



Département de Génie Mécanique

SPECIALITE - Construction Mécanique.

CHABANE Abderrahim

DETERMINATION DES PROPRIETES ELASTIQUES PAR LES ESSAIS DE TRACTION ET D'ULTRASON DE L'ALLIAGE DE CORROYAGE $\text{AlCu}_3\text{Si}_2\text{Mg}$

M ^r .	BILEK	Ali	Professeur	UMMTO	Président
M ^r	ZAZI	Nacer	Professeur	UMMTO	Examineur
M ^r .	HAKEM	Ahmed	MCA	UMMTO	Directeur
M ^r	TAZEROUT	Mohand	MCB	CRTI	Co- rapporteur

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

ⵝⵓⵏⵉⵎⵉⵔ ⵉⵎⵓⵏⵉⵔ ⵉⵎⵓⵏⵉⵔ ⵉⵎⵓⵏⵉⵔ



Faculté de Génie de la Construction

Département de Génie Mécanique

MEMOIRE DE MASTER

Option - Génie mécanique

SPECIALITE - Construction Mécanique

THEME

**DETERMINATION DES PROPRIETES ELASTIQUES PAR LES ESSAIS DE
TRACTION ET D'ULTRASON DE L'ALLIAGE DE CORROYAGE $AlCu_3Si_2Mg$**

Proposé et dirigé par
DR Ahmed HAKEM MCA

Présenté par
AMAROUCHE Sifax
CHABANE Abderrahim

ANNÉE - 2018/2019

REMERCIEMENTS

Après avoir rendu grâce à Dieu le Tout Puissant et le Miséricordieux, nous tenons à remercier vivement notre directeur de mémoire de Master Mr HAKEM Ahmed de nous avoir proposé et dirigé ce modeste travail et notre co-rapporteur Mr TAZEROUT Mohand pour leur gentillesse, leur disponibilité et leur contribution. Nos remerciements les plus profonds s'adressent à tous ceux qui de près ou de loin ont contribué à la rédaction de ce modeste mémoire. Nous tenons également à remercier tous ceux qui nous ont encouragé à poursuivre nos études et qui nous ont accompagné tout au long de ce parcours d'études. Et puis, un remerciement très chaleureux à toutes nos familles - parents, frères, sœurs, cousins, cousines, amis et amies.

DEDICACE

Je dédie ce travail - A mes parents pour leur dévouement, mon frère et ma sœur pour leur soutien, toute ma famille, mes chers amis, mon directeur de mémoire de Master et mon co-rapporteur pour leur gentillesse et surtout leur persévérance tout au long de l'élaboration de ce modeste mémoire.

Abderrahim

DEDICACE

Je dédie ce travail - A mes parents pour leur dévouement, ma sœur et mon frère pour leur soutien, toute ma famille pour leur présence dans ma vie, tous mes amis avec lesquels j'ai tout vécu.

Je le dédie particulièrement à mon directeur de mémoire de Master Mr HAKEM Ahmed et mon co-rapporteur Mr TAZEROUT Mohand en les remerciant de toute l'aide qu'ils nous ont apporté.

Sifax

SOMMAIRE

Titres	Pages
Introduction générale	1
Partie I : APERÇU BIBLIOGRAPHIQUE	
CHAPITRE I.1 - ALUMINIUM ET SES ALLIAGES	
I.1.1 - HISTORIQUE	3
I.1.2 - Fabrication de l'aluminium	3
I.1.3 -PRINCIPALES PROPRIETES DE L'ALUMINIUM	5
I.1.4 - ALLIAGES A BASE D'ALUMINIUM	6
I.1.5 - CLASSIFICATION DES ALLIAGES D'ALUMINIUM	7
I.1.6 - DESIGNATION DES ALLIAGES EN ALUMINIUM	8
CHAPITRE I.2 - ELABORATION DES ALLIAGES ALUMINIUM – CUIVRE	
INTRODUCTION	18
I.2.1 - LE MINERAL DE L'ALUMINIUM	18
I.2.2 - EXTRACTION DE L'ALUMINE PURE (OXYDE D'ALUMINIUM) A PARTIR DE LA BAUXITE	19
I.2.3 - LE PROCESSUS HALL-HEROULT	19
I.2.4 - L'ALLIAGE 2017A	20
I.2.5 -ELABORATION ET PREPARATION DE L'ALLIAGE 2017A	21

CHAPITRE I.3 - TRAITEMENTS THERMIQUES

INTRODUCTION	24
I.3.1 - DEFINITIONS ET PROCEDES DES TRAITEMENTS THERMIQUES	24 29
I.3.2 -PRINCIPE DE DURCISSEMENT STRUCTURAL	32
I.3.3- IMPORTANCE DE LA METALLOGRAPHIE	

CHAPITRE I.4 - ESSAIS MECANIQUES

INTRODUCTION	33
LES ESSAIS NON DESTRUCTIFS	33
I.4.1 - ESSAI DE TRACTION	33
I.4.2- LA RESILIENCE	37
⇒ LES ESSAIS NON DESTRUCTIFS	38
I.4.3 – LES ESSAIS DE DURETE ET DE MICRO-DURETE	38
I.4.4 - DUCTILITE	40
I.4.5 - TENACITE	40
I.4.6 – L’essai d’ultrasons	40

CHAPITRE I.5 - DEFAUTS CRISTALLINS

INTRODUCTION	42
I.5.1- CLASSIFICATION GEOMETRIQUE DES DEFAUTS	42

Partie II : PARTIE EXPERIMENTALE

CHAPITRE II.1 – APPAREILLAGE

II.1.1 – INTRODUCTION	51
II.1.2 – APPAREILLAGES	51

CHAPITRE II.2 - MATERIAUX ET MODES OPERATOIRES

II.2.1 - MATERIAU ETUDIE	60
II.2.2 - ÉLABORATION DU MATERIAU ETUDIE	60
II.2.3 – TRAITEMENTS THERMIQUE	61
II.2.4 – ESSAIS MECANQUES	62
II.2.5 – EXAMEN STRUCTURAL	65
II.2.6 – ATTAQUE CHIMIQUE	65
II.2.7 – MICROSCOPIE	66

Partie III : Résultats et interprétation

III.1 - EFFETS DE LA MATURATION SUR L'ÉVOLUTION DES PROPRIÉTÉS DE TRACTION ET STRUCTURALES DE L'ALLIAGE DE LAMINAGE AlCu3Si2Mg	66
III.1.1 - INTRODUCTION	66
III.1.2 - EFFETS DU DURCISSEMENT PAR PRÉCIPITATION SUR L'ESSAI DE TRACTION	66
III.1.3 - INTERPRÉTATION DES RÉSULTATS	68
DISCUSSION	80
III.1.4 - STRUCTURE DE L'ALLIAGE DE LAMINAGE AlCu3Si2Mg	82
III.1.5 - METALLOGRAPHIE DE L'ALLIAGE ETUDIE	82
III.1.6 - ÉTUDE COMPARATIVE SELON LES TRAITEMENTS	

THERMIQUES

III.2 - DETERMINATION DES PROPRIETES ELASTIQUES MOYENNES PAR ULTRASON DE L'ALLIAGE DE LAMINAGE ALCU3SI2MG	84
--	----

DISCUSSION

III.3 – ETUDE COMPARATIVE DES PROPRIETES ELASTIQUES MOYENNES EN EPAISSEUR ET LARGEUR DETERMINEES PAR ULTRASON DE L'ALLIAGE DE LAMINAGE ALCU3SI2MG	92
--	----

DISCUSSION

III.4 – ETUDE COMPARATIVE DES PROPRIETES ELASTIQUES MOYENNES DETERMINEES PAR TRACTION ET ULTRASON DE L'ALLIAGE DE LAMINAGE ALCU3SI2MG	94
--	----

DISCUSSION

CONCLUSION GENERALE	98
---------------------	----

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

Nomenclature des symboles utilisés

σ^m	-	Contrainte maximale à la traction en (MPa)
Z	-	Nombre atomique
M	-	Masse atomique
CFC	-	Cubique à faces centrées
Al	-	Aluminium
Cu	-	Cuivre
Si	-	Silicium
Mg	-	Magnésium
E	-	Module d'Young en (GPa)
σ^r	-	Contrainte de rupture à la traction (MPa)
Z%	-	Coefficient de striction
Z_u%	-	Allongement de striction
σ^e	-	Limite d'élasticité (MPa)
$\epsilon\%$	-	Déformation en %
A%	-	Allongement à la rupture e %
HB	-	Dureté Brinell
Hv_{0,1}	-	Microdureté Vickers de masse 100g
Kcv	-	Résilience en (J/cm ²)
W	-	Energie absorbée par la rupture en (J)
S₀	-	Section initiale (mm ²)
L₀	-	Longueur initiale (mm)
F	-	Effort de traction (N)
n	-	Coefficient d'écrouissage
v	-	Coefficient de poisson
T	-	Température en °C
D	-	Diamètre de la bille (mm)
d	-	Diamètre de l'empreinte (mm)
L	-	Ecartement entre outillages
l1	-	Longueur de la partie calibrée étroite
l2	-	Ecartement entre les parties parallèles larges

l3	-	Longueur totale
b2	-	Largeur dans la zone d'épaulement
b1	-	Largeur dans la zone de la longueur de référence
h	-	épaisseur de l'éprouvette
$\pm_n$	-	contrainte nominale.
ϵ_n	-	déformation nominale.
Re	-	limite apparente d'élasticité (MPa).
Rm	-	résistance maximale à la traction (MPa).
j	-	- le flux de matière
p	-	- Puissance
Ni	-	Nickel
Nb	-	Niobium
P	-	Phosphore
Pb	-	Plomb
Se	-	Sélénium
S	-	Soufre
Ta	-	Tantale
Th	-	Thorium
Ti	-	Titane
V	-	Vanadium
Zn	-	Zinc
Zr	-	Zirconium
N	-	Azote
Be	-	Béryllium
Bi	-	Bismuth
B	-	Bore
Cd	-	Cadium
Cr	-	Chrome
Co	-	Cobalt
Sn	-	Etain
Fe	-	Fer
Mn	-	Manganèse

LISTE DES FIGURES

Listes	Titres	Pages
Figure I.1	Diagramme de phases du système binaire aluminium-cuivre	15
Figure I.2	Etapas de production de l'aluminium	18
Figure I.3	Schéma d'une électrolyse produite l'aluminium pur	20
Figure I.4	Principe de laminage	22
Figure I.5	Tôle d'aluminium produite par coulée continue.	23
Figure I.6	Le procédé de traitement thermique.	25
Figure I.7	chauffage par résistance ou par induction.	26
Figure I.8	Diagramme d'équilibre partiel Al-Cu	30
Figure I.9	Eprouvettes	33
Figure I.10	Eprouvette de traction.	34
Figure I.11	Essai est réalisé sur une machine de traction	34
Figure I.12	Dimension d'éprouvette de traction.	35
Figure I.13	Machine d'essai (Mouton de Charpy)	37
Figure I.14	Eprouvette entaillée en U.	37
Figure I.15	Courbe de traction montrant la ténacité.	38
Figure I.16	Essai de Charpy.	38
Figure I.17	Machine universelle de dureté (1 à 250 kg)	39
Figure I.18	Principe de l'essai de micro-dureté	40
Figure I.19	Palpeurs	41

