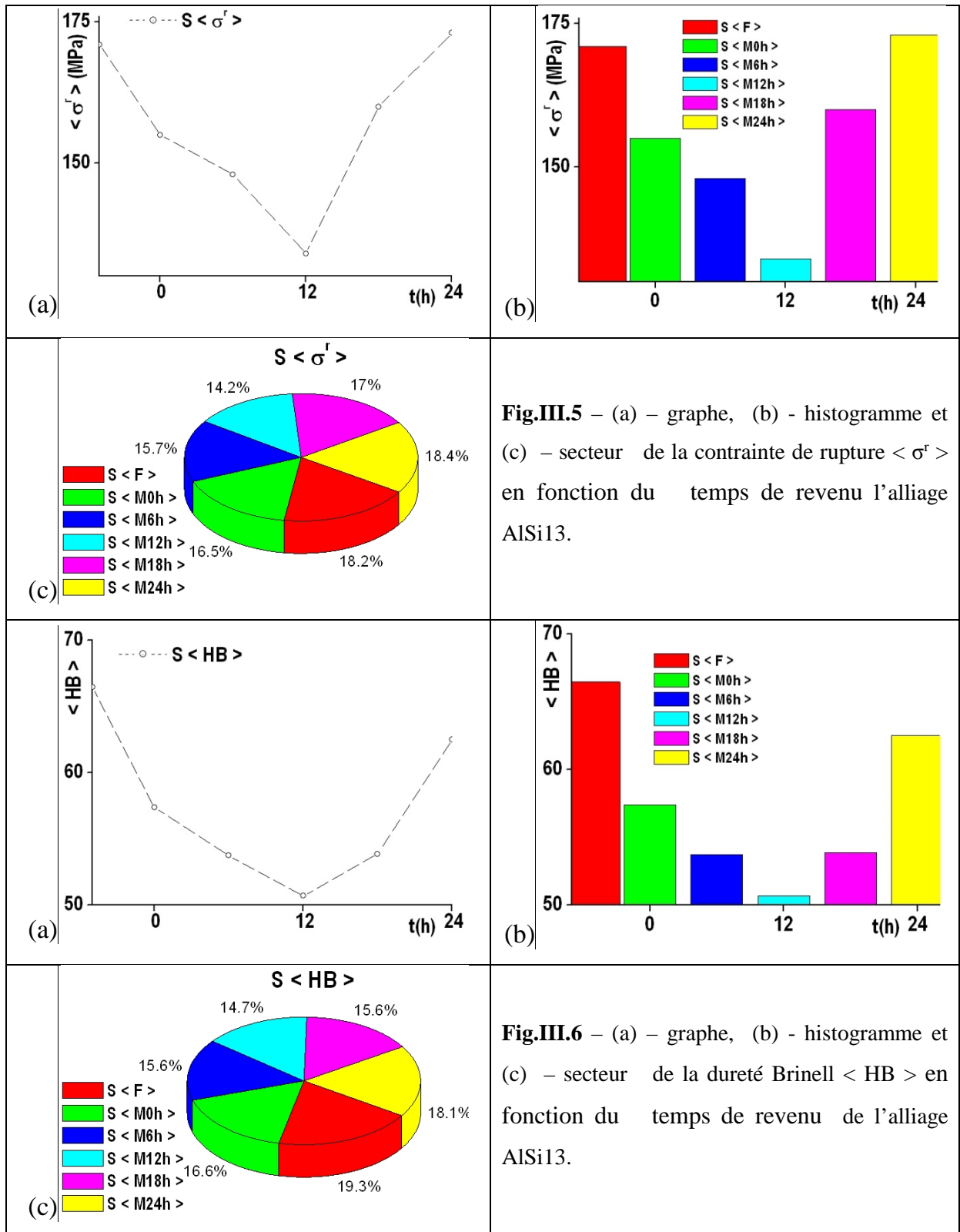
Les courbes moyennes des différents états de la coulée en sable, nous ont permis de déterminer les caractéristiques mécaniques de l'alliage AlSi13

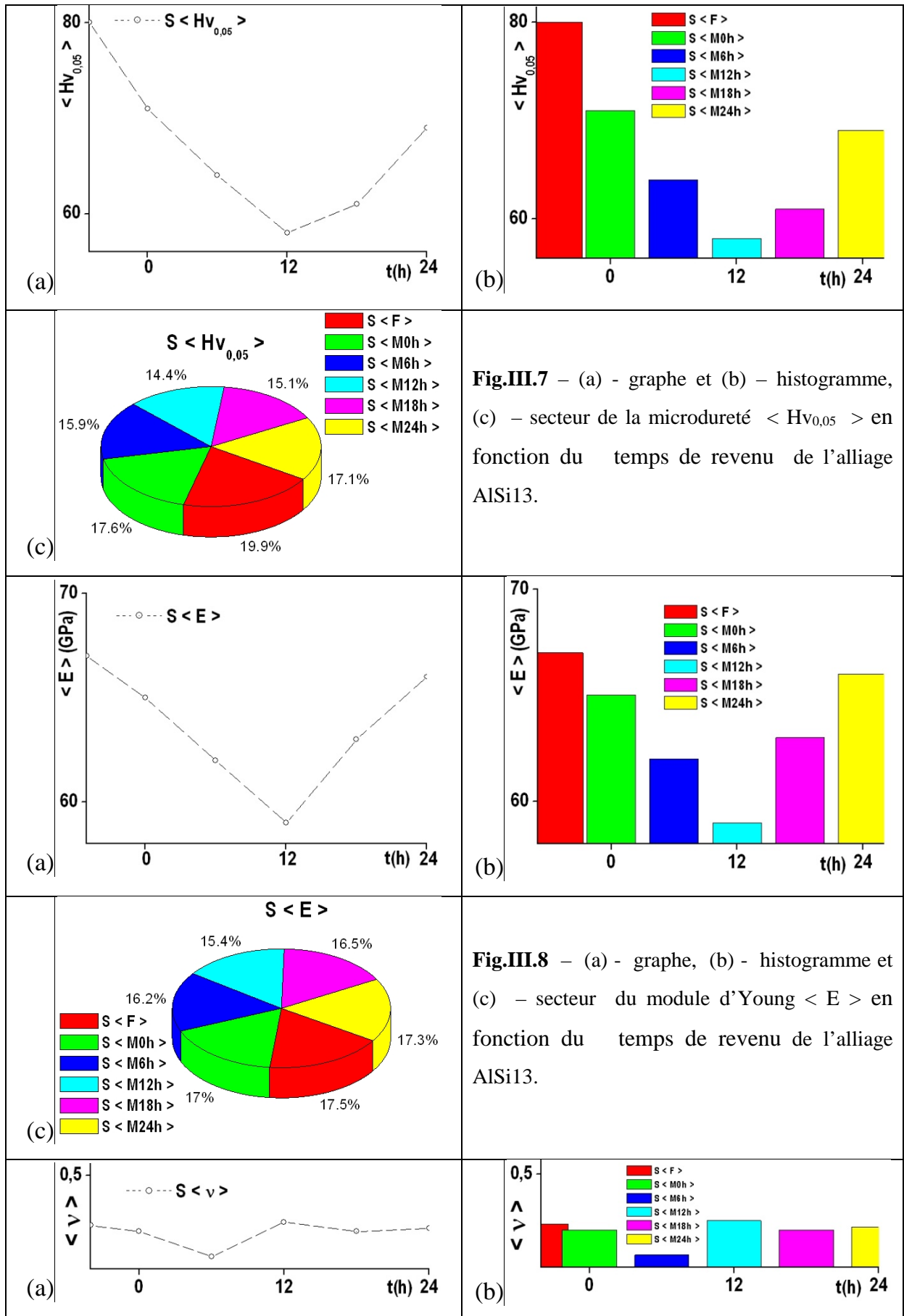
A partir des valeurs rapportées, nous avons procédé au calcul de toutes les caractéristiques mécaniques moyennes considérées.

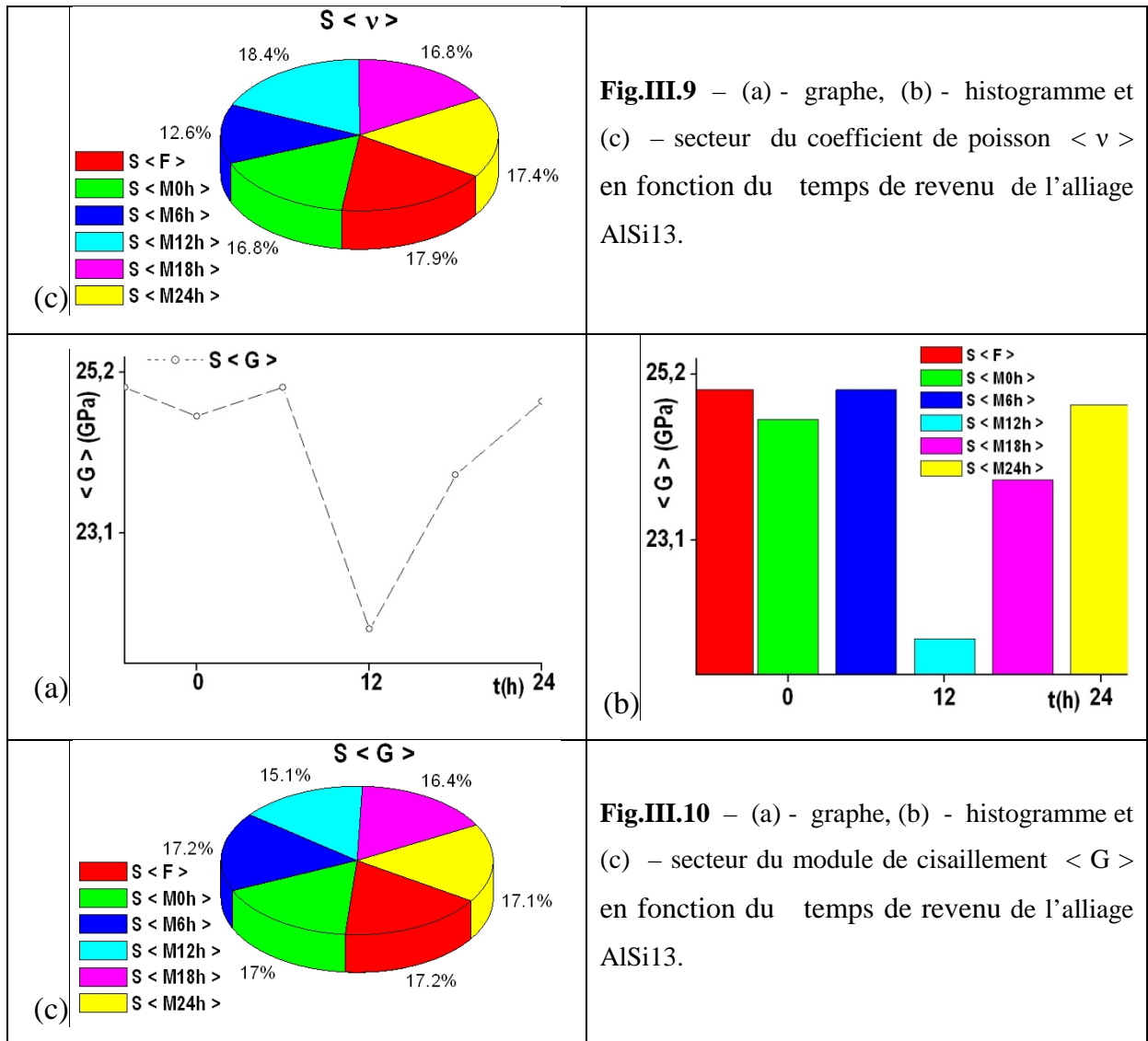
Les Fig.III. [3 – 14] représentent respectivement l'évolution de la limite moyenne élastique, de la contrainte moyenne maximale, de la contrainte moyenne à la rupture, de la dureté Brinell moyenne, de la microdureté moyenne, du module d'Young moyen, du coefficient de poisson moyen, du module de cisaillement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