Figure I.20	Exemples de défauts ponctuels simples.	43
Figure I.21	Dislocation de type « coin ».	43
Figure I.22	Formation d'une dislocation coin (OP) dans le plan de glissement ABCD.	44
Figure I.23	Formation d'une dislocation vis (OP) dans le plan de glissement ABCD.	45
Figure I.24	Exemple de dislocation mixte.	46
Figure I.25	Détermination du vecteur de Burgers d'une dislocation coin (A) et d'une dislocation vis (B).	47
Figure I.26	Figure I.26 : (A) Représentation schématique de l'arrangement des atomes au niveau d'un joint de grain dans un échantillon polycristallin. Le joint de grain, zone située entre deux cristallites adjacentes, est un défaut qui correspond à la fois à une discontinuité d'orientation cristalline et à une zone dans laquelle les positions relatives des atomes ne correspondent pas aux positions d'équilibre minimisant le potentiel d'interaction. (B) Défaut d'empilement produit par l'absence d'un plan C dans la séquence ...ABC ABC A... constituant une structure cubique compacte. Figure extraite du livre « Bases physiques de la plasticité des solides », par J.-C. Tolédano.	48
Figure I.27	Représentation schématique d'un port.	49
Figure I.28	Différents précipités.	50
Figure II.1	Schéma de principe d'élaboration par laminage	52
Figure II.2	Scie mécanique de type ALMOSMA3	52
Figure II.3	Tour universel de type SN40SN 50C	53
Figure II.4	Fraiseuse verticale FV1, 5 ALMO	53
Figure II.5	Meule.	53

Figure II.6	Eprouvette cylindrique de traction.	54
Figure II.7	Eprouvette de résilience.	54
Figure II.8	Echantillon pour l'essai de dureté, de microdureté et de structures.	54
Figure II.9	Four de trempe.	54
Figure II.10	Etuve utilisée.	55
Figure II.11	Machine de traction.	55
Figure II.12	Eprouvettes de traction	56
Figure II.13	Pendule de Charpy	56
Figure II.14	Eprouvettes de résilience	56
Figure II.15	Appareil de mesure d'ultrason	57
Figure II.16	mesure en largeur	57
Figure II.17	Polisseuses	57
Figure II.18	Duromètre	58
Figure II.19	Microduromètre	58
Figure II.20	Microscope optique	59
Figure II.21	Microscope électronique à balayage	59
Figure II.22	Cycle Thermique	62
Figure II.23	Formes et dimensions de l'éprouvette de traction	63
Figure II.24	Formes et dimensions de l'échantillon pour l'essai de dureté et de microdureté	64
Figure II.25	Formes et dimensions de l'éprouvette de résilience	64
Figure III.1	Courbes de traction de la contrainte en fonction de la déformation de l'alliage AlCu3Si2Mg aux états: (a) - brut de laminage noté: < F > et maturés notés: (b) – < M0h >, (c) - < M6h >, (d) -	71

< M12h >, (e) – < M18h >, (f) – < M24h > et (g) – groupement des 6 états correspondants avec < σ > - contrainte moyenne, $\epsilon(\%)$ - déformation.

Figure III.2	(a) – graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la contrainte maximale < σ_m > en fonction du temps de maturation de l’alliage AlCu3Si2Mg.	73
Figure III.3	(a) – graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la contrainte d’élasticité < σ_e > en fonction du temps de maturation de l’alliage AlCu3Si2Mg.	73
Figure III.4	(a) – graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la contrainte de rupture < σ_r > en fonction du temps de maturation de l’alliage AlCu3Si2Mg.	74
Figure III.5	(a) – graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la dureté Brinell < HB > en fonction du temps de maturation de l’alliage AlCu3Si2Mg.	74
Figure III.6	(a) – graphe, (b) – histogramme et (c) – secteur de la microdureté < Hv0,1 > en fonction du temps de maturation de l’alliage AlCu3Si2Mg.	75
Figure III.7	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du module d’Young < E > en fonction du temps de maturation de l’alliage AlCu3Si2Mg.	75
Figure III.8	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du coefficient de poisson < ν > en fonction du temps de maturation de l’alliage AlCu3Si2Mg.	75
Figure III.9	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du module de cisaillement < G > en fonction du temps de maturation de l’alliage AlCu3Si2Mg.	76
Figure III.10	(a) – graphe, (b) – histogramme et (c) – secteur du coefficient de Lamé moyen < λ > en fonction du temps de maturation de	76

l'alliage AlCu3Si2Mg.

Figure III.11	(a) – graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de l'allongement < A% > en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.	77
Figure III.12	(a) – graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du coefficient de striction < Z% > en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.	77
Figure III.13	(a) – graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de l'allongement de striction < Zu% > en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.	78
Figure III.14	(a) – graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la résilience < Kcv > en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.	78
Figure III.15	Structures micrographiques de l'alliage AlCu3Si2Mg	80
Figure III.16	Microstructures obtenues au MEB de l'alliage AlCu3Si2Mg	81
Figure III.17	Faciès de rupture en traction obtenus au MEB de l'alliage AlCu3Si2Mg	81
Figure III.18	Signaux enregistrés sur les éprouvettes prismatiques d'ultrason d'épaisseur (e =15 mm) et de largeur (l = 40 mm) de l'alliage AlCu3Si2Mg aux états brut de laminage: F et maturés notés: < M12h > et < M24h >.	85
Figure III.19	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la Vitesse Transversale en épaisseur < VTép > en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.	86
Figure III.20	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la Vitesse Longitudinale en épaisseur < VLép > en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.	86
Figure III.21	(a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la Vitesse Transversale en largeur < VTlarg > en fonction du temps de	87

maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.

- 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 maturations de l'alliage AlCu3Si2Mg. 87
- 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 maturations de l'alliage AlCu3Si2Mg. 88
- 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 maturations de l'alliage AlCu3Si2Mg. 88
- Figure III.25** (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du coefficient de Lamé en épaisseur $\langle \lambda_{ép} \rangle$ en fonction du temps de maturations de l'alliage AlCu3Si2Mg. 89
- 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 maturations de l'alliage AlCu3Si2Mg. 89
- Figure III.27** (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du module d'Young en épaisseur $\langle E_{Tép} \rangle$ en fonction du temps de maturations de l'alliage AlCu3Si2Mg 90
- 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 maturations de l'alliage AlCu3Si2Mg 90
- 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 maturations de l'alliage AlCu3Si2Mg. 91
- Figure III.30** (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du coefficient de poisson largeur $\langle \nu_{larg} \rangle$ en fonction du temps de maturations de l'alliage AlCu3Si2Mg. 91
- Figure III.31** Groupement de – a – graphes et b – d'histogrammes de comparaison 92

des vitesses Transversales en épaisseur et en largeur $< V_{T\text{ép, larg}} >$
en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.

- Figure III.32** Groupement de – a – graphes et b – d'histogrammes de comparaison des vitesses Longitudinales en épaisseur et en largeur $< V_{L\text{ép, larg}} >$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg. 92
- Figure III.33** Groupement de – a – graphes et b – d'histogrammes de comparaison des modules de cisaillement en épaisseur et en largeur $< G_{\text{ép, larg}} >$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg 93
- Figure III.34** Groupement de – a – graphes et b – d'histogrammes de comparaison des coefficients de lamé épaisseur et en largeur $< \lambda_{\text{ép, larg}} >$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg. 93
- Figure III.35** Groupement de – a – graphes et b – d'histogrammes de comparaison des modules d'Young en épaisseur et en largeur $< E_{\text{ép, larg}} >$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg. 93
- Figure III.36** Groupement de – a – graphes et b – d'histogrammes de comparaison des coefficients de poisson en épaisseur et en largeur $< \nu_{\text{ép, larg}} >$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg. 94
- Figure III.37** Groupement de – a – graphes et b – d'histogrammes de comparaison des modules d'Young en épaisseur, largeur et en traction $< E_{\text{ép, larg, traction}} >$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg. 94
- Figure III.38** Groupement de – a – graphes et b – d'histogrammes de comparaison des coefficients de poisson en épaisseur, largeur et en traction $< \nu_{\text{ép, larg, traction}} >$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg 95
- Figure III.39** Groupement de – a – graphes et b – d'histogrammes de comparaison des modules de cisaillement en épaisseur, largeur et en traction $< G_{\text{ép, larg, traction}} >$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg. 95

Figure III.40 Groupement de – a – graphes et b – d’histogrammes de comparaison des coefficients de lamé moyens en épaisseur, en largeur et en traction $\langle \lambda \text{ ép, larg, traction} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l’alliage AlCu3Si2Mg.

LISTE DES TABLEAUX

Listes	Titres	Pages
Tableau I.1	Familles d'alliages d'aluminium	8
Tableau I.2	famille d'alliages d'aluminium corroyés.	9
Tableau I.3	Indique les groupes de l'alliage d'aluminium.	10
Tableau I.4	indique Désignation des états métallurgiques des produits corroyés	11
Tableau I.5	famille d'alliages d'aluminium moulé	12
Tableau I.6	Composition chimique de l'alliage 2017A	20
Tableau I.7	Influence des éléments d'adition.	21
Tableau I.8	les caractéristiques fondamentales de la traction.	36
Tableau II.1	Composition chimique de l'alliage étudié.	60
Tableau II.2	Composition pondérale du réactif.	65

INTRODUCTION GENERALE

L'aluminium à l'état pur présente de faibles caractéristiques mécaniques rendant impossibles son utilisation dans la construction de structures mécaniques. Cependant, l'ajout d'éléments d'addition et l'application de traitements thermiques provoquent la précipitation de certaines phases dans la matrice d'aluminium. L'alliage est alors généralement plus résistant mais aussi moins ductile que l'aluminium pur.

Dans cette étude, nous nous sommes intéressé aux effets de modification de la microstructure de l'alliage de corroyage AlCu3Si2Mg à (3% Cu, 2%Si et Mg < 1%) par variation de temps de maturation sur l'évolution des caractéristiques de traction, de dureté, de microdureté, de résilience et structurales en considérant 6 états du matériau: brut de coulée noté : F et variation du temps de maturations par pas de 6h désignés M0h, M6h, M12h, M18h et M24h.

La faible masse volumique des alliages d'aluminium associée à leurs bonnes caractéristiques mécaniques intéresse l'industrie du transport (ferroviaire, navale, routière, aéronautique).

L'alliage étudié a été élaboré par laminage. Les pièces élaborées à partir de cet alliage font partie des composants rentrant dans diverses réalisations.

Pour augmenter encore plus les propriétés mécaniques de l'état: F, les éprouvettes en AlCu3Si2Mg seront soumises à un traitement de durcissement structural.

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

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

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

L'objectif visé par ce présent travail porte sur - Etude comparative des propriétés élastiques déterminées par deux méthodes dont l'une est destructif par traction et l'autre est non destructif par ultrason.

PRESENTATION DU MEMOIRE

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

LA PARTIE I

Elle nous donne un aperçu bibliographique et contient cinq chapitres.

Chapitre I.1 – Aluminium et ses alliages,

Chapitre I.2 – Elaboration de l'alliage d'aluminium AlCu3Si2Mg,

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

Chapitre I.4 – Propriétés et Essais mécaniques,

Chapitre I.5 - Défauts cristallins.

LA PARTIE II

Elle comporte deux chapitres

Chapitre II.1 – Appareillage,

Chapitre II.2 – Méthode expérimentale et élaboration de l'alliage AlCu3Si2Mg.

LA PARTIE III

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

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

Partie I

APERÇU BIBLIOGRAPHIQUE

Chapitre I.1 - ALUMINIUM ET SES ALLIAGES	3-17
Chapitre I.2 - ELABORATION DE L'ALLIAGE DE FONDERIE AlCu3Si2Mg	18-23
Chapitre I.3 - TRAITEMENTS THERMIQUES ET STRUCTURES	24-32
Chapitre I.4 - ESSAIS MECANIQUES	33-41
Chapitre I.5 - DEFAUTS CRISTILLINS ET DIFFUSION	42-50

CHAPITRE I.1 - ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

I.1.1 - HISTORIQUE [1]

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

I.1.2 - Fabrication de l'aluminium [2]

La seule méthode utilisée entre 1900 et 1930, c'est-à-dire lors de l'essor de la construction aéronautique, nécessite deux phases, qui sont réparties entre les usines : la transformation de la bauxite en alumine pure, d'une part, réalisée dans des usines situées près des mines d'extraction de la bauxite, ravitaillées par des wagonnets, et ensuite la phase d'électrolyse de cette alumine dissoute dans un bain de cryolithe fondue. Cette seconde opération s'effectue dans des usines placées près des sources d'énergie. Entre les deux types d'usines, le minerai doit être transporté par rail. Cette contrainte fait que les usines ne peuvent pas être implantées partout.