III.1.2.1.2 - Propriétés mécaniques moyennes de l'alliage AlSi13 coulé en sable en fonction du temps de revenu aux états brut de coulée: F et revenu notés: < M0h >, < M6h >, < M12h >, < M18h > et < M24h >

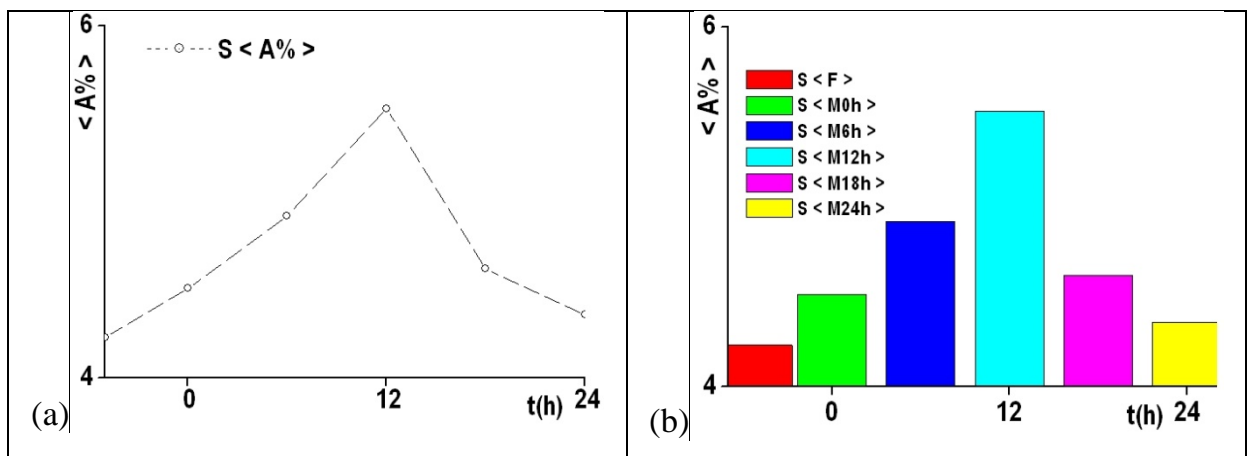


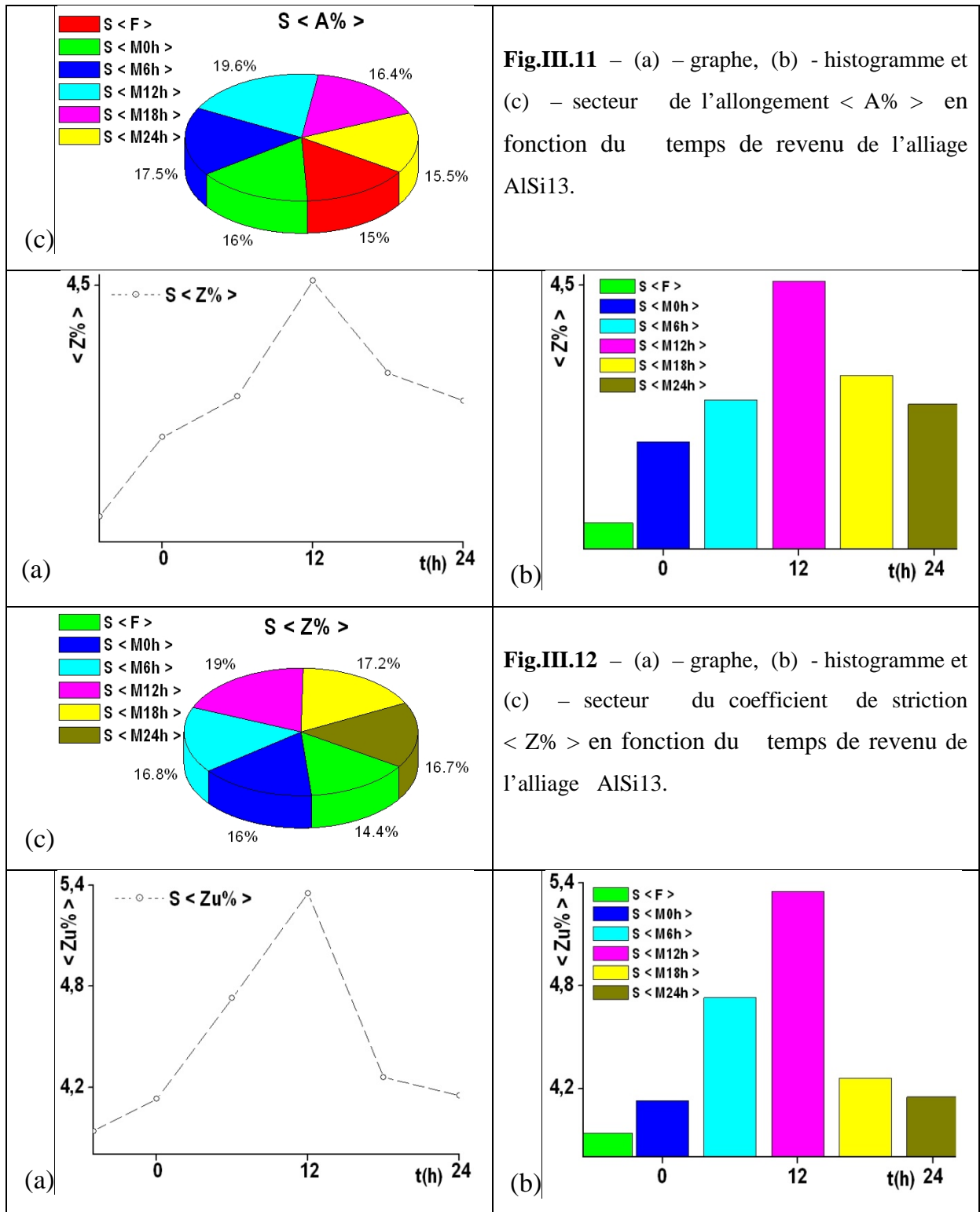


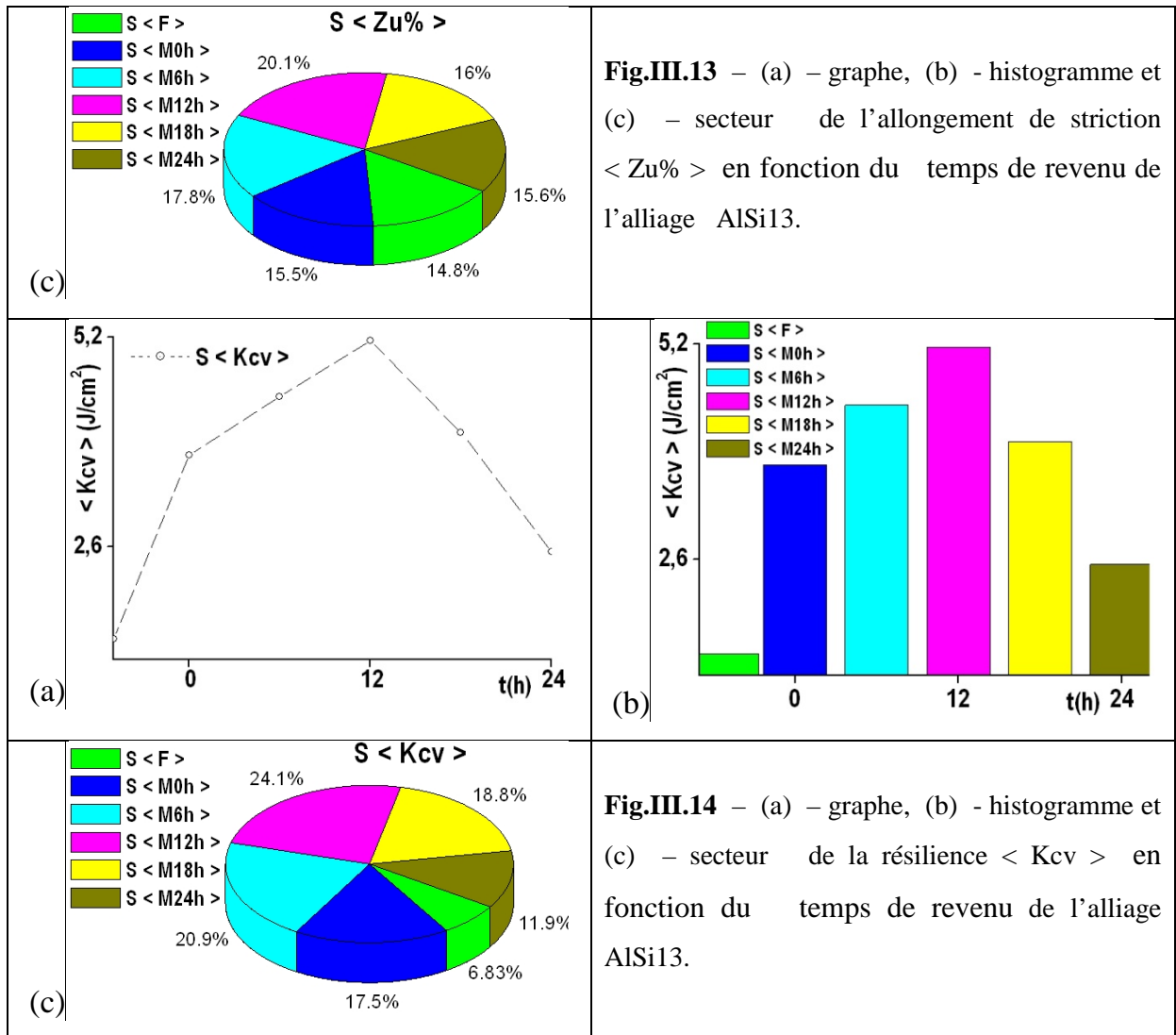




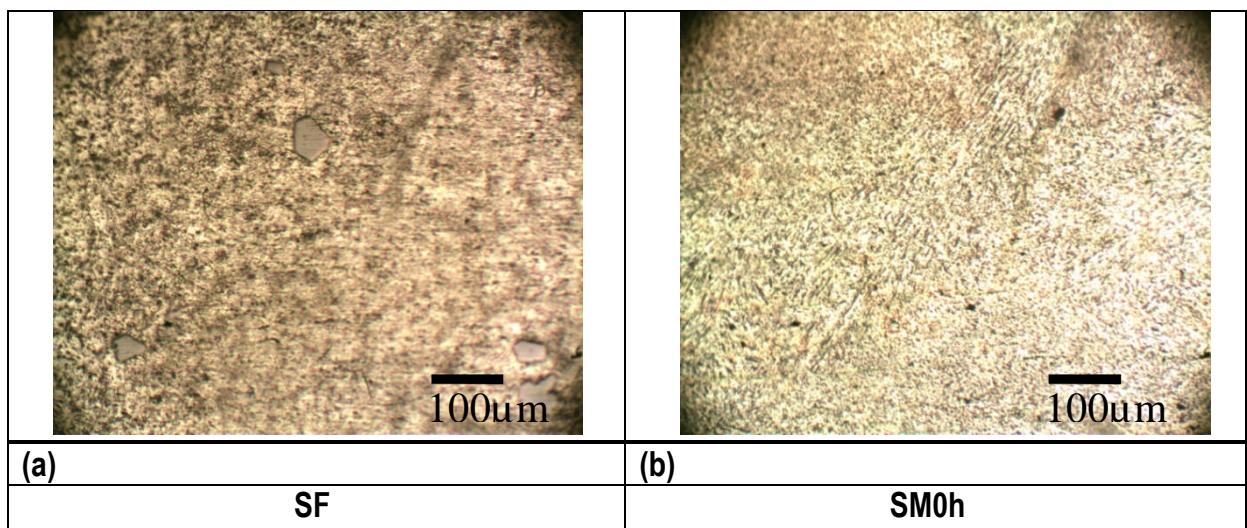
III.1.2.2 – Caractéristiques de ductilité