La méthode de Sainte-Claire Deville est abandonnée peu à peu entre 1900 et 1930 au profit de la méthode Bayer, plus simple, moins dangereuse et surtout moins coûteuse. Dans les deux procédés, l'alumine est mise en solution aqueuse, sous forme d'aluminate de sodium, tandis que les principales impuretés demeurent insolubles et sont séparées par filtration : le fer est extrait sous forme d'oxyde, la silice sous forme de silicate double d'aluminium et de sodium.

Cette dernière, si elle est trop présente dans le minerai, le déprécie fortement. Après son extraction, il faut donc « préparer » l'aluminium. Le danger vient de la manipulation de produits dangereux, toxiques, très combustibles (le sodium et l'aluminium sont très combustibles), dans des fours électriques géants, portés à des températures élevées. Dans le procédé Deville, la bauxite est attaquée par le carbonate de sodium en four à réverbère, à la température du rouge (350°C), et le résultat de l'attaque est mis en solution dans l'eau, puis filtré. La solution d'aluminate de sodium est enfin décomposée par un bain d'acide carbonique provenant de la décomposition du carbonate de chaux ; l'alumine filtrée est calcinée.

Dans le procédé Bayer, la bauxite est attaquée en four autoclave à 160°C par une solution de soude caustique ; le résultat est filtré et l'alumine est précipitée par addition du même corps provenant d'une opération précédente.

Elle est séparée par filtration et calcinée à 1000°C dans un four tournant. L'électrolyse n'est pas une opération moins dangereuse.

L'alumine est mise en solution dans la cryolithe fondue (fluorure double d'aluminium et de sodium). La cryolithe ne doit théoriquement intervenir dans la réaction chimique que comme solvant ; l'électrolyse ne doit pas la dégrader si l'opération est bien menée. Dans le bac électrolytique, l'alumine est décomposée en aluminium, plus dense que le bain, et en oxygène, qui se combine malheureusement avec le carbone des anodes pour donner de l'oxyde de carbone qui brûle. Dans ce bain, il se passe en réalité diverses opérations chimiques, plus ou moins contrôlées et contrôlables, mais toutes dangereuses.

Par exemple, il se dégage des gaz inflammables, autres que l'oxyde de carbone, comme le fluorure de silicium, malgré le fait que l'opération ait lieu dans une cuve non chauffée. Le courant électrique produit sur le bain une chaleur permanente de 850°C à 900°C, suffisante pour enflammer ces gaz.

La cuve d'électrolyse est donc réalisée avec soin, à double paroi avec calorifuge, évitant les pertes de chaleur et les accidents. Ses parois sont garnies de briques de carbone ; le fond de la cuve constitue le pôle négatif (cathode) ; c'est là que se dépose l'aluminium.

Peu profondes, ces cuves sont généralement de grandes dimensions, trois mètres sur deux pour 30 cm de hauteur de bain. Ouverte sur le dessus, la cuve reçoit les électrodes en carbone qui forment les anodes. L'alimentation électrique des cuves se singularise par un très fort ampérage, 10 000 ampères avant la première guerre mondiale, 20 000 ampères après. Les

électrodes se corrodent rapidement et véhiculent des impuretés. On les réalise donc en carbone très pur avec si possible du coke de pétrole aggloméré au goudron, le tout cuit en fours fermés à 1200°C. Leur prix influe sur le prix de revient du métal.

En 1920, un kilogramme d'alumine fournit 500 grammes d'aluminium. Pour constituer un kilogramme d'aluminium, on use 900 grammes de cryolithe, 900 grammes d'anodes et 25 Kw/h d'électricité. La fabrication de l'aluminium est donc une opération technique lourde et coûteuse.

I.1.3 - PRINCIPALES PROPRIETES DE L'ALUMINIUM [3]

I.1.3.1 - Propriétés physiques

L'aluminium est un élément du troisième groupe du tableau de Mendeleïev. Son nombre atomique $Z=13$, sa masse atomique $M=26,98$ sa température de fusion est 660°C et celle d'ébullition est 2500°C, son réseau est cubique à faces centrées de paramètre $a= 4,0412 \text{ \AA}$. L'aluminium a une bonne conductivité thermique et électrique, sa masse volumique est de 2699 kg/m³ pour un titre de 99,95%, cette valeur est légèrement modifiée par d'autres éléments.

Sa caractéristique physique la plus importante est sa faible densité : 2,7g/cm³. [4]

I.1.3.2 - Propriétés mécaniques

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

Les caractéristiques mécaniques de l'aluminium pur sont :

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

I.1.3.3 - Propriétés chimiques

L'aluminium est un métal éminemment oxydable, il se distingue par sa résistance à la corrosion élevée du fait de la formation, à la surface, d'une couche protectrice d'alumine (Al₂O₃). Lorsqu'il y a contact de l'aluminium avec certain corps comme l'eau de mer et les

solutions salines, cette couche d'alumine peut être altérée, l'oxydation de l'aluminium se poursuit alors très rapidement.

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

I.1.3.4 - Propriétés de mise en forme

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

I.1.4 - ALLIAGES A BASE D'ALUMINIUM [4]

Afin d'améliorer les mécaniques de l'aluminium non allié à caractéristiques très réduite, on procède souvent à l'addition d'autres éléments de nature différentes, ces éléments entrent en solution solide ou peuvent également être présents sous forme de phase intermétallique. La composition des phases, leur finesse, répartition et cohérence avec la matrice d'aluminium, fragilité intrinsèque et stabilité thermique et mécanique sont également déterminantes pour les propriétés d'alliage d'aluminium.

On distingue trois grandes catégories d'alliages d'aluminium

I.1.4.1 - Alliages corroyés

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

I.1.4.2 - Alliages de moulage

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

I.1.4.3 - Alliages de frittage

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

I.1.5 - CLASSIFICATION DES ALLIAGES D'ALUMINIUM [1]

Suivant le mode de transformation des alliages on distingue :

I.1.5.1 - Alliages de corroyage

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

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

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

I.1.5.2 - Alliages élaborés par frittage

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

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

Pour affiner le grain et améliorer les propriétés mécaniques, on introduit des inoculants (Ti, Zr, B, C1, V.). Additionnés respectivement d'une faible quantité de cuivre + magnésium (AlSi), de silicium.

I.1.5.3 - Alliages de moulage

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

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

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

I.1.5.4 - Alliage de fonderie

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

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

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

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

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

I.1.6 - DESIGNATION DES ALLIAGES EN ALUMINIUM

On distingue les deux grandes familles d'alliages d'aluminium suivantes (**Tableau I.1**) :

<i>Elément d'alliages</i>	<i>Famille des moulés</i>	<i>Famille des corroyés</i>
Aucun	10000	1000
Cu	20000	2000
Mn	/	3000
Si	40000	4000
Mg	50000	5000
Mg+Si	/	6000
Zn	70000	7000

Tableau I.1- Familles d'alliages d'aluminium [2]

□ **Les alliages corroyés**, produits obtenus par des procédés de déformation plastique à chaud ou à froid tels que filage, le laminage.

□ **Les alliages de moulage**, obtenus directement par fonderie.

I. 1. 6. 1- Les alliages de corroyage [6]

Obtenus par (corroyage = déformation à chaud), coulés en plaques ou billettes puis transformés à chaud par laminage, filage, forgeage, matriçage...

Les principales propriétés requises de ces alliages sont, selon les applications :

- Résistance mécanique
- Ductilité
- Résistance à la propagation des fissures
- Résistance à la fatigue (efforts alternés)
- Résistance aux multiples formes de corrosion
- Conductibilité électrique

I. 1. 6. 2- Désignation des alliages corroyés [6]

□ Composition

La désignation, conforme à la norme Afnor NF EN 573 ainsi qu'aux spécifications internationales de l'Aluminium Association, est numérique à quatre chiffres dans le premier chiffre indique la famille (ou la série) à laquelle appartient l'aluminium ou l'alliage d'aluminium (**Tableau I.2**).

Élément d'alliage	Famille
Aucun	1000
Cuivre	2000
Manganèse	3000
silicium	4000
Magnésium	5000
Magnésium + silicium	6000
Zinc (et cuivre)	7000

Tableau I.2 - Famille d'alliages d'aluminium corroyés [5]

I.1.6.2.1- Désignation numérique (Norme européenne EN 485-2)

La désignation comporte les éléments suivants :

- le préfixe EN suivi d'un espace
- la lettre A qui représente l'aluminium
- la lettre W qui représente les produits corroyés
- un tiret -
- quatre chiffres représentant la composition chimique :
- **1er chiffre** : indique le groupe d'alliage selon le tableau ci-dessous :
- **2ème chiffre** : pour le groupe 1 : les limites de certaines impuretés, pour les autres groupes, les modifications successives de l'alliage
- **3ème et 4ème chiffres** : indiquent pour le groupe 1 le pourcentage d'aluminium au-delà de 99% et pour les autres groupes, l'identification de l'alliage (**Tableau I.3**).

Groupe	Aluminium ou alliages
1	Aluminium non allié
2	Aluminium – cuivre
3	Aluminium – manganèse
4	Aluminium – Silicium
5	Aluminium – Magnésium
6	Aluminium – Magnésium – Silicium
7	Aluminium – Zinc
8	Autres alliages d'aluminium

Tableau I.3 - Indique les groupes de l'alliage d'aluminium.

I. 1. 6. 2. 2-Désignation symbolique (Norme européenne)

Elle est destinée à compléter la précédente.

La désignation de l'aluminium non allié destiné au corroyage est constituée du symbole chimique du métal (Al) suivi d'un espace et du pourcentage de pureté exprimé avec une ou deux décimales [9].

Exemples : EN AW-1199 [Al 99,99] ou EN AW-1070A [Al 99,7].

Pour les alliages d'aluminium corroyés alliés, la désignation est constituée du symbole Al suivi d'un espace et du symbole des éléments d'addition respectivement suivi de leur teneur par ordre décroissant.

Exemples : EN AW-6061 [Al Mg1SiCu] ou EN AW-2014 [Al Cu4SiMg].

I.1.6.2.3 - Désignation des états métallurgiques des produits corroyés [6]

Cette désignation est ajoutée aux précédentes, elle comporte un groupe de lettres et de chiffres et indique la séquence de traitements utilisés pour obtenir les différents états (Tableau I.4).

Etat de base	Lettres	Chiffres	Autres
Etat brut de fabrication	F	-	-
Etat recuit	O	-	-
Etat Ecroui	H	1 - 2 - 3	dureté 1-9 (3 ^o chiffre pour variances de trait)
Etat traité thermiquement	T	1 – 12	1 ou 2 chiffres pour variétés de traitement
Mis en solution (trempé)	W	-	-

Tableau I.4 - Indique Désignation des états métallurgiques des produits corroyés [1]

I.1.6.3 - Les alliages de moulage

Obtenus par coulés dans des moules d'où sortent des produits (presque) finis. Ils ne subissent donc pas de déformation importante mais doivent présenter, selon les applications, certaines des autres propriétés ci-dessus, et aussi d'autres qualités bonnes telles que coulabilité, retrait faible à la solidification, aucune formation de criques... une grande part des alliages de moulage provient de métal recyclé refondu.

I.1.6.4 - Désignation des alliages de moulage

□ Compositions

La désignation alphanumérique, autre fois en usage en France, a été remplacée par une désignation numérique, comme pour les alliages de corroyage, mais en 5 chiffres, suivant la norme Afnor NF EN 1780-1. On trouvera au (tableau. I.6) la correspondance entre le premier chiffre et l'élément d'alliage.

Pour faciliter la compréhension du texte concernant les alliages de moulage, nous avons indiqué les deux désignations : l'ancienne alphanumérique et la nouvelle, numérique, en vigueur depuis 1998.