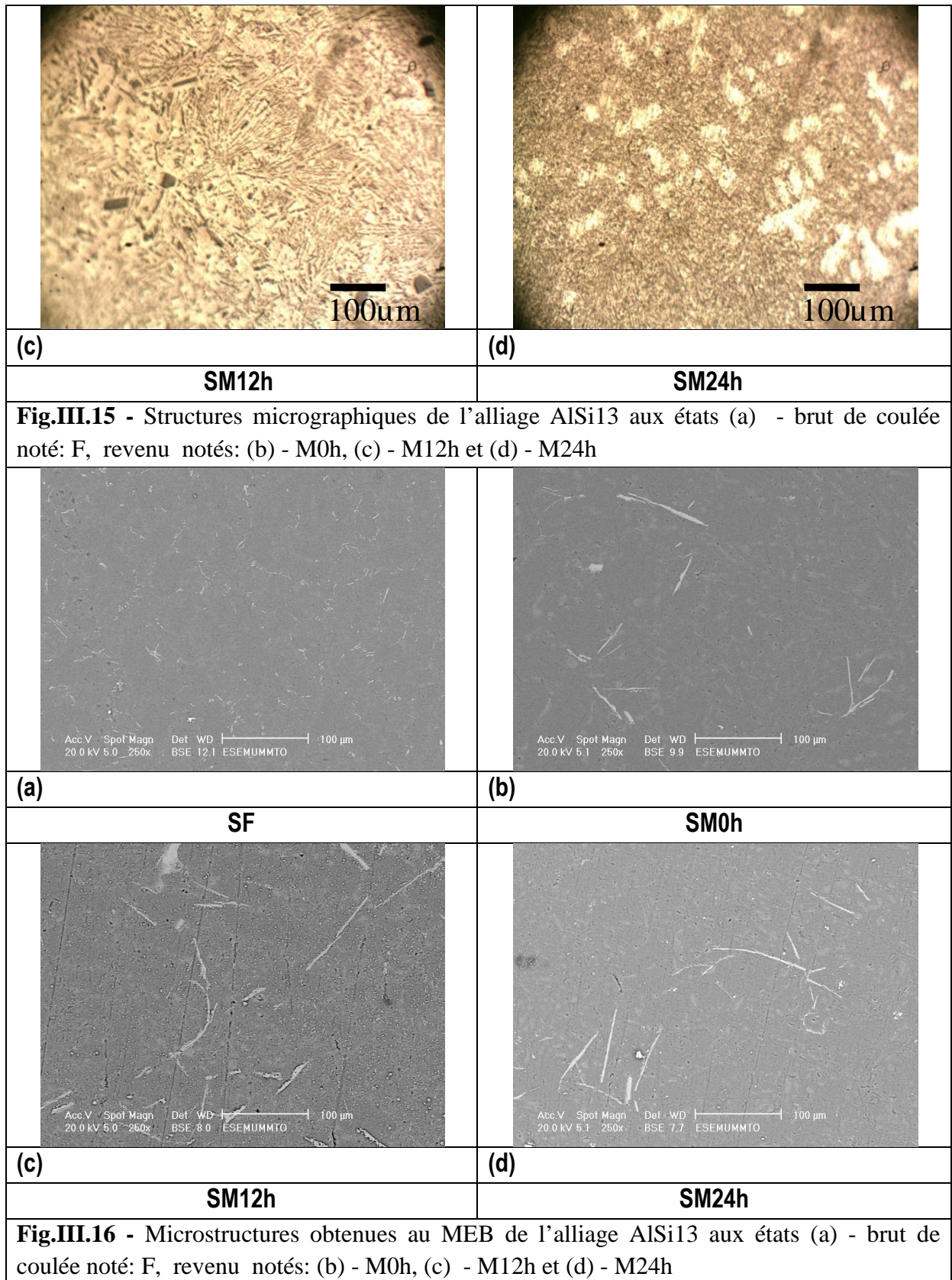


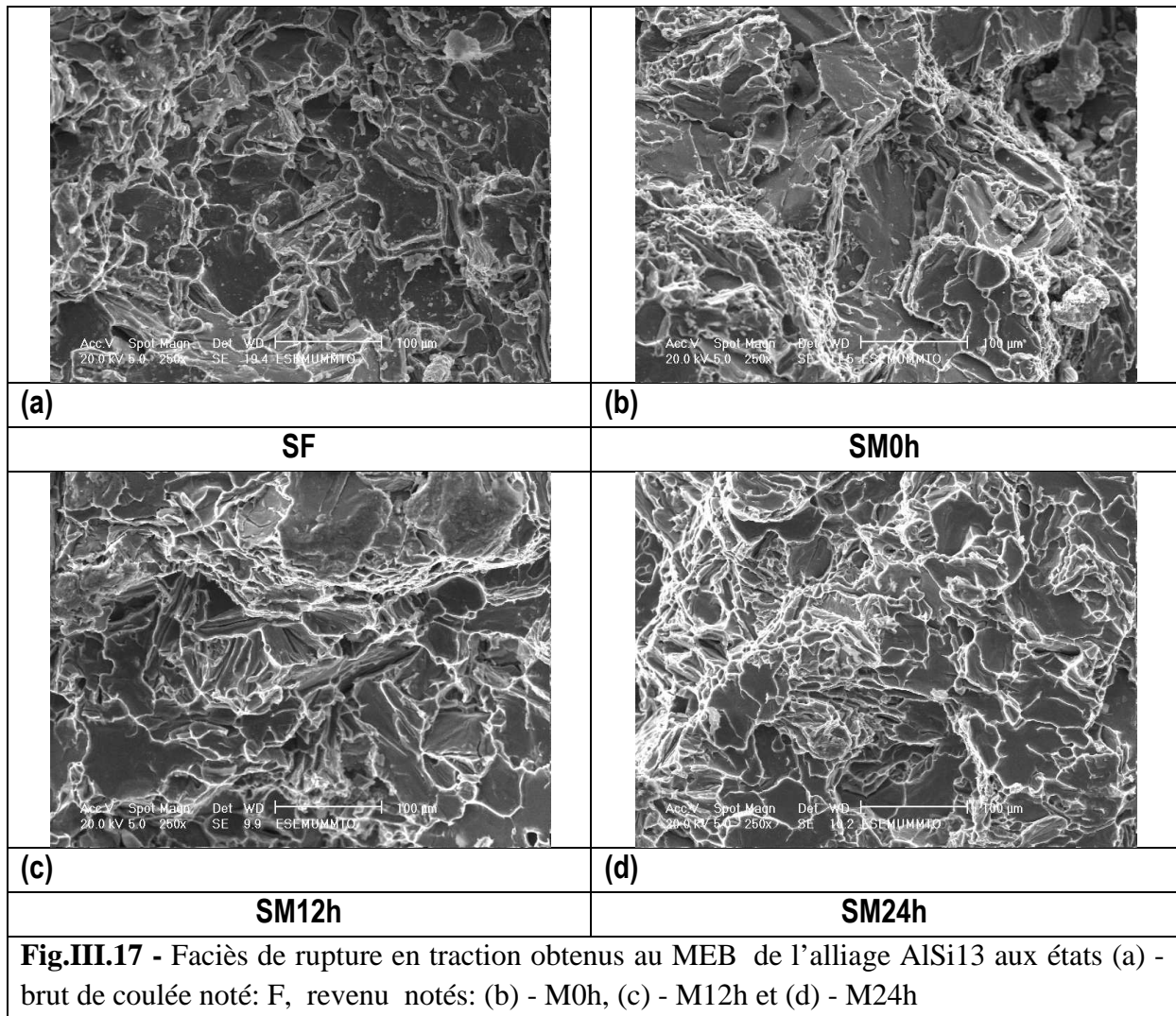




III.1.2.3 – Microstructures de l’alliage de fonderie als13 coule en sable







III.1.2.4 – Interprétation des microstructures

A l'état brut de coulée l'alliage étudié AlSi13 renferme généralement des dendrites formées après solidification dans lesquelles la distribution du seul élément d'addition « Si » est non uniforme et ce dernier apparaît sous forme de plaquettes épaisses orientées au hasard (Fig.III.15.a); la figure révèle également la diminution des particules Si, suite à leur fragmentation et à leur sphéroïdisation. Après trempe on remarque un certain raffinement dans la microstructure provoqué par le refroidissement rapide, (Fig.III.15.b). Après traitement de revenu à 160°C, nous pouvons observer l'apparition de phases intermétalliques riche en Fe.

III.1.2.5 – Interprétation et discussion

Sur les courbes réelles de traction, on observe que la courbe moyenne de l'état S<F> est en dessus de toutes les courbes des autres états (Fig.III.1.f) et que les propriétés mécaniques de résistance extrinsèques qui sont la résistance maximale à la traction $\langle \sigma^m \rangle$, la limite élastique $\langle \sigma^e \rangle$, la résistance à la rupture $\langle \sigma^r \rangle$, la dureté $\langle HB \rangle$ et la microdureté $\langle Hv_{0,05} \rangle$ décroissent respectivement de l'état brut de coulée : S<F> pour atteindre une valeur minimale à l'état S<M12h> pour ensuite croître jusqu'à S<M24h> et ainsi approcher les valeurs de S<F> sans les atteindre, sauf pour la résistance à la rupture qui connaît une légère augmentation par rapport à l'état S<F> (Fig.3,4,5,6,7). Par contre, les propriétés mécaniques de ductilité extrinsèques qui sont l'allongement en pourcentage $\langle A\% \rangle$, le coefficient de striction $\langle Z\% \rangle$, l'allongement à la striction $\langle Zu\% \rangle$ et la résilience $\langle Kcv \rangle$ croissent respectivement de l'état brut de coulée : S<F> jusqu'à l'état S<M12h> pour enfin décroître jusqu'à S<M24h> (Fig.III.11, 12, 13,14).

Pour les propriétés mécaniques intrinsèques qui sont le coefficient de Poisson $\langle \nu \rangle$, le module de cisaillement $\langle G \rangle$ et le module d'Young $\langle E \rangle$, on constate qu'il y'a une légère variation. Il ressort que les valeurs de la résistance à la rupture, la résistance à la traction, la limite d'élasticité, la microdureté et la dureté de Brinell de l'alliage à l'état brut de coulée noté : S<F> sont supérieures à celles des états.