Élément d'alliage	famille
Aucun	10000
Cuivre	20000
silicium	40000
magnésium	50000
Zinc et cuivre	70000

Tableau I.5 - Famille d'alliages d'aluminium moulé [5]

I.1.6.4.1- Désignation symbolique (Norme européenne)

La désignation comporte les éléments suivants :

- le préfixe EN suivi d'un espace
- la lettre A qui représente l'aluminium
- la lettre C qui représente les produits moulés
- un tiret -
- les symboles chimiques des éléments d'addition, successivement suivis de leur teneur dans l'ordre décroissant de celle-ci.

Exemple : EN AC-AlCu4MgTi : alliage d'aluminium à 4% de cuivre avec des traces de manganèse et de titane.

I. 1. 6. 4. 2-Désignation numérique (Norme européenne)

La désignation comporte les éléments suivants :

- le préfixe EN suivi d'un espace
- la lettre A qui représente l'aluminium
- la lettre C qui représente les produits moulés
- un tiret -
- cinq chiffres représentant la composition chimique :
 - 2 premiers indiquent le groupe d'alliage
 - 3 derniers indiquent la composition chimique.

Exemple : EN AC-21000 : alliage d'aluminium à 4% de cuivre avec des traces de manganèse et de titane.

I.1.6.4.3 - Anciennes normes de désignation

Les alliages d'aluminium de fonderie sont encore souvent désignés par leurs anciennes normes.

Composition

La désignation est alphanumérique

*** Cas des aluminiums non alliés :**

A suivie d'un indice de pureté chimique représenté par un chiffre dont la valeur augmente avec la pureté

Exemple : A4 = aluminium de pureté ³ 99,0%

A5 = aluminium de pureté ³ 99,5%

***Cas des alliages :**

A suivie du symbole des éléments d'addition dans l'ordre des teneurs décroissantes

***Etat de livraison**

La lettre Y qui signifie alliage moulé est suivie de deux chiffres :

- le premier chiffre indique le mode de moulage

2 : moulage en sable

3 : moulage en coquille

4 : moulage sous pression

8 : moulage par centrifugation

9 : moulage suivant prescriptions

- le deuxième chiffre indique le traitement thermique

0 : pas de traitement

1 : recuit

3 : mis en solution, trempé revenu

4 : mis en solution, trempé et mûri

5 : stabilisé

9 : suivant prescription

Exemple : A-U5GT-Y24

Alliage de moulage contenant 5% de cuivre, du magnésium et du titane, moulé en sable, mis en solution, trempé et mûri.

I.1.6.5 - Les alliages aluminium-cuivre (ALCU4 %) [4]

Il existe environ 310 alliages d'aluminium différents. Certains alliages possèdent des Caractéristiques mécaniques qui répondent très bien aux besoins du domaine aéronautique, Comme par exemple l'alliage 2024 utilisé dans les structures des avions et le revêtement de leur fuselage. L'aéronautique est donc un grand « consommateur » d'alliages d'aluminium,

La série 2XXX contient des alliages avec le cuivre comme un élément de durcissement perfection. Souvent le magnésium est ajouté pour augmenter le maximum de résistance. Ces alliages obtiennent leur très haute résistance par la précipitation des phases CuAl_2 et/ou CuMgAl_2 . Les alliages de ce groupe sont caractérisés par de haute résistance à la corrosion et très faible extrudabilité et soudabilité. Ils sont largement utilisés dans l'industrie de l'aviation et l'espace, mais également comme Pièces de machine, boulons et rivets.

I.1.6.5.1 - Diagramme d'équilibre AL-CU 4%

Le diagramme de phases du binaire Al-Cu nous indique qu'entre 500 et 580°C, l'alliage Al- 4 % masse Cu est monophasé : il s'agit d'une solution solide désordonnée d'aluminium dans laquelle le cuivre est en substitution (phase α). En dessous de 500°C, l'alliage devient biphasé et les deux phases, α et θ -Al₂Cu coexistent. Il y a donc précipitation de phase θ dans la solution α . Au fur et à mesure que l'alliage est refroidi (on considère un refroidissement lent pour être le plus proche possible des conditions d'équilibre), la proportion de θ -Al₂Cu augmente. A la température ambiante, les pourcentages massiques d'équilibre sont de 93 % de phase α et de 7 % d'Al₂Cu. La solubilité de l'élément cuivre dans l'aluminium (phase α) est d'environ 0,02 % à température ambiante.

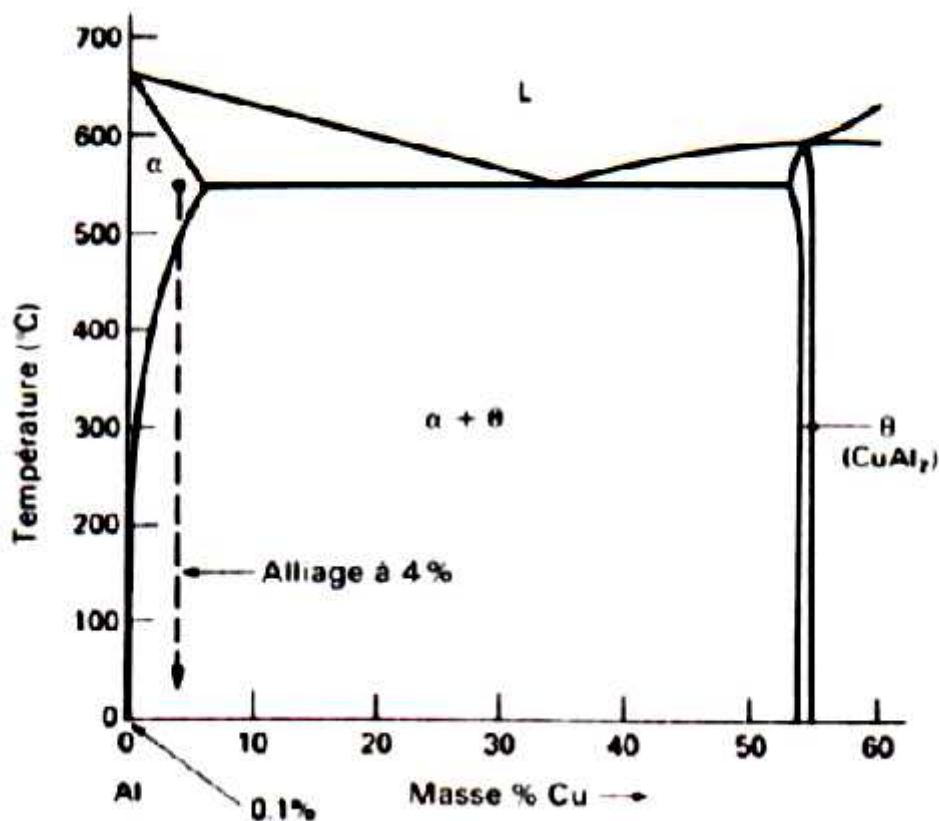


Figure I.1 - Diagramme de phases du système binaire aluminium-cuivre.

I.1.6.5.2 - Quelques alliages d'aluminium _ cuivre [4]

De nombreux alliages certains étant commercialisés depuis longtemps entrent dans cette famille. Leur durcissement est obtenu essentiellement par la précipitation des formes transitoire des phases Al₂Cu et Al₂Cu Mg.

Ces alliages peuvent être classés en quatre familles :

Alliages pour mise en forme :

) **Alliage 2117 :**

Très faiblement chargé en cuivre et en magnésium, cet alliage a des caractéristiques modestes mais une aptitude à la mise en forme particulièrement grande ; aussi est-il particulièrement bien adapté pour exécuter les pièces embouties de carrosseries automobiles et ceci d'autant plus qu'il peut facilement être soudé électriquement par point sans traitement de surface préalable.

Alliages pour bonne résistance mécanique

) **Alliage 2017 :**

Cet alliage, durci la phase Al_2Cu et, mais à un degré moindre, par Al_2Cu Mg, est essentiellement utilisé à l'état T4. Très connu sous la dénomination « Duralumin », il peut être considéré comme étant à l'origine de l'aluminium dans l'aviation et même à l'origine du développement de l'aviation elle-même.

) **Alliage 2024 :**

Cet alliage, plus performant que le précédent, est utilisé dans les deux états T4 et T6 (durcissement dû à Al_2Cu Mg et, à un degré moindre, à Al_2Cu). Il est utilisé dans le domaine du transport (structures d'ales et de fuselage, pales d'hélicoptère en aéronautique), de la mécanique (mâts, charpentes ...), de l'armement (engins de franchissement) et du sport (cannes pour la pêche, arcs, flèches...).

) **Alliage 2014 :**

Il a déjà fait l'objet, à l'état T6, de nombreuses applications aéronautiques (en France : pièces forgées et matricées pour les avions Jaguar, Airbus, d'hélicoptère SA 330, tôles épaisses pour structure intégrale des avions Mirage III et IV de Dassault), en armement (galet et moyeux pour chenilles de chars, corps de propulseur), en mécanique (poutrelles).

Alliages pour résistance mécanique à chaud

) **Alliage 2618 :**

Alliage dont le durcissement est obtenu par phase Al_2Cu Mg et qui présente, par ailleurs, une forte proportion de phases insolubles du type Al_9FeNi . Utilisé depuis de nombreuses années pour la fabrication des disques et aubes de compresseur en raison de sa bonne tenue

à 200-250°C, cet alliage a été retenu pour la construction de la con corde par suite de sa bonne résistance au fluage à 120-150°C et ceci pour des durées atteignant 30000 heures, de sa bonne tenue à la fatigue à 20°C et à 150°C, et de sa bonne résistance à la corrosion sous tension.

Alliages pour décolletage

L'addition d'éléments tels que le plomb, le bismuth ou le cadmium, permet d'éviter les copeaux longs lors de l'usinage et de favoriser leur fragmentation fine et régulière sur tours automatiques et à grande vitesse.

Deux alliages sont actuellement commercialisés :

) **Alliage 2030 :**

Cet alliage, dont la bonne aptitude au décolletage est obtenue par l'addition de plomb, est utilisé, particulièrement en France, depuis de nombreuses années : il présente des caractéristiques mécaniques relativement élevées à l'état T4 et également une bonne aptitude à l'anodisation, ce qui permet d'obtenir :

- ✓ Une protection efficace pour les pièces soumises à des atmosphères corrosives,
- ✓ Une dureté superficielle élevée qui confère une grande résistance à l'abrasion et de bonnes qualités de frottement,
- ✓ Une couche autolubrifiante après imprégnation, ce qui est particulièrement efficace pour les pièces filetées, des possibilités de coloration.

) **Alliage 2011 :**

Cet alliage a également une bonne aptitude au décolletage grâce aux additions de plomb et de bismuth. Il présente, par rapport au 2030, l'avantage d'une meilleure aptitude à la déformation à chaud (filage à plus grande vitesse, possibilité d'obtention des pièces par matriçage), mais en contrepartie, l'inconvénient d'être plus corrodable : en atmosphère industrielle ou maritime, il ne doit pas être utilisé sans protection (l'anodisation constitue la meilleure protection) ; par ailleurs, sa sensibilité à la corrosion sous tension, notable à l'état T3, est peu accentuée à l'état T8.

CHAPITRE I.2 - ELABORATION DES ALLIAGES ALUMINIUM – CUIVRE

INTRODUCTION [6]

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

I.2.1 - LE MINERAI DE L'ALUMINIUM [11,12]

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

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

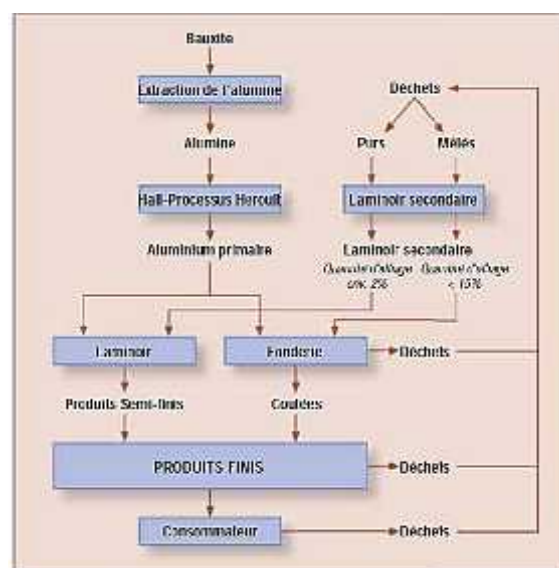


Figure I.2 - Etapes de production de l'aluminium [8]

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

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

I.2.3 - Le processus Hall-Héroult - transformer l'alumine en aluminium.

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

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

L'électrolyse a lieu dans un grand conteneur en acier revêtu au carbone ou au graphite, contenant des tiges d'acier pour conduire l'électricité. Les parois et le fond claudés au carbone forment la cathode et la coulée d'oxyde-cryolite d'aluminium est l'électrolyte. Les plaquettes de carbone pendues sur un montage au-dessus de la coulée servent d'anodes. Lors de l'électrolyse, le carbone de l'anode réagit à l'oxygène de l'alumine, et lors d'une réaction secondaire, de l'aluminium métallique est produit avec la formation de dioxyde de carbone :



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

n'augmente, la pureté d'un aluminium spécifique utilisé pour un produit est déterminée par les exigences de son application. [7]

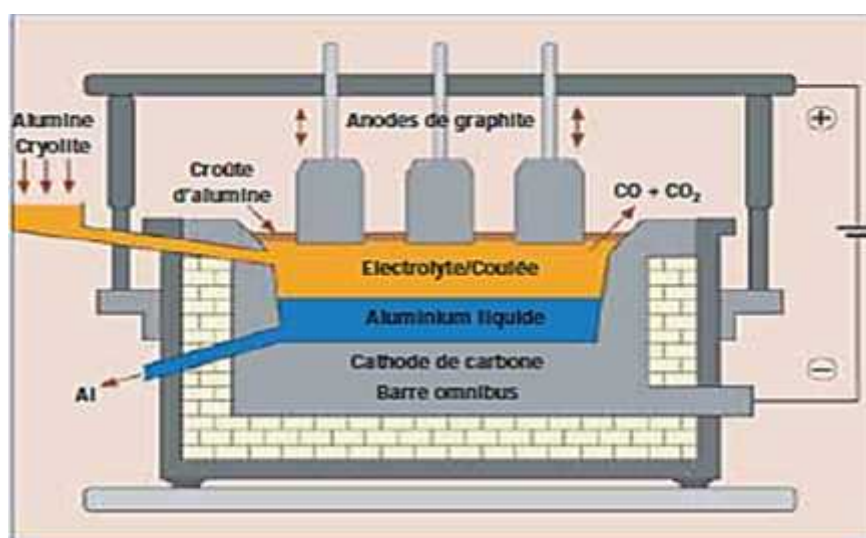


Figure I.3 - Schéma d'une électrolyse produite l'aluminium pur.

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

Dans notre travail on va étudier comment obtenir un alliage de corroyages de la série (2000) qui est l'alliage 2017A. Qui contient comme élément d'alliage principal le cuivre.

I.2.4 - L'alliage 2017A [9,12]

Il considère comme l'un des alliages les plus anciennes, également très connu sous la dénomination Duralumin, peut être considéré comme étant à l'origine du développement de l'aluminium dans l'aviation et également du développement de l'aviation elle-même. Il est toujours très utilisé, à l'état T4, il est considéré comme un alliage à durcissement structural utilisé dans les structures à résistance mécanique très élevée.

I.2.4.1 - Composition chimique de l'alliage 2017A

Alliage	Si(%)	Fe(%)	Cu(%)	Mn(%)	Mg(%)	Cr(%)
2017A	0,20 - 0,8	0,7	3,5 - 4,5	0,40 - 1,0	0,40 - 1,0	0,10

Tableau I.6 - Composition chimique de l'alliage 2017A [13]

I.2.4.2 - Influence des éléments d'addition - ils sont classés dans le **tableau I.7** suivant

Elément d'alliage	Son rôle
Cu	Résistance mécanique moyenne à l'état trempé mûri mais relativement élevée à l'état trempé revenu. Bonne tenue à chaud. Aptitude au soudage généralement mauvaise selon les procédés traditionnels. Résistance à la corrosion relativement faible en atmosphère corrosive. relativement élevée à l'état trempé revenu
Si	Coulabilité
Fe	Diminue les retassures internes
Mn	Aptitude à la déformation Résistance à la corrosion, Aptitude au brasage et soudage
Mg	Caractéristiques mécaniques élevées Résistance à la corrosion, Soudabilité
Cr	soudabilité et taille de grain moyenne

Tableau I.7 - Influence des éléments d'addition [10]**I.2.5 - ELABORATION ET PREPARATION DE L'ALLIAGE 2017A [12]**

Les alliages sont préparés après la sortie de l'aluminium pur des cuves on vide alors les poches de coulée dans des moules ou dans des fours où l'aluminium en fusion est maintenu à une température de 650-680°C. On ajoute les éléments d'alliages de notre alliage 2017A, qui sont pré-mélangés avec une grande précision selon les rosettes et qui se présentent sous forme de petits lingots, sont ajoutés à l'aluminium pur. L'alliage est purifié en injectant des éléments de gaz dans le métal en fusion et on enlève ensuite les impuretés qui flottent à la surface. Le métal en fusion est finalement coulé dans des petits lingots.

I.2.5.1 - Transformation de l'alliage d'aluminium

Puisque notre alliage est un alliage de corroyage, alors son élaboration prend en considération leur capacité à être mise en forme à l'état solide avec des différents types de mise en forme connus tel que le laminage, le tréfilage, le forgeage, l'extrusion etc.

Dans notre cas la transformation de notre alliage 2017A : en va utiliser la mise en forme par laminage. On utilise comme produit départ un produit moulé dont la forme respect les contraintes de fabrication. se produit appelé lingots de laminage.

I.2.5.2 - Principe de laminage [11]

Le laminage est un procédé de fabrication par déformation plastique. Il concerne différents matériaux comme le métal, alliages ou tout autre matériau sous forme pâteuse. Cette déformation est obtenue par compression continue au passage entre deux cylindres tournant dans des sens opposés, appelés *rouleaux*. Il existe aussi des opérations de laminage particulières utilisant plus de deux rouleaux.

Un laminoir est une installation industrielle ayant pour but la réduction d'épaisseur d'un matériau. Il permet également la production de barres profilées (produits longs).

Il existe de nombreux types de laminoirs

- Laminoir à produits plats
- Laminoirs industriels pour les métaux
- Laminoir à verre afin de produire les verres imprimés
- Laminoir à produits longs
- Laminoirs universels (métaux)
- Laminoirs à fils
- Laminoirs de bijoutiers

La figure suivante illustre le procédé de laminage où une tôle est engagée entre les deux cylindres tournant en sens inverse. La tôle d'épaisseur e_1 doit pouvoir s'engager entre les cylindres où elle sera déformée en compression pour ressortir à une épaisseur e_2 correspondant à l'ajustement du jeu entre les cylindres.

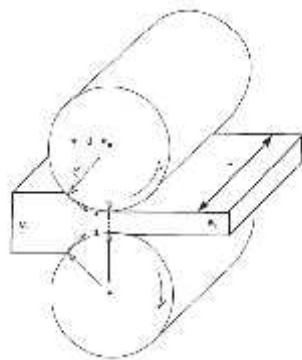


Figure I.4 - Principe de laminage [10]

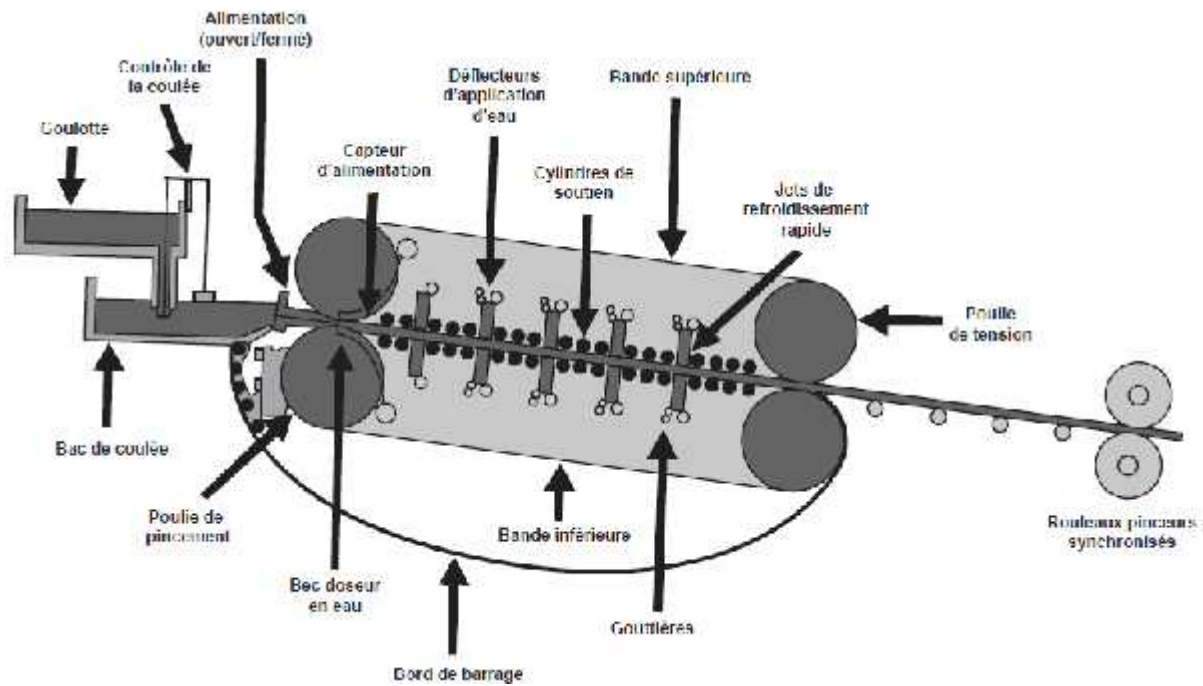


Figure I.5 -Tôle d'aluminium produite par coulée continue

Note - Dans notre cas les barres d'aluminium sont très longues, elles sont de longueur 6m, et de diamètre 55mm. On utilise alors un type de laminage un peu compliqué qui demande des laminoirs spéciaux utilisés généralement dans l'industrie pour obtenir des barres longues à formes cylindriques. C'est le laminage à produits longs, ou laminage par coulée continue. Le schéma suivant illustre le procédé de laminage par coulée continue.

CHAPITRE I.3 - TRAITEMENTS THERMIQUES

INTRODUCTION [2]

Les traitements thermiques sont constitués par un certain nombre d'opérations combinées de chauffage et de refroidissement ayant pour but :

- D'améliorer les caractéristiques des matériaux et rendre ceux-ci plus favorables à un emploi donné, à partir des modifications suivantes :
- Augmentation de la résistance à la rupture et de la limite élastique R_m , R_e , A % en donnant une meilleure tenue de l'élément.
- Augmentation de la dureté, permettant à des pièces de mieux résister à l'usure ou aux chocs.
- De régénérer un métal qui présente un grain grossier (affiner les grains, homogénéiser la structure) cas des matériaux ayant subi le forgeage.
- De supprimer les tensions internes (écrouissage) des matériaux avant subi une déformation plastique à froid (emboutissage, fluotournage).

En dehors du recuit de recristallisation qui permet de supprimer l'écrouissage, les traitements thermiques ne s'appliquent pas aux métaux purs, mais seulement à quelques alliages pour lesquels on recherche principalement une augmentation de la limite élastique et une diminution de la fragilité. Les traitements thermiques sont appliqués surtout aux aciers XC et aciers alliés ZR alliages non ferreux. En général les traitements thermiques ne changent pas la composition chimique de l'alliage.