Influence des traitements thermiques

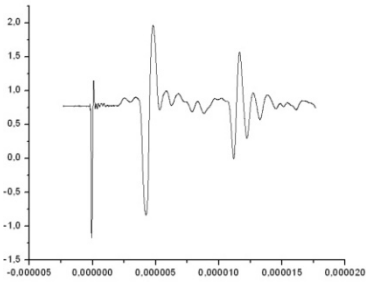
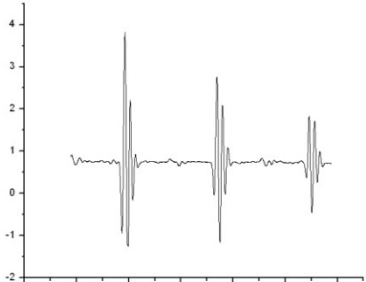
La trempe ayant pour but de maintenir les éléments durcissables en solution métastable, engendre à l'intérieur de l'alliage, un champ de contraintes résiduelles constituées d'un système équilibré de compression en surface et de tension au cœur de l'alliage [8,47]. L'origine principale de ces contraintes réside dans le gradient thermique entre les différentes couches des alliages au cours du refroidissement rapide [8, 47,48]. Les microstructures obtenues après la trempe de l'alliage AlSi13 présentées dans la Fig. (III.15.b) montre un raffinement de la microstructure par rapport à l'état brut de coulée sur la Fig. (III.15.a). Ce raffinement n'a pas été suffisant pour la formation d'un très grand nombre d'interfaces, ce qui a entraîné une diminution de la microdureté, voir la Fig. (III.7); sachant que chaque interface est susceptible de constituer une entrave au mouvement des dislocations. Après revenu on a constaté une chute de la limite élastique, de la résistance à la traction et à la rupture, de la microdureté et de la dureté Brinell de l'état brut de coulée jusqu'à l'état S < M12h >, ensuite

elles croissent jusqu'à l'état S < M24h >, contrairement aux caractéristiques de striction. L'amélioration des propriétés mécaniques des alliages AlSi13 après le revenu est faible. Ce comportement est attribué à l'absence totale ou à une très faible quantité négligeable de certains composants chimiques comme le Mg et le Cu dans cet alliage. En effet, la quantité de Mg et de Cu est très insuffisante, voir inexistante par rapport au seuil minimal qui doit provoquer la formation de précipités qui entravent le mouvement des dislocations; ce qui permet d'expliquer l'amélioration des propriétés mécaniques.

CONCLUSION

Les résultats obtenus nous montrent que toutes les caractéristiques de résistance du matériau sont maximales à l'état de brut de coulée noté: S < F > quels que soient les états considérés, néanmoins, on a constaté une augmentation des propriétés de résistance à l'état S < M24h > au détriment de la ductilité sans pour autant avoir une amélioration par rapport à l'état brut de coulée, ce qui nous confirme que les traitements thermiques effectués sur ce type d'alliage n'ont aucun impact, donc nous recommandons l'utilisation de cette alliage directement à l'état brut de coulée sans traitement thermique et nous préconisons à l'avenir d'autres investigations, une augmentation des temps de revenu au-delà de 24 heures.

III.2 - DETERMINATION DES PROPRIETES ELASTIQUES MOYENNES PAR ULTRASON DE L'ALLIAGE DE FONDERIE AISi13 COULE EN SABLE

Caractéristiques	Dimensions	Signaux	
Etats		Transversaux	Longitudinaux
F	épaisseur e = 12 mm		

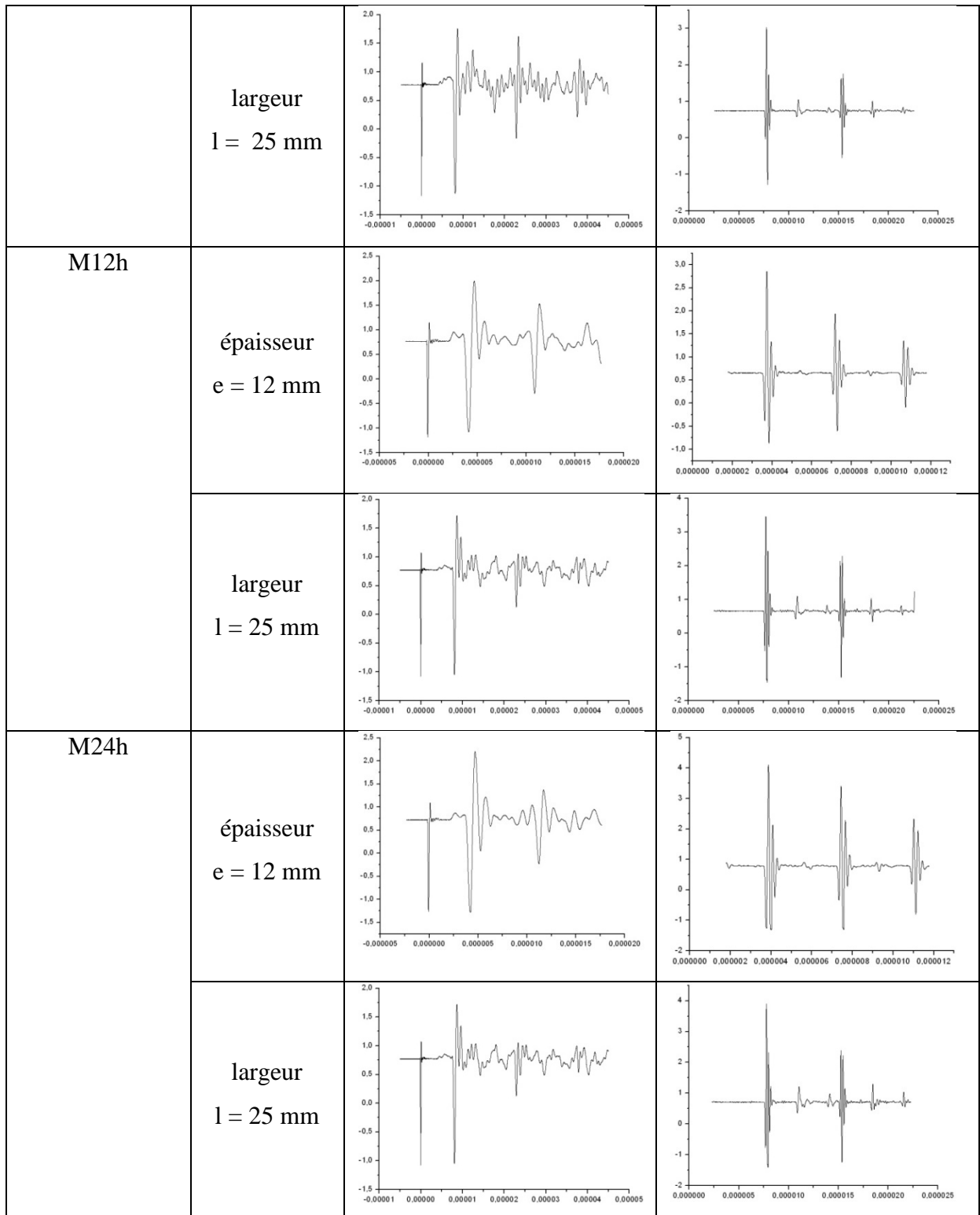


Figure.III.18 - Signaux enregistrés sur les éprouvettes prismatiques d'ultrason d'épaisseur ($e = \text{mm}$) et de largeur ($l = \text{mm}$) de l'alliage AlSi13 aux états brut de coulée: F et revenu notés: < M12h > et < M24h >.

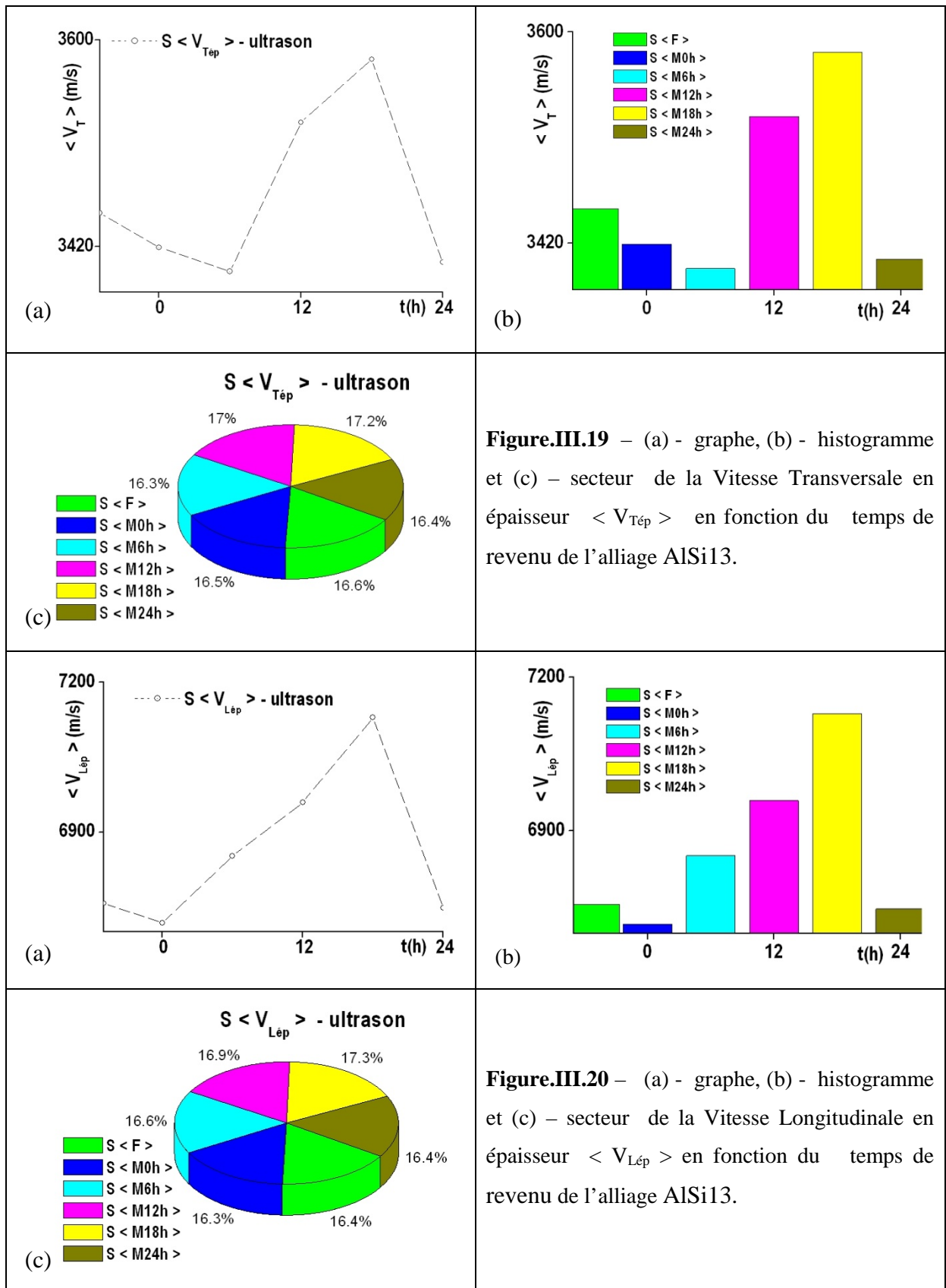


Figure.III.19 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la Vitesse Transversale en épaisseur $\langle V_{Tép} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l’alliage AlSi13.

Figure.III.20 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la Vitesse Longitudinale en épaisseur $\langle V_{Lép} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l’alliage AlSi13.