I.3.1 - DEFINITIONS ET PROCÉDES DES TRAITEMENTS THERMIQUES

Effectuer un traitement thermique sur une pièce, c'est faire subir à celle-ci une variation de la température en fonction du temps. Le procédé de traitement thermique se compose de (Figure I.6).

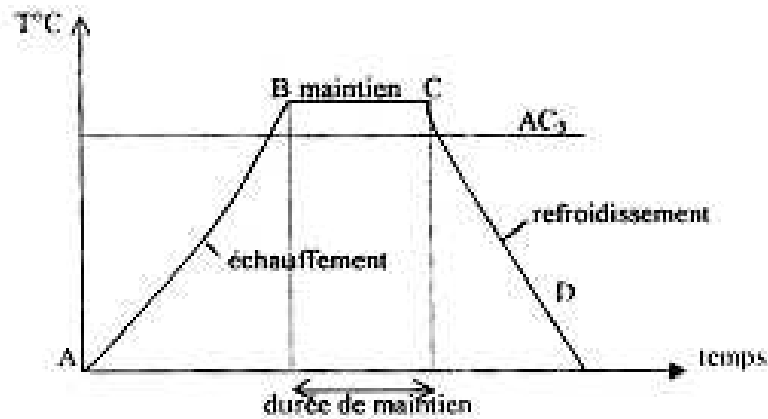


Figure I.6 - Le procédé de traitement thermique [4]

- AB : L'échauffement à des températures supérieures aux températures de transformation (par exemple : AC3).
- BC : Maintient à une température définie.
- CD : Refroidissement avec une vitesse donnée :
 - * Lente (dans le four, à l'air).
 - * Assez rapide (dans l'huile).
- Très rapide (dans l'eau).

I.3.1.1 - Chauffage des pièces [3]

La première étape de chaque traitement thermique est le chauffage de la pièce à la température exigée. Le chauffage doit s'effectuer très rapidement pour avoir une faible consommation d'énergie et une grande productivité. Il existe deux possibilités pour le chauffage des pièces.

a. Par transmission de la chaleur

On distingue trois possibilités :

- **Par conductibilité** : La pièce est chauffée dans un four ordinaire où elle est en contact qu'avec le sol du four, elle ne reçoit par conductibilité qu'une petite quantité de la chaleur dépensée.

- **Par convection** : Dans ce cas, la pièce est chauffée par contact avec un fluide chaud (gaz ou liquide) qui se déplace et lèche la pièce en lui cédant une grande partie de la chaleur dépensée.

- **Par rayonnement** : La chaleur absorbée par les parois et la voûte du four est rayonnée vers la pièce qui l'absorbe. C'est le cas où l'apport de chaleur est le plus important.

Dans la plupart des cas, le chauffage des pièces, est effectué simultanément par convection et rayonnement.

b. Par production de la chaleur dans la pièce :

C'est une possibilité de chauffer la pièce en créant dans cette dernière un flux de courant, soit par l'utilisation de la pièce comme conducteur dans un circuit électrique (chauffage par résistance) ou l'emplacement de la pièce dans un champ variable (chauffage par induction) comme le montre les figures 2.

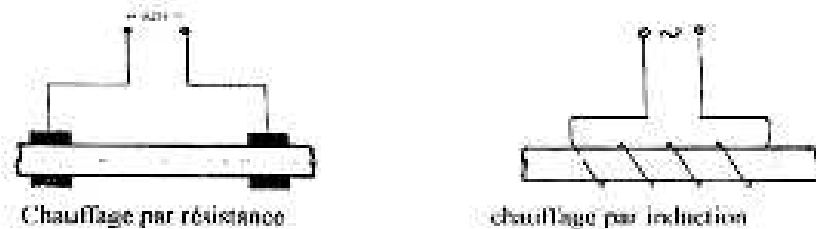


Figure I.7 : Chauffage par résistance ou par induction [4]

Cette méthode est utilisée surtout pour les pièces à sections petites et uniformes. On peut obtenir des vitesses de chauffage très élevées. Par exemple pour une pièce de section $\varnothing 150$ mm, la durée de chauffage pour atteindre $T = 1200^{\circ}\text{C}$ est de :

- 20 mn pour le chauffage par induction.
- 8 mn pour le chauffage par résistance.
- 2 à 3 heures pour le chauffage dans un four.

Cette méthode est rentable seulement pour des sections inférieures à 150mm.

Les difficultés qui peuvent se présenter lors d'un chauffage rapide sont les fissures et étirages des pièces à la suite de la différence de dilatation de la couche extérieure et du cœur de la pièce où se créent des contraintes pouvant provoquer des fissures pour des températures basses et des déformations plastiques pour des températures élevées.

Quelque soit le procédé de chauffage utilisé, il existe toujours une différence de température dans les différentes parties de la pièce. Répartition de la chaleur non uniforme.

I.3.1.2 - Conditions de chauffage des pièces en traitements thermiques [3]

L'appareil de chauffage doit permettre :

- D'atteindre et de maintenir toutes les parties de la pièce à une température déterminée et avec une précision de l'ordre de plus ou moins 5°C.
- D'éviter une dénaturation du métal et principalement une décarburation dans le cas des aciers.
- De présenter des possibilités de préchauffage lorsque la température à atteindre est élevée.

En général seul le chauffage dans une enceinte fermée possédant une régulation automatique de température est susceptible d'offrir la solution cherchée

I.3.1.3 - Types de fours et leurs atmosphères [1]

a. Fours à sole :

Dans les fours à sole, le chauffage se fait surtout par rayonnement et ils présentent une chambre dans laquelle on met la pièce à chauffer. Dans certains cas une deuxième chambre située au-dessus de la première et récupérant une partie de la chaleur formée, sert comme chambre de préchauffage.

b. Fours à bain de sels :

Ils présentent les avantages suivants :

- Rapidité de chauffage : car la pièce est en contact sur toutes ses faces avec le sel liquide en mouvement permanent.
- Uniformité de chauffage : les écarts de température entre les différents points du bain sont très faibles, la pièce s'échauffe régulièrement, ce qui diminue l'importance de déformation.
- Absence de dénaturation du métal : le bain qui peut être choisi neutre, oxydant ou réducteur, protège la pièce de tout contact avec l'oxygène de l'air

c. Fours électriques :

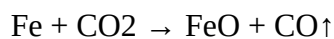
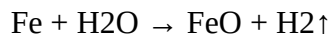
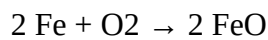
Les fours électriques peuvent être à sole ou à bain de sel. Ils sont chauffés le plus souvent par résistances métalliques en nickel-chrome pour des températures ne dépassant pas 1000°C

et en silicium pour des températures de 1300°C. Les fours électriques à bain de sel à haute température sont à électrodes, le sel fondu formant résistance entre celles-ci.

d. Atmosphères :

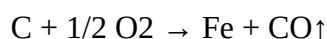
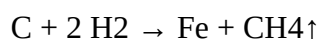
Lorsque les pièces sont chauffées jusqu'aux hautes températures dans ces fours à flammes ou dans les fours électriques, les gaz entrent en réaction avec la surface du métal, ce qui entraîne l'oxydation ou la décarburation des couches superficielles des pièces.

- L'oxydation résulte de l'interaction du métal avec l'oxygène ou la vapeur d'eau se trouvant dans le milieu du four. En général, le dioxyde de carbone CO₂ réagit avec le fer en l'oxydant.



L'oxydation produit une perte de métal et dégrade l'état des couches superficielles. Au début du chauffage, ces réactions se produisent à la surface après formation d'une pellicule d'oxyde. Ce phénomène se propage par diffusion des atomes d'oxygène dans les joints de grains à travers la calamine et, réciproquement, par diffusion inverse, le fer passe vers la surface.

- La décarburation se produit, en même temps, aux températures élevées par interaction des atomes de carbone de l'acier avec l'hydrogène suivant les réactions :



L'intensité d'oxydation et de décarburation de l'acier dépendent de la température, de la composition chimique et du milieu environnant. Pour assurer une atmosphère neutre, on doit satisfaire l'équilibre :

Oxydation ↔ réduction

Décarburation ↔ carburation

Pour préserver les pièces de l'oxydation et de la décarburation, on introduit dans l'espace utile du four des gaz chimiquement neutres vis-à-vis du métal qu'on appelle

“atmosphères contrôlées”, on a plusieurs genres :

- Atmosphère endothermique : obtenue par combustion partielle du gaz naturel et composée de (21 % CO + 40 % H₂O + 2 % CH₄ + 37 % N₂).
- Atmosphère exothermique : obtenue par combustion partielle de CH₄, et composée de (2 % CO₂ + 2 % H₂ + 96 % N₂).
- Azote technique : composé de ((2 à 4) % H₂ + 96 % N₂).
- Chauffage sous vide (de 10⁻² à 10⁻⁶) mm Hg réservé souvent aux alliages spéciaux (réfractaires, inoxydables, électrotechniques).
- Chauffage dans des bains de sels : réservés aux outils de coupe et aux petits éléments de machine.

I.3.1.4 - Refroidissement des pièces [5]

Le point important pour la détermination du régime de refroidissement de la pièce est celui de l'état de structure souhaitée à obtenir. Bien sûr, on cherche toujours à refroidir rapidement pour avoir une productivité élevée, mais on doit prendre en considération les dangers de fissuration et d'étirage des pièces. La vitesse de refroidissement nécessaire à l'obtention d'un état de structure est déterminée selon le diagramme TTT (Température, Transformation, Temps). Le refroidissement s'effectue dans des bacs utilisant l'eau ou l'huile, dans les deux cas, le bain est maintenu à température constante. L'eau chaude se trouvant constamment remplacée par de l'eau froide arrivant par le bas du bac.

On utilise aussi les jets permettant de régler le refroidissement des pièces sur toute leur surface, et enfin des chambres spéciales avec production du brouillard obtenu par jet d'eau et d'air sous pression, surtout utilisé en aviation pour le traitement de certaines pièces en aluminium.

I.3.2 - PRINCIPE DE DURCISSEMENT STRUCTURAL

Au cours du durcissement structural et pendant le vieillissement, la décomposition de la solution solide sursaturée se produit en plusieurs stades, en fonction de la température et la durée de vieillissement. Ce phénomène est très complexe, pour mieux comprendre le processus de durcissement structural on prend l'exemple de l'alliage Al-4 %Cu (Fig. 3), qui serve de base pour l'étude des phénomènes de précipitation.

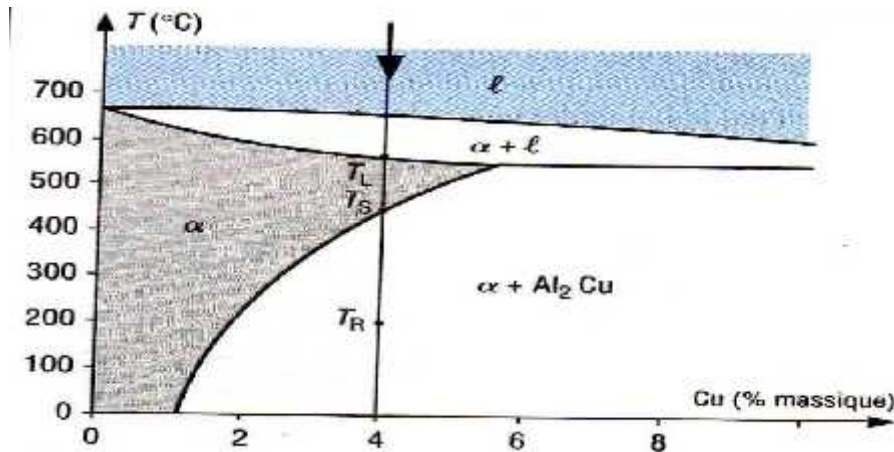


Figure I.8 - Diagramme d'équilibre partiel Al-Cu [7]

D'après le diagramme Al - Cu (**Figure I.8**), la solution solide α possède une grande étendue qui croît avec la température. Pour des températures inférieures à 548°C ou plus exactement entre la température T_L et T_S (mise en solution), l'alliage Al-4%Cu est constitué d'une solution solide homogène α ou les atomes de cuivre sont répartis au hasard dans le réseau cristallin

I.3.2.1- 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 [6].

I.3.2.2- La macrographie

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

de grandes surfaces qui doivent être soigneusement polies d'un papier émeri fin en évitant tout écaillage au cours de travail. Puis cette surface soumise à une attaque par des réactifs appropriés. Ce réactif agit par une dissolution à vitesse inégale de la surface métallique et crée ainsi des différences de niveau permettant l'observation. La macrographie met en évidence :

- La grosseur et la forme des grains : de petits grains traduisent en général un refroidissement rapide alors que les gros grains supposent un refroidissement lent.
- Les traitements mécaniques en observant la déformation des grains (déformation à froid, la différence de taille de grain (déformation à chaud)
- La répartition d'inclusion ou de cavités.

I.3.2.3 - La micrographie

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

I.3.2.3.1 - Observation par microscopie

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

L'obtention de la surface d'examen nécessite une suite d'opération allant du prélèvement effectuer sur le produit a l'attaque micrographique.

➤ Observation par microscope optique :

Du fait de son pouvoir de résolution insuffisant, il n'est utilisé on pratique que pour la détermination de la structure et la texture granulaire des matériaux étudiés.

➤ Microscopie électronique à balayage :

Est utilisé afin d'observer plus finement l'état de surface des matériaux et rendre compte des précipités grossiers présents dans les divers matériaux. Le principe de l'imagerie MEB consiste à composer une image de surface à partir des électrons secondaires éjectés du matériau sous l'effet du faisceau primaire. L'énergie de ces électrons dépend directement de

l'énergie des électrons primaires et du numéro atomique de l'élément qui interagit avec le faisceau primaire [6].

I.3.3- IMPORTANCE DE LA METALLOGRAPHIE [3]

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

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

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

CHAPITRE I.4 - ESSAIS MECANQUES

INTRODUCTION

On distingue essentiellement deux types d'essais mécaniques :

- F les **essais destructifs** sur éprouvette : la pièce peut être détruite pendant l'essai ;
- F les **essais non-destructifs** : la pièce n'est pas détruite. Ces essais sont utilisés sur les pièces complexes, chères et difficiles à réaliser, mais également pour valider une hypothèse de travail ou un modèle d'étude.

Nous allons voir dans ce qui suit un certain nombre d'essais mécaniques, destructifs ou non destructifs.

L'essai de traction sera quant à lui plus particulièrement détaillé, puisque c'est l'essai le plus couramment rencontré.

⇒ LES ESSAIS NON DESTRUCTIFS

I.4.1 - ESSAI DE TRACTION [1]

L'essai de traction permet à lui seul de définir les caractéristiques mécaniques courantes utilisées en RDM. La seule connaissance des paramètres de l'essai de traction permet de prévoir le comportement d'une pièce sollicitée en cisaillement, traction,

La figure ci-dessous représente une éprouvette plate, une éprouvette cylindrique et un détail d'une éprouvette cylindrique montée dans des mors d'une machine de traction. Compression et flexion.

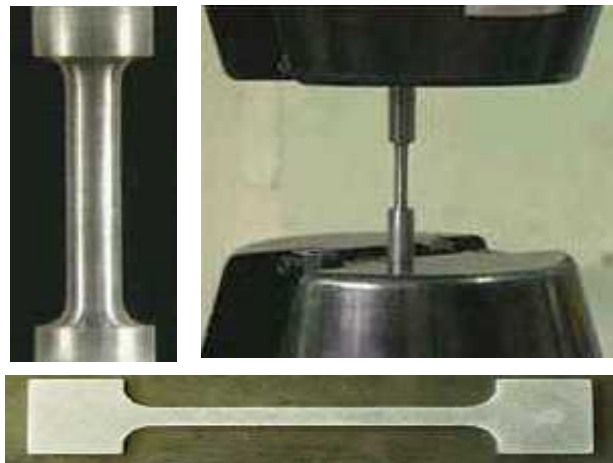


Figure I.9 – Epreuves

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

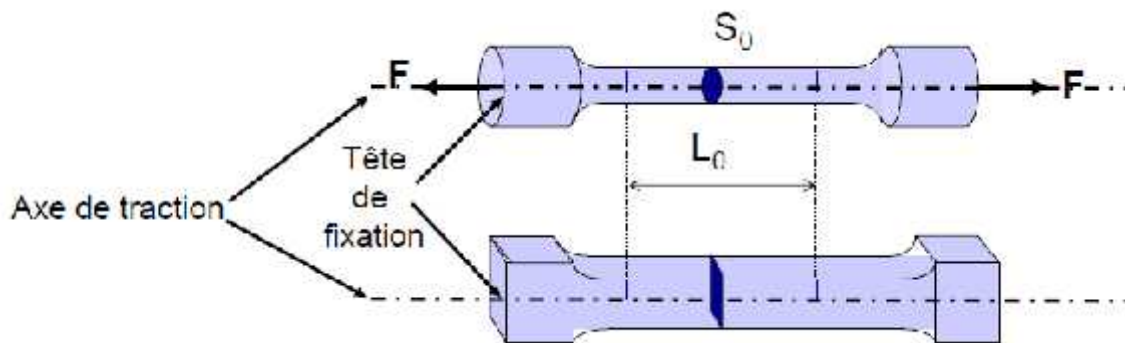


Figure I.10 - Epreuve de traction.

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

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

L'essai est réalisé sur une machine de traction (**Figure I.11**) : on applique lentement et progressivement à une éprouvette de forme et dimensions normalisées, un effort de traction croissant dont l'intensité varie de 0 à F.



Figure I.11 - Essai est réalisé sur une machine de traction

I.4.1.1- Définitions des éprouvettes

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

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

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

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

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

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

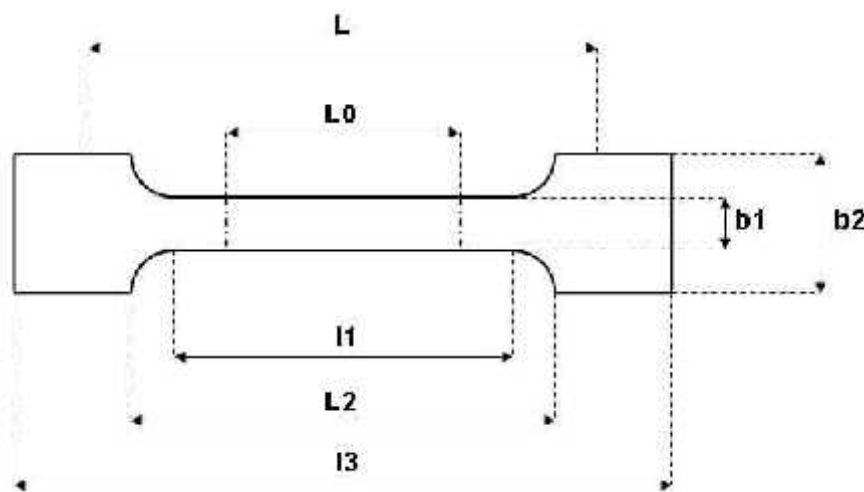


Figure I.12 - Dimension d'éprouvette de traction.

L_0 = Longueur de référence

L = Ecartement entre outillages

l_1 = Longueur de la partie calibrée étroite

L_2 = Ecartement entre les parties parallèles larges

l_3 = Longueur totale

b_2 = Largeur dans la zone d'épaulement

b_1 = Largeur dans la zone de la longueur de référence

h = épaisseur de l'éprouvette

I.4.1.2- Caractéristiques fondamentales [4]

Limite élastique	$R_e = F_e/s_0$	R_e : limite élastique en MPa F_e : charge maxi élastique en N s_0 : section initiale en mm ²
Résistance à la rupture	$R_r = F_r/s_0$	R_r : résistance à la rupture en MPa F_r : charge à la rupture en N S : section initiale en mm ²
Allongement relatif	$A \% = (L_u - L_0) / L_0$	L : longueur ultime après rupture en mm L : longueur initiale en mm
Allongement	$\epsilon = \Delta L / L_0$	$\Delta L = L - L_0$ allongement en mm L_0 : longueur initiale en mm ϵ : allongement (ou déformation)

Tableau I.8 - Les caractéristiques fondamentales de la traction.

I.4.1.3 - Contraintes et déformations vraies [1,2]

Grandeurs rapportées aux dimensions instantanées

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

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

$$S_0 L_0 = S L$$

- **Déformation vraie ϵ**

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

ϵ vraie s'écrit comme suit :

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

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

$$\epsilon_n = \frac{\ell - \ell_0}{\ell_0} \quad \epsilon = \ln(1 + \epsilon_n)$$

$$\sigma = \frac{F}{S} = \frac{F}{S_0} (1 + \epsilon_n) = \sigma_n (1 + \epsilon_n)$$

I.4.2- LA RESILIENGE [4]

Les paramètres de ténacité déterminés par l'essai de traction n'ont plus de sens lorsque la charge s'applique très rapidement. On parle de choc lorsque la durée d'application de la charge est de l'ordre du 1/100 de seconde. La résistance au choc ou résilience est caractérisée par le quotient de l'énergie nécessaire pour rompre l'éprouvette en un seul coup par la surface de la section rompue. Les photos ci-dessous et ci-dessous représentent respectivement la machine d'essai (Mouton de Charpy) et une éprouvette entaillée en U.



**Figure I.13- Machine d'essai
(Mouton de Charpy)**

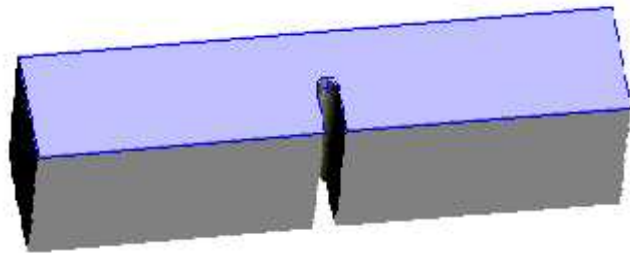


Figure I.14 - Eprouvette entaillée en U.

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

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

L'énergie consommée pour rompre le barreau est mesurée en faisant la différence d'énergie potentielle entre la hauteur de chute du mouton et celle à laquelle il remonte après avoir rompu le barreau. Si ce dernier était complètement fragile, le mouton remonterait à la

même hauteur que celle d'où il a chuté ; s'il était au contraire extrêmement tenace, il ne serait pas rompu et le pendule ne remonterait pas du tout. L'énergie de rupture ainsi déterminée s'appelle la résilience. Plus elle est élevée, plus le matériau est tenace.

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

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

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

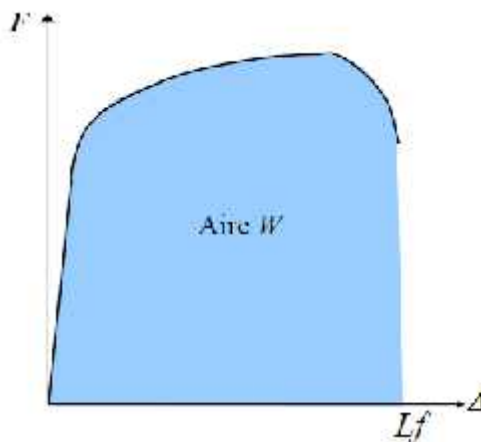


Figure I.15 - Courbe de traction montrant la ténacité.

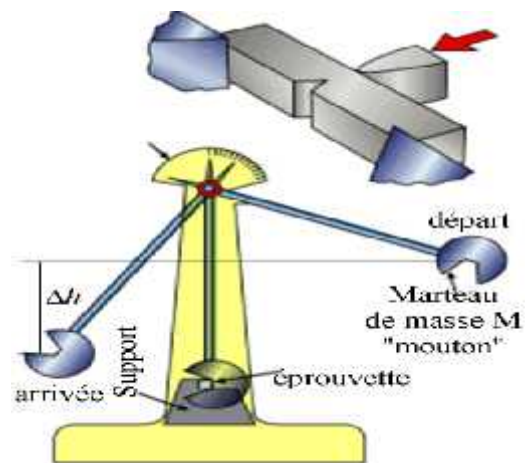


Figure I.16 - Essai de Charpy.