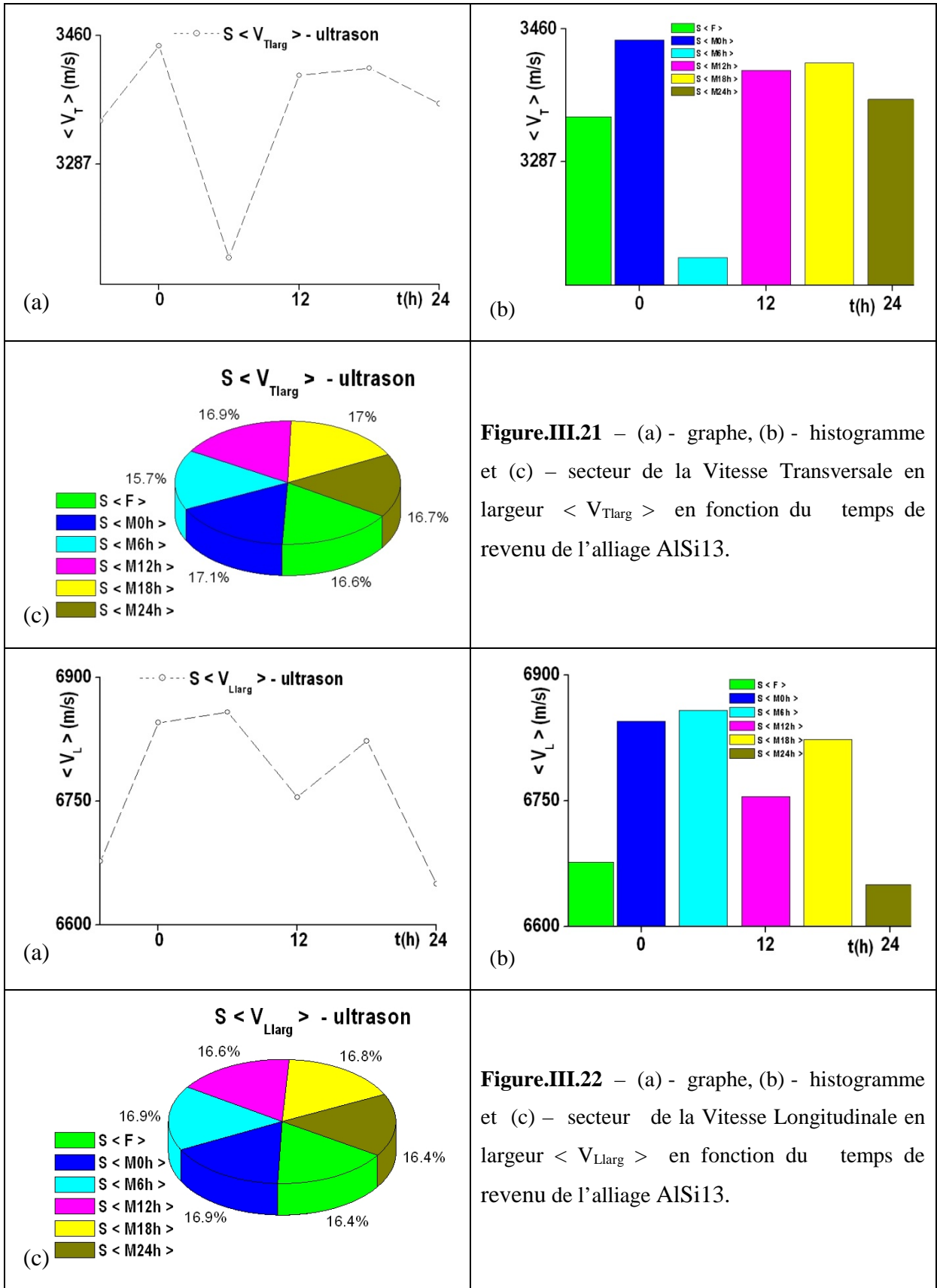


Figure.III.21 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la Vitesse Transversale en largeur $\langle V_{Tlarg} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l’alliage AlSi13.

Figure.III.22 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la Vitesse Longitudinale en largeur $\langle V_{Llarg} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l’alliage AlSi13.

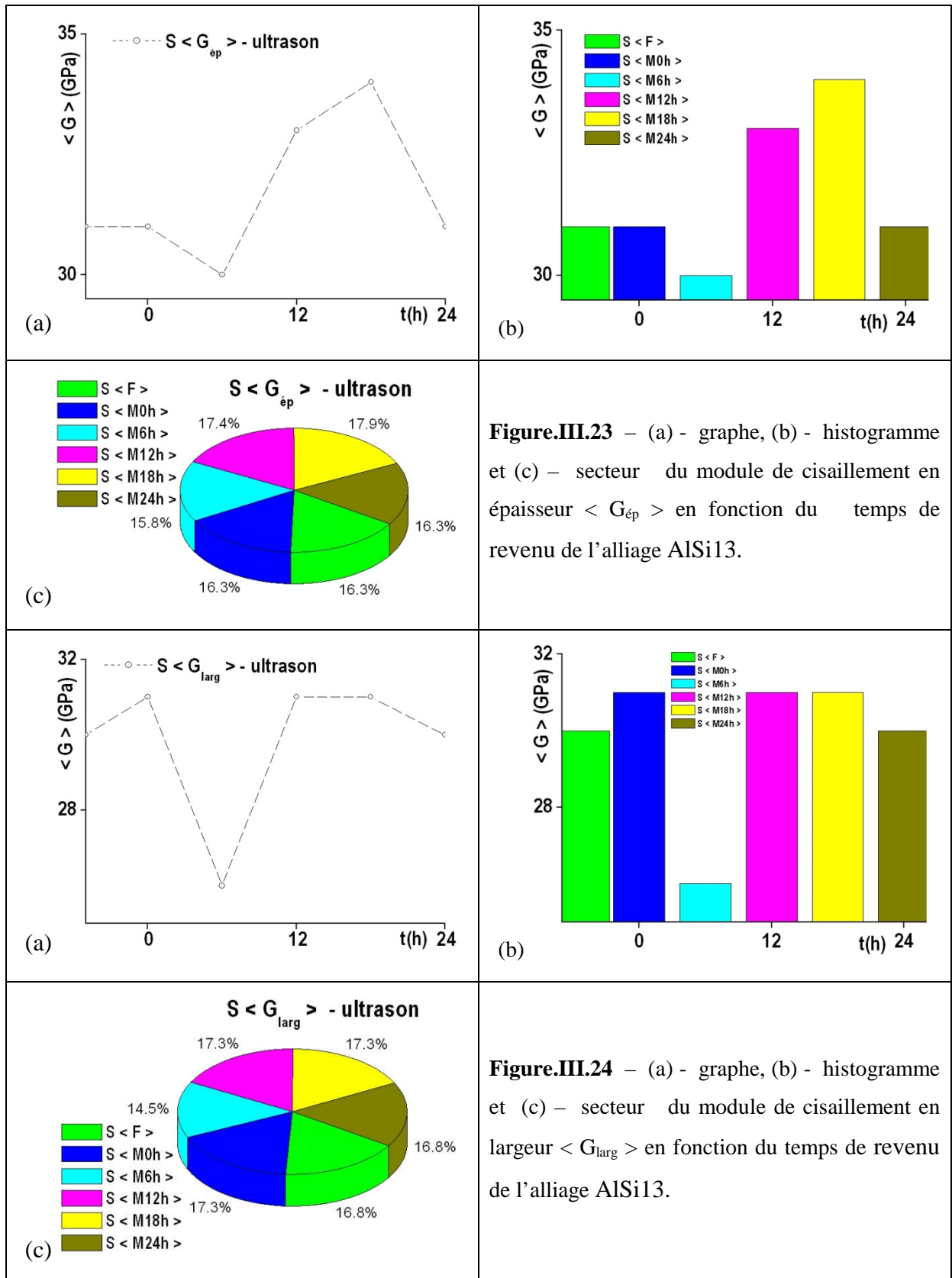


Figure.III.23 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du module de cisaillement en épaisseur $\langle G_{ep} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l’alliage AlSi13.

Figure.III.24 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du module de cisaillement en largeur $\langle G_{larg} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l’alliage AlSi13.

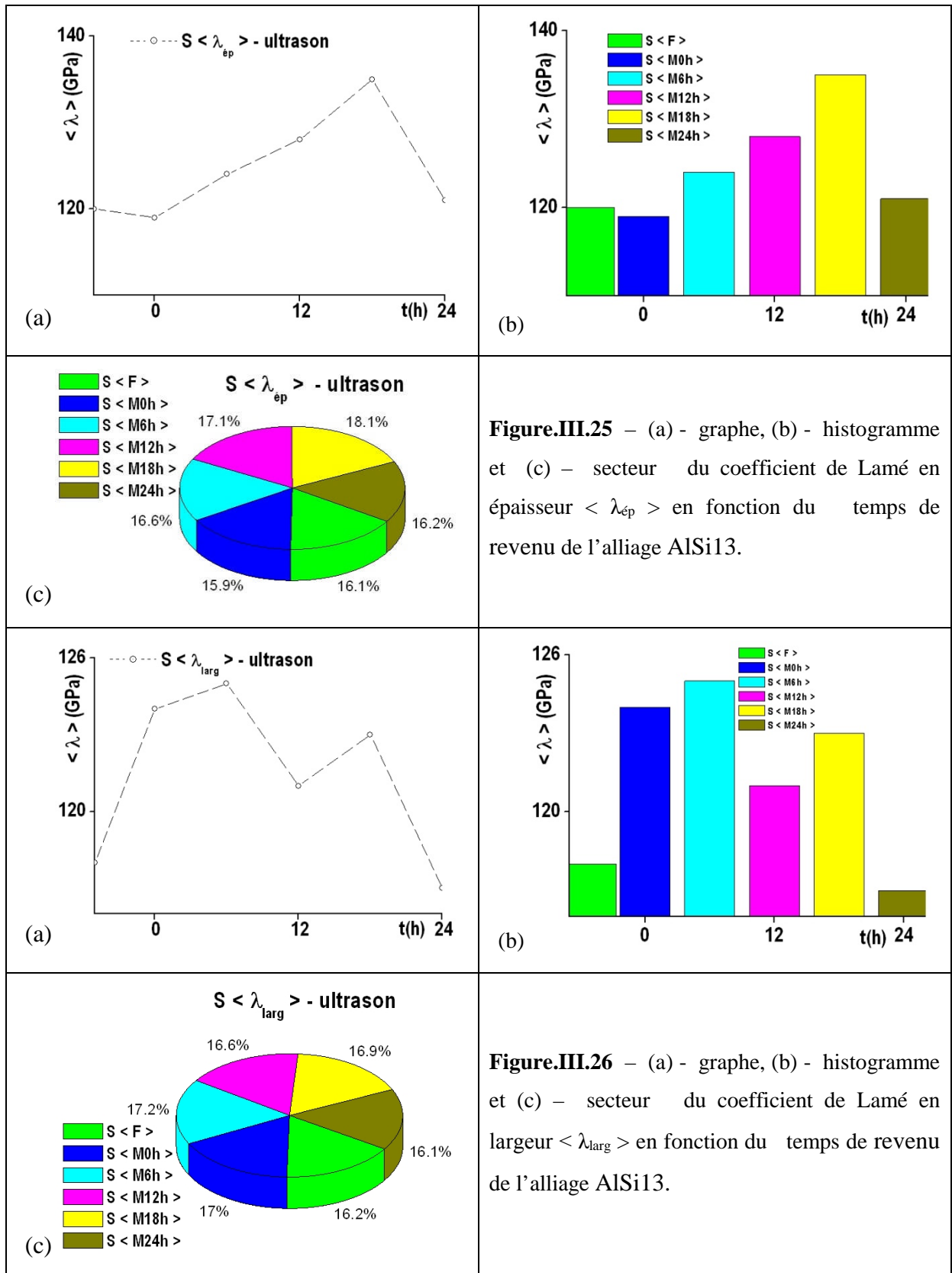


Figure.III.25 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du coefficient de Lamé en épaisseur $\langle \lambda_{\text{ép}} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l’alliage AlSi13.

Figure.III.26 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du coefficient de Lamé en largeur $\langle \lambda_{\text{larg}} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l’alliage AlSi13.

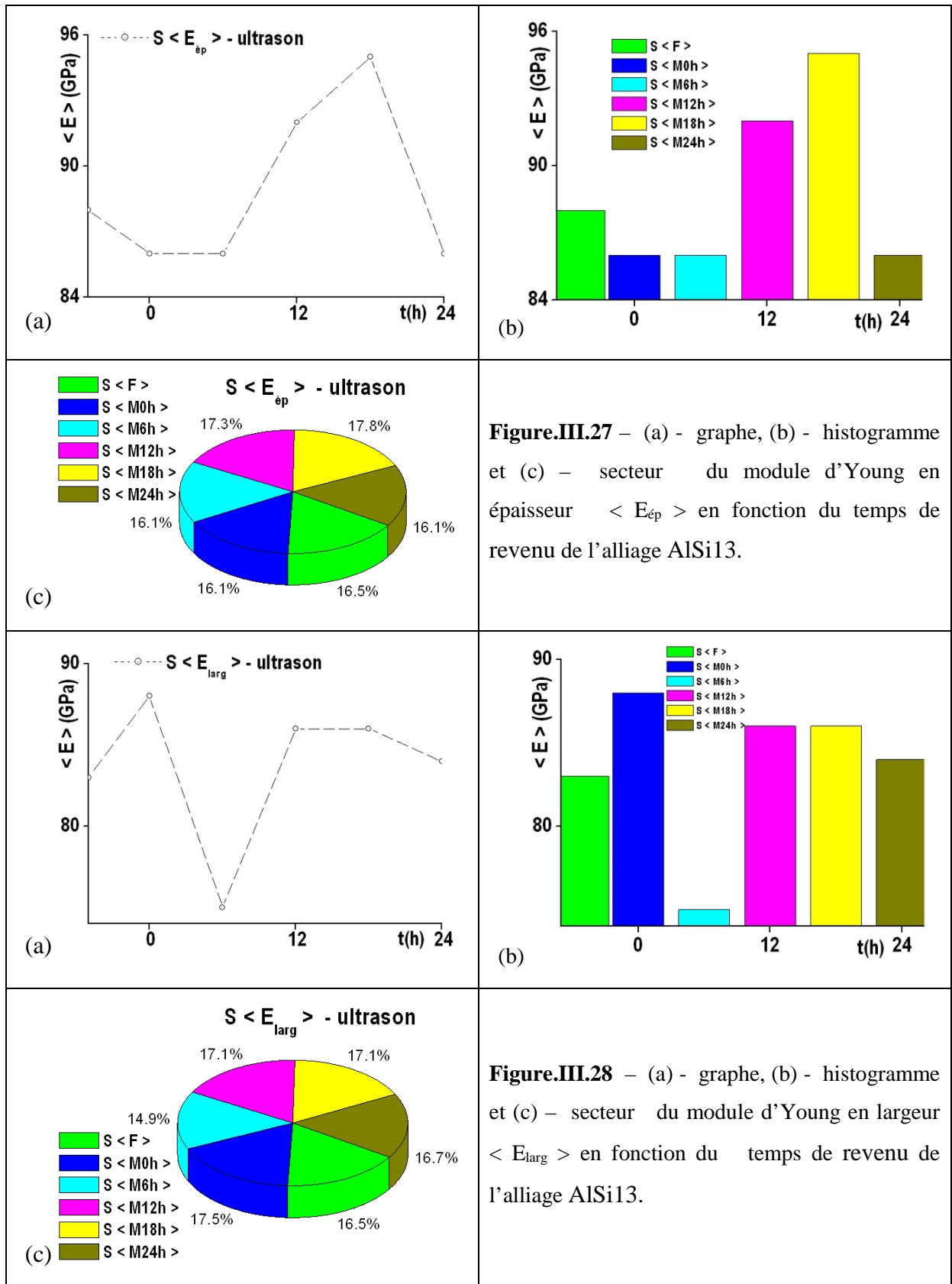
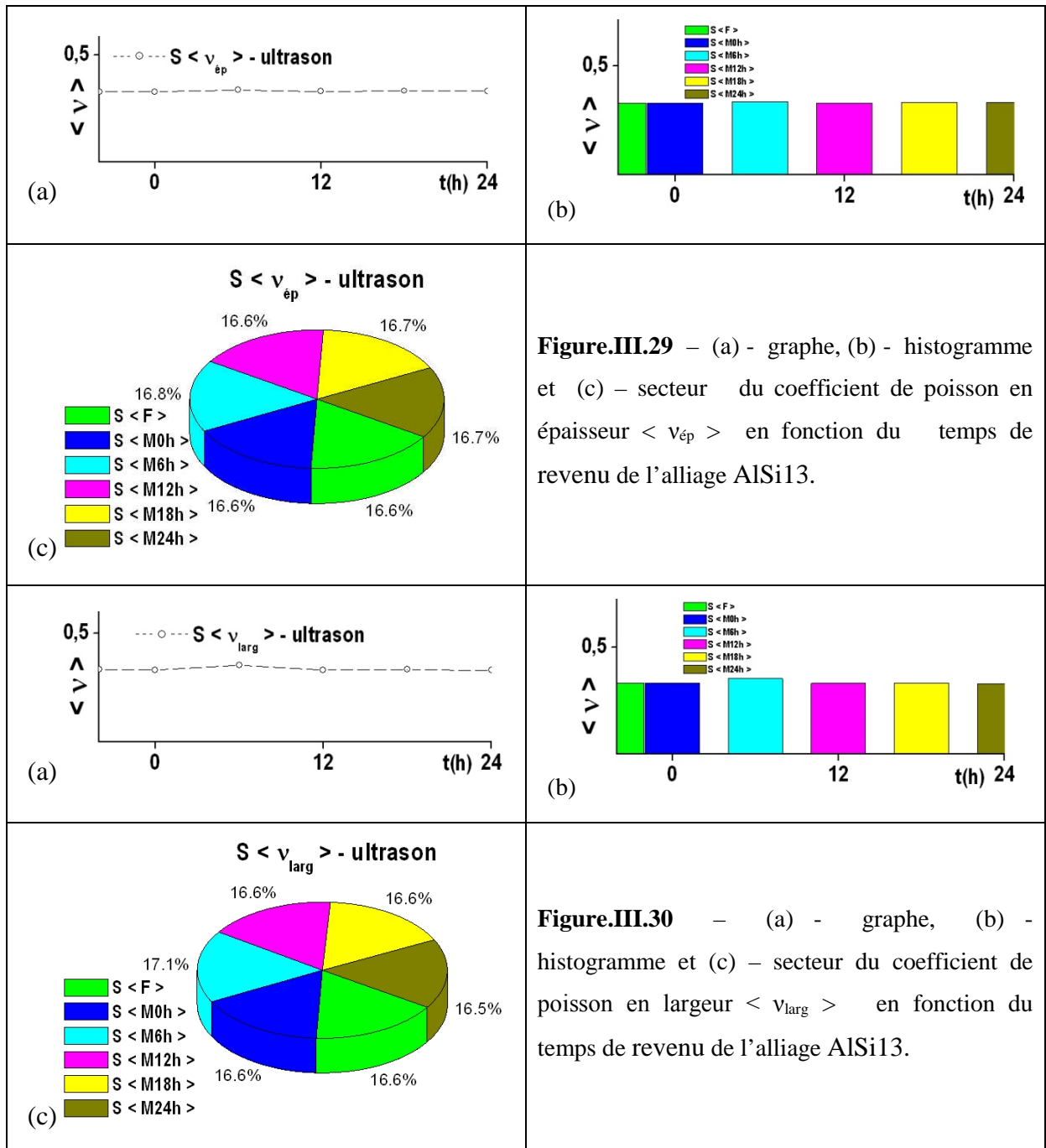


Figure.III.27 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du module d’Young en épaisseur $\langle E_{\text{ép}} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l’alliage AlSi13.

Figure.III.28 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du module d’Young en largeur $\langle E_{\text{larg}} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l’alliage AlSi13.



DISCUSSION

Pour la réalisation des tests ultrason, nous avons soumis nos éprouvettes (état brut de coulé noté S < F > et état de revenu noté respectivement S < M0h >, S < M6h >, S < M12h >, S < M18h > et S < M24h > à deux modes de vibrations (longitudinale et transversale) qui se propagent à des vitesses différentes; ces vitesses dépendent des constantes élastiques du matériau étudié. Les figures (III.23, 25, 27) montrent que les propriétés élastiques en épaisseur qui sont: le module de cisaillement $G_{ép}$, le module d'Young $E_{ép}$, et le coefficient de Lamé $\langle \lambda_{ép} \rangle$ croissent respectivement de l'état brut de coulée S < F > jusqu'à

l'état $S < M18h >$ pour ensuite décroître jusqu'à l'état $S < M24h >$. Concernant les caractéristiques élastiques en largeur qui sont: le module de cisaillement G_{larg} , le module d'Young E_{larg} et le coefficient de Poisson en largeur et en épaisseur, on constate qu'elles restent presque invariantes, ce qui nous permet d'affirmer que les résultats obtenus en largeur se rapprochent plus de ceux obtenus avec l'essai destructif de traction.

III.3 – ETUDE COMPARATIVE DES PROPRIETES ELASTIQUES MOYENNES EN EPAISSEUR ET LARGEUR DETERMINEES PAR ULTRASON DE L'ALLIAGE DE FONDERIE ALSi13 COULE EN SABLE

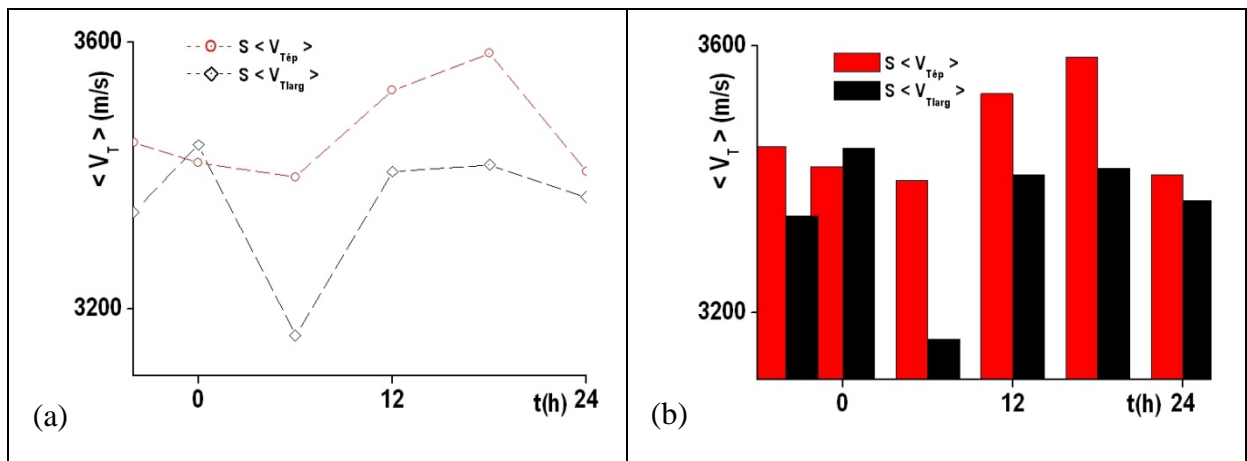


Figure.III.31 – Groupement de – a – graphes et b – d’histogrammes de comparaison des vitesses Transversales en épaisseur et en largeur $< V_{T\acute{e}p}, larg >$ en fonction du temps de revenu de l’alliage AlSi13.

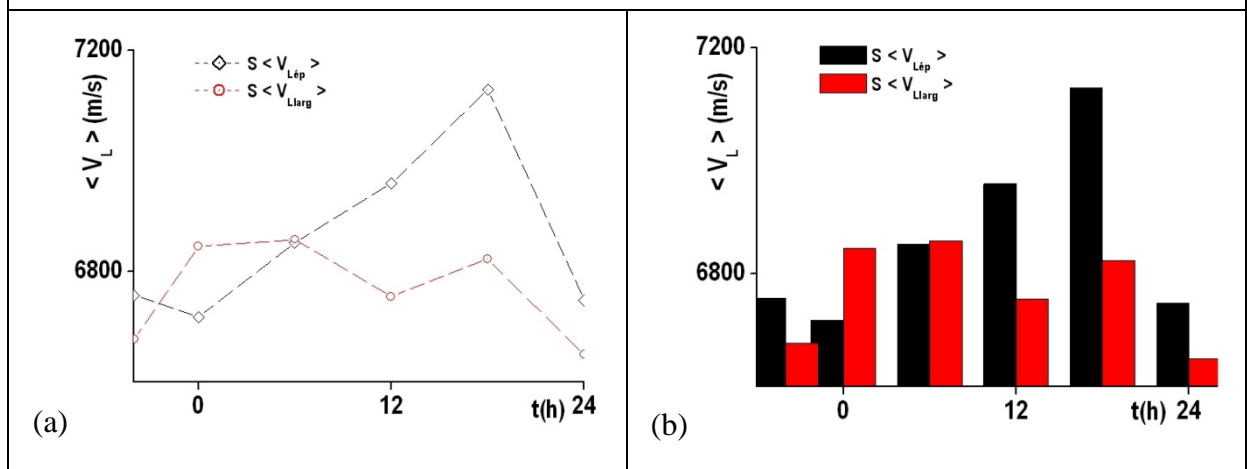


Figure.III.32 – Groupement de – a – graphes et b – d’histogrammes de comparaison des

vitesse Longitudinales en épaisseur et en largeur $\langle VL_{ép, larg} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l'alliage AlSi13.

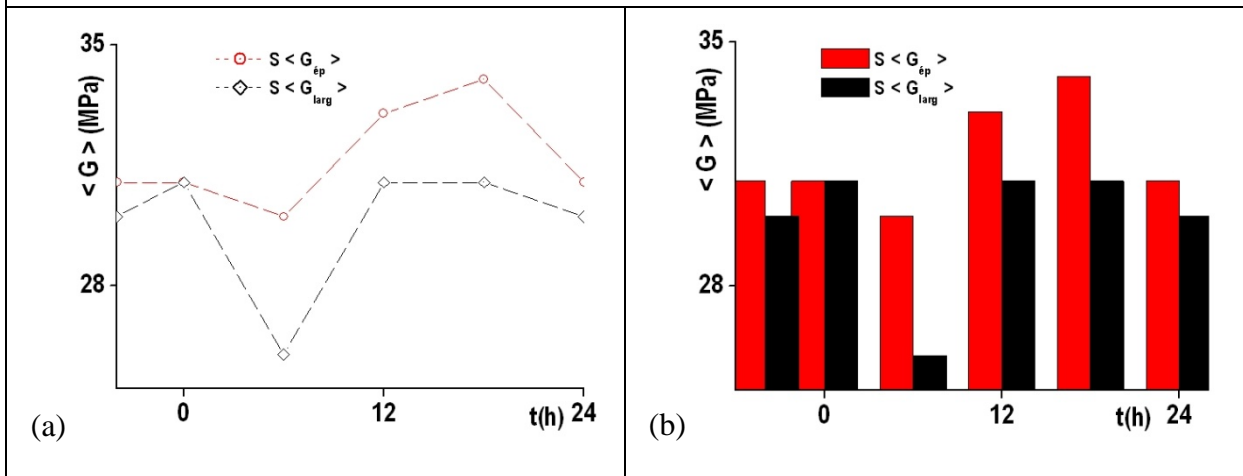


Figure.III.33 – Groupement de – a – graphes et b – d’histogrammes de comparaison des modules de cisaillement en épaisseur et en largeur $\langle G_{ép, larg} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l’alliage AlSi13.

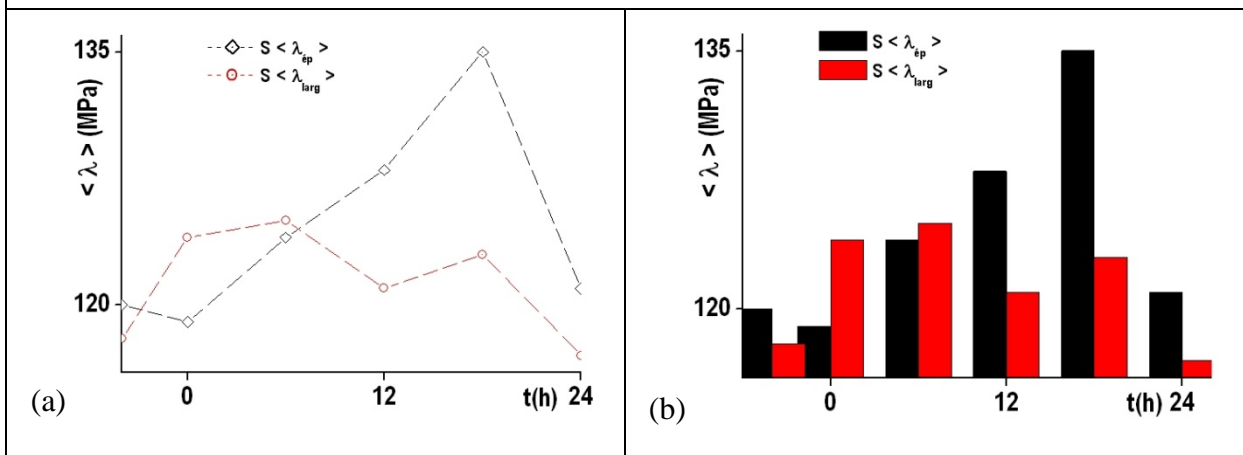


Figure.III.34– Groupement de – a – graphes et b – d’histogrammes de comparaison des coefficients de lamé épaisseur et en largeur $\langle \lambda_{ép, larg} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l’alliage AlSi13.

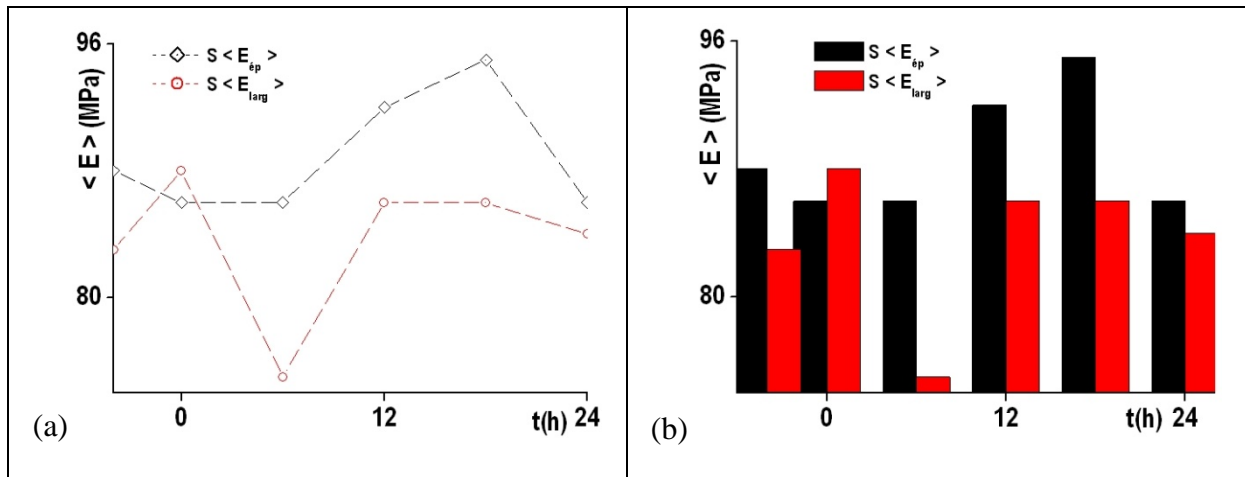


Figure.III.35 – Groupement de – a – graphes et b – d’histogrammes de comparaison des modules d’Young en épaisseur et en largeur $\langle E_{ép}, larg \rangle$ en fonction du temps de revenu de l’alliage AlSi13.

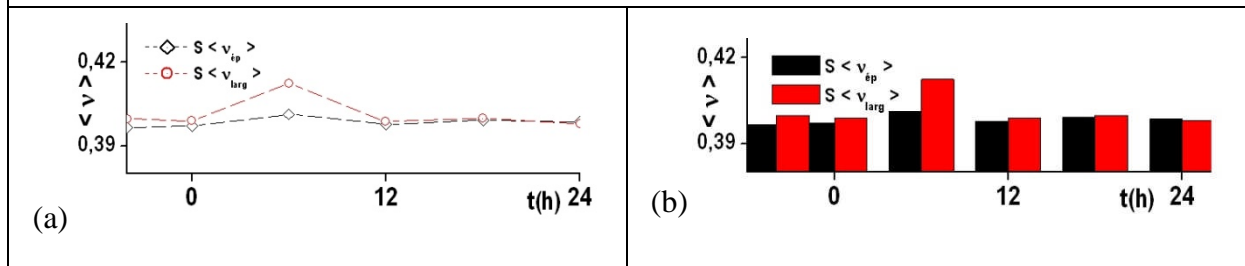


Figure.III.36 – Groupement de – a – graphes et b – d’histogrammes de comparaison des coefficients de poisson en épaisseur et en largeur $\langle v_{ép}, larg \rangle$ en fonction du temps de revenu de l’alliage AlSi13.

DISCUSSION

Les figures III. (33, 34, 35) regroupent les graphes et histogrammes de comparaison des caractéristiques élastiques en épaisseur et en largeur, déterminées par la méthode des ultrasons. On remarque que des résultats en épaisseur et en largeur des caractéristiques élastiques n’évoluent pas dans le même sens pour les différents états de revenu, sauf pour l’état brut de coulée $S \langle F \rangle$. Cette évolution nous permet de dire que notre matériau renferme beaucoup d’hétérogénéités structurales et qu’il ne possède pas les mêmes propriétés dans toutes les directions. En effet, après avoir traité le matériau thermiquement, ce dernier semble avoir subi une détérioration par rapport à son état initial de brut de coulée; ces constatations confirment celles des essais de traction.

III.4 – ETUDE COMPARATIVE DES PROPRIETES ELASTIQUES MOYENNES DETERMINEES PAR TRACTION ET ULTRASON DE L’ALLIAGE DE FONDERIE ALSI13 COULE EN SABLE

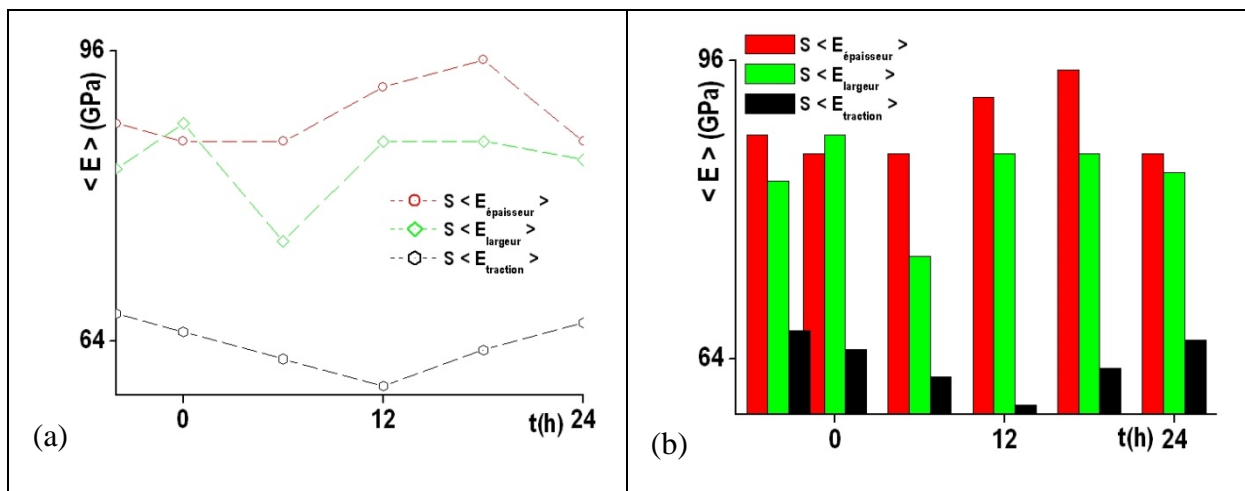


Figure.III.37 – Groupement de – a – graphes et b – d’histogrammes de comparaison des modules d’Young en épaisseur, largeur et en traction $\langle E \text{ ép, larg, traction} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l’alliage AlSi13.

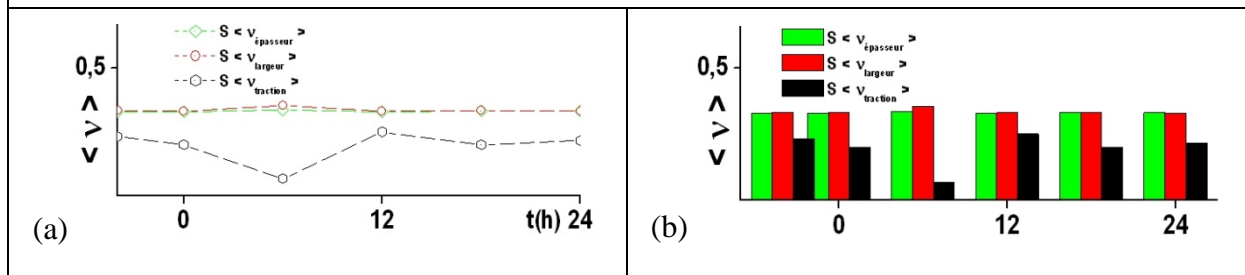
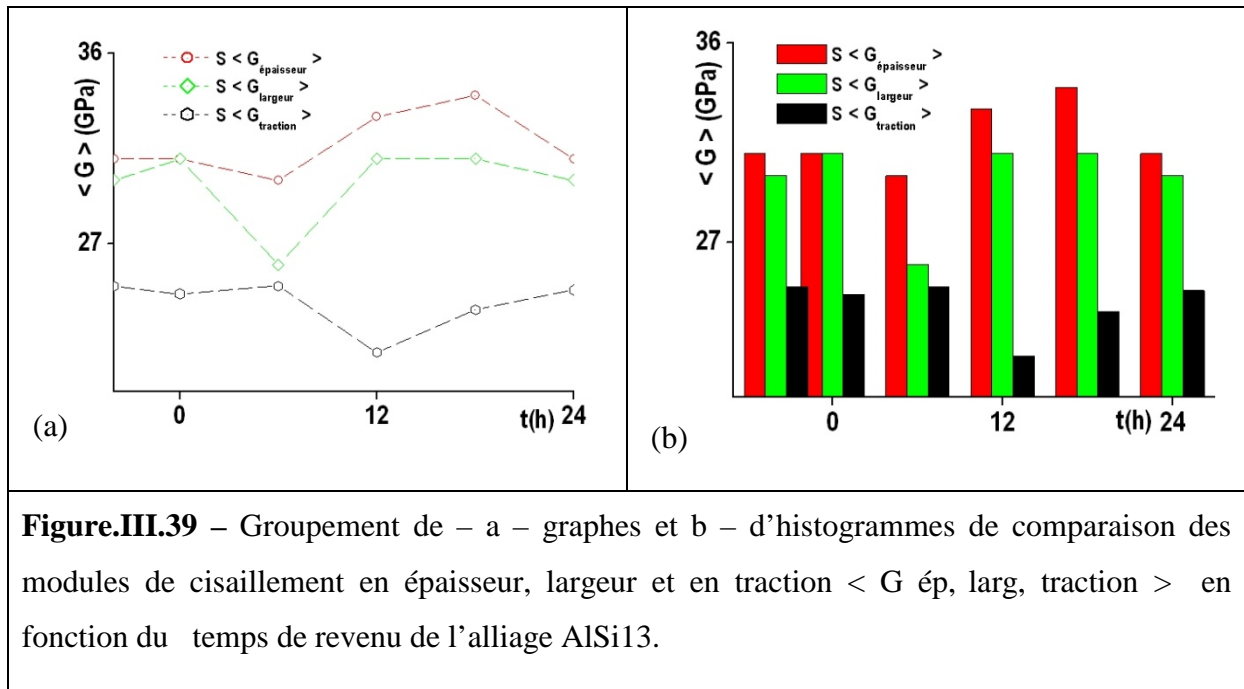


Figure.III.38 – Groupement de – a – graphes et b – d’histogrammes de comparaison des coefficients de poisson en épaisseur, largeur et en traction $\langle \nu \text{ ép, larg, traction} \rangle$ en fonction du temps de revenu de l’alliage AlSi13.



DISCUSSION

Les figures III. (36, 37, 38) illustrent la superposition des graphes et histogrammes des caractéristiques élastiques de l’alliage AlSi13 obtenus après les tests non destructifs par ultrasons en épaisseur et en largeur, ainsi que ceux obtenus par des essais de traction en fonction des temps de revenu. D’après les résultats acquis, on constate que les graphes des propriétés obtenus par traction sont très au dessous de ceux des ultrasons dont les résultats sont considérés comme étant très fiables. Cependant, on constate des différences entre les valeurs des ultrasons en épaisseur et en largeur; cette légère variation peut être expliqué par le faite que le matériau ne possède plus les mêmes propriétés d’élasticité après avoir subi les traitements thermiques qui ont accéléré sa détérioration et accentué la présence des hétérogénéités au sein de sa microstructure.

Conclusion

Les graphes des figures (III.23-30) obtenus par ultrasons et les comparaisons effectuées entre les deux modes épaisseur et largeur sur les figures (III. 33-35), et entre les résultats des essais destructifs et non destructifs sur les figures (III.37-39) nous permettent de conclure sur les points suivant :

. La différence des résultats obtenus par ultrason pour les deux modes s'explique par le fait que le matériau de notre étude ne possède plus les mêmes propriétés dans toutes les directions suite à la détérioration de ces propriétés mécaniques et microstructurales ;

. Les résultats obtenus par les examens ultrasons sont plus fiables et nous ont permis d'évaluer d'une manière plus précise l'impacte des traitements thermiques sur l'alliage AlSi13 ;

. Les traitements thermiques n'ont apporter aucune amélioration, au contraire, ils ont détérioré toutes les propriétés de l'alliage AlSi13, et ce dernier doit être utiliser directement à l'état brut de coulée.

.

CONCLUSION GENERALE

Tout au long de ce travail, nous nous sommes intéressés à l'étude des propriétés mécaniques et microstructurales des alliages de fonderie d'Aluminium, et à la possibilité d'apporter une amélioration de leurs caractéristiques mécaniques en générale et de résistances en particulier. Afin d'atteindre ces objectifs, nous avons choisi l'Alliage de fonderie AlSi13 comme matériau, délivré par l'entreprise SNVI de Rouïba et nous nous sommes attelés à la réalisation des tâches suivantes :

- Elaboration par fusion des éprouvettes et échantillons en alliage AlSi13 coulé en sable par gravité .
- Traitement d'homogénéisation par trempe dans l'eau à température ambiante immédiatement après coulée, et puis maturation à différents états de 0 heure jusqu'à 24h avec un pas de 6 heures suivi d'un revenu à 160°C pendant 6h.
- Une série de batterie de tests de micrographie, d'essais destructifs de traction et d'examen non destructifs par ultrasons des différents états obtenus, brut de coulée S<F> et revenu notés : S<M0h>, S<M6h>, S<M12h>, S<M18h>, S<M24h>.

Les observations de la microstructure au moyen de la microscopie révèle que l'état brut de coulée de l'alliage AlSi13 renferme une structure dendritique formées après solidification dans lesquelles la distribution du seul élément d'addition « Si » apparaît sous forme de plaquettes épaisses fragmentées et sphéroïdales orientées aléatoirement.

Le refroidissement rapide par trempe a engendré un certain raffinement dans la microstructure, mais ce dernier semble insuffisant pour permettre la formation des interfaces (nécessaires à l'entrave du mouvement des dislocations), ce qui s'est manifesté par une diminution de la microdureté.

Après maturation et traitement de revenu à 160°C, nous avons observé l'apparition de phases intermétalliques riche en Fe et une chute des propriétés de résistance de l'état brut de coulée jusqu'à l'état S < M12h >, ensuite une croissance jusqu'à l'état S < M24h >, au détriment des caractéristiques de ductilité.

L'amélioration des propriétés mécaniques des alliages AlSi13 après le revenu est faible et ceci peut s'expliquer par le fait que la quantité de Mg et de Cu est très insuffisante, voir

Conclusion Générale

inexistante par rapport au seuil minimal qui doit provoquer la formation de précipités qui entravent le mouvement des dislocations qui peuvent justifier l'amélioration des propriétés mécaniques.

L'analyse des résultats obtenus par la méthode non destructive des ultrasons nous a confirmé que notre matériau n'a pas connu d'amélioration de ces propriétés mécaniques, mais au contraire, une détérioration car, les tests ultrasons montrent que l'alliage AlSi13 ne possède plus les mêmes caractéristiques élastiques dans toutes les directions, à cause de l'apparition des hétérogénéités dans sa microstructure.

L'utilisation des ultrasons constitue donc un moyen très fiable qui nous a permis de bien évaluer le fait que les traitements thermiques ont joué un rôle d'accélérateur de la dégradation des propriétés mécaniques.

Pour conclure, nous recommandons donc l'utilisation des alliages eutectiques de fonderie AlSi13 à l'état brut de coulée sans traitements thermiques. Comme perspective, nous recommandons dans le cas du moulage en sable par gravité, d'effectuer des maturations allant au-delà de 24 heures afin de voir l'évolution de la croissance des valeurs des propriétés de résistance extrinsèques constaté au cours de cette étude.

RESUME

L'aluminium possède de très faibles propriétés mécaniques. Pour les augmenter notablement, on a agit sur trois principaux facteurs modificateurs de la microstructure. Ajout à l'aluminium d'un élément de très faible densité dont 13% de silicium qui facilite la coulabilité du métal, moulage en sable par gravité et traitements de durcissement structural.

Les alliages Al-Si sont très indiqués par leur légèreté, leur grande résistance à la traction et à la corrosion. L'étude porte principalement sur l'influence de revenu sur l'évolution des propriétés élastiques déterminées par les essais de traction et d'ultrason de l'alliage eutectique Al-13% mass. Si pour six états: brut de coulée noté – F et revenu par pas de 6h notées – M0h, M6h, M12h, M18h et M24h. Les pièces élaborées à partir de cet alliage font partie des composants rentrant dans diverses réalisations de la SNVI de Rouïba et d'Electro-Industries de Fréha (couvercles, corps de pompe, pistons de moteurs ...etc.).

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 de référence brut de coulée désigné - F.

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

ABSTRACT

Aluminum has very low mechanical properties. To significantly increase them, we acted on three main modifying factors of the microstructure. Addition to aluminum of a very low density element including 13% silicon which facilitates the flowability of the metal, gravity sand molding and structural hardening treatments.

Al-Si alloys are highly indicated by their lightness, their high tensile and corrosion resistance. The study focuses on the influence of maturation on the evolution of the elastic properties determined by the tensile and ultrasound tests of the Al-13% mass eutectic alloy. If for six states: raw casting noted - F and maturation in 6h steps noted - M0h, M6h, M12h, M18h and M24h. The parts produced from this alloy are part of the components used in various projects by SNVI Rouïba and Electro-Industries de Fréha (covers, pump casing, motor pistons, etc.).

All the results of the mechanical and structural properties gathered in Part III of our thesis show us that we should recommend for the molding of parts whatever the series: the gross reference state designated - F.

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