⇒ LES ESSAIS NON DESTRUCTIFS

I.4.3 – LES ESSAIS DE DURETE ET DE MICRO-DURETE [1,2]

I.4.3.1 – L'essai de dureté

Cet essai est destiné à vérifier la dureté superficielle d'une pièce. Il consiste à indenter la surface de la pièce à tester à l'aide d'un pénétrateur sphérique (dureté Brinell), conique (dureté Rockwell) ou pyramidal à base carrée (dureté Vickers) sur lequel on applique une charge connue. La mesure de l'aire de l'empreinte, rapportée à la charge appliquée permet de déduire la dureté.



Figure I.17 - Machine universelle de dureté (1 à 250 kg)

I.4.3.2 – L'essai de micro-dureté

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

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

$$H_V = F / S$$

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

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

d : diagonale moyenne de l'empreinte en millimètres.

A : angle au sommet du pénétrateur : 136° .

F : charge d'essai en newtons, celle qu'on a appliquée est de 10 g.

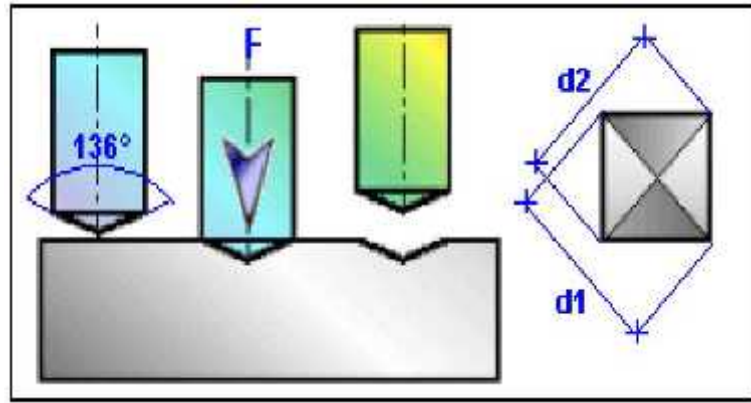


Figure I.18 - Principe de l'essai de micro-dureté

I.4.4 - DUCTILITE : Propriété grâce à laquelle un matériau peut se déformer de façon permanente avant de se rompre (aptitude des matériaux à la déformation plastique). C'est un atout important pour la mise en forme des matériaux.

I.4.5 - TENACITE : La ténacité : capacité d'un matériau à emmagasiner de l'énergie avant sa rupture. Elle caractérise la résistance du matériau à la propagation brutale de fissures. L'aire sous la courbe de traction $F(L)$ représente l'énergie nécessaire pour rompre l'éprouvette.

La ténacité s'exprime par la relation suivante :

$$W = \int_0^{L_f} F(\Delta L) . dL$$

I.4.6 – L'essai d'ultrasons [3]

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

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

I.4.6.1 – Contrôle par contact

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

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

I.4.6.2 – Contrôle en immersion

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

) D'une immersion totale. Le traducteur et la pièce sont entièrement immergés dans une cuve de contrôle ;

) D'une immersion locale. Le traducteur et la partie de la pièce qui est contrôlée sont reliés entre eux par un volume de liquide, grâce à des dispositifs spéciaux.

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

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

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



Figure I.19 – Palpeurs

CHAPITRE I.5 - DEFAUTS CRISTALLINS

INTRODUCTION [1]

Le cristal parfait ne se rencontre jamais dans la nature. Les cristaux réels contiennent toujours un certain nombre de défauts ou singularités en quantité variable. La présence et le nombre de défauts dépend du type de liaison chimique, de la pureté du cristal, de la méthode de préparation, ainsi que des traitements thermiques et/ou mécaniques subis. Dans ce chapitre, nous passons en revue les différents types de défauts pouvant affecter l'ordre cristallin. Nous verrons ensuite le rôle capital joué par les défauts sur les propriétés optiques, électriques et mécaniques des cristaux.

I.5.1- CLASSIFICATION GEOMETRIQUE DES DEFAUTS

Les défauts correspondent aux régions microscopiques d'un cristal dans lesquelles un atome est entouré de proches voisins situés en des positions différentes de celles observées dans un cristal parfait. Traditionnellement, les défauts sont répartis en quatre catégories suivant leur dimensionnalité. Les paragraphes suivants passent en revue les défauts ponctuels (0D), linéaires (1D), planaires (2D), et volumiques (3D).

I.5.1.1 - Défauts ponctuels [2]

Les **défauts ponctuels** se traduisent par une perturbation de l'ordre cristallin sur des dimensions limitées à une maille cristallographique typiquement :

- Les **lacunes** correspondent à un vide laissé dans la structure sur un site normalement occupé par un atome [**Figure I.20 (a)**].
- Les **atomes interstitiels** sont des atomes en surnombre dans une structure ou bien des impuretés placées sur des sites normalement vides [**Figure I.20 (b)**].
- Dans le cas où un atome occupe un site normalement occupé par un atome de nature chimique différente, on parle d'impureté substitutionnelle [**Figure I.20 (c)**].

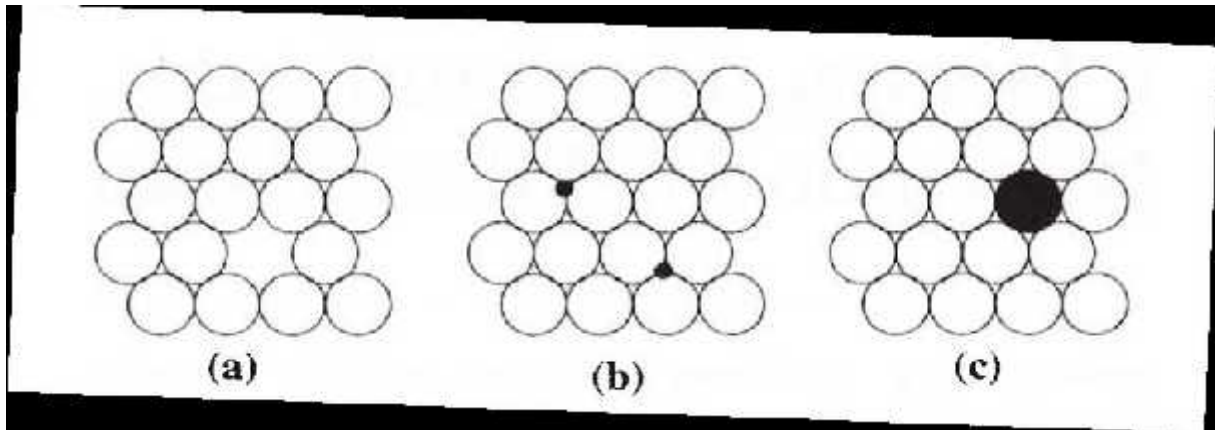


Figure I.20 - Exemples de défauts ponctuels simples.

(a) Lacune. (b) Atome en position interstitielle. (c) Atome en position substitutionnelle.

Figure extraite du livre « Bases physiques de la plasticité des solides », par J.-C. Tolédano.

I.5.1.2 - Défauts linéaires [3]

Les défauts linéaires observés dans les cristaux sont appelés dislocations (**Figure I.21**). Les dislocations sont obtenues par le glissement b d'une partie du cristal le long d'un plan. La ligne de dislocation proprement dite correspond à la ligne du plan de glissement séparant la partie du cristal qui a glissé de celle qui est restée immobile. Le vecteur de glissement b est appelé vecteur de Burgers de la dislocation.

On distingue les dislocations coin, pour lesquelles b est perpendiculaire à la ligne de dislocation, et les dislocations vis, pour lesquelles b est parallèle à la ligne de dislocation. Les autres dislocations sont dites mixtes.

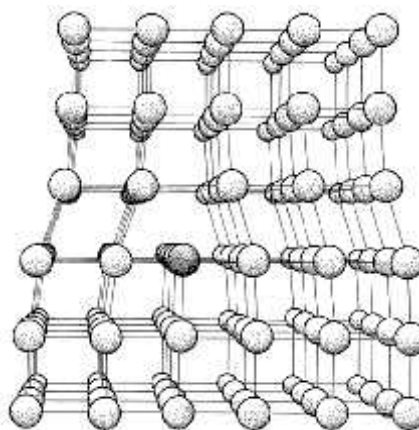


Figure I.21 : Dislocation de type « coin ».

La moitié inférieure du cristal comporte un demi-plan atomique supplémentaire. Le bord supérieur de ce demi-plan constitue la ligne de dislocation. Les atomes situés sur cette ligne

n'ont pas le même nombre d'atomes premiers voisins que les autres atomes au sein du cristal. La dislocation induit par ailleurs un important champ de déplacement des atomes dans son environnement proche. Figure extraite du livre « Physique des matériaux », par M. Gerl et J.-P. Issi.

A- Formation d'une dislocation de type « coin » [4]

La **Figure I.22** montre la formation d'une dislocation de type coin par le glissement b d'une partie d'un cristal cubique simple le long d'un plan (ABCD). La ligne de dislocation coin (OP) s'étend à l'infini dans le plan de glissement, dans une direction perpendiculaire à la direction de glissement b .

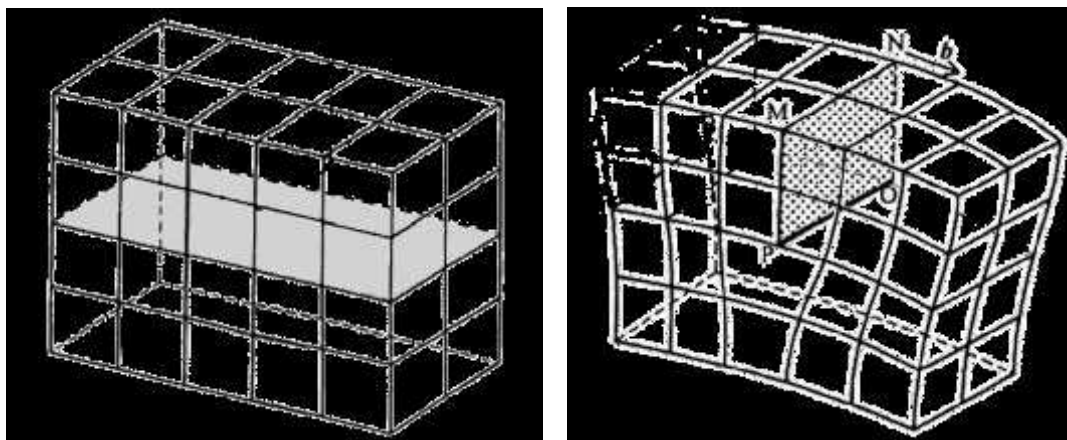


Figure I.22: Formation d'une dislocation coin (OP) dans le plan de glissement ABCD.

La portion de cristal située au-dessus du plan de glissement et à gauche de la ligne de dislocation (OP) subit un glissement b par rapport au cristal situé en-dessous. Une dislocation est dite « coin » lorsque le vecteur de glissement b impliqué dans sa formation lui est perpendiculaire. Figure réalisée à partir de l'ouvrage « Dislocations et plasticité des cristaux », par J.-L. Martin.

La dislocation coin peut également être décrite comme faisant suite à l'insertion d'un demi-plan supplémentaire après écartement de deux plans atomiques adjacents. La ligne de dislocation coïncide avec l'extrémité de ce demi-plan supplémentaire.

Les atomes situés sur une ligne de dislocation coin n'ont pas le nombre de voisins attendu dans une structure sans défauts. Dans les régions très proches de la ligne de dislocation, les atomes ont un environnement similaire à celui d'un cristal parfait, mais ils sont déplacés par rapport à leurs positions d'équilibre. Du côté du demi-plan supplémentaire par rapport au plan de glissement, les distances interatomiques observées entre les atomes sont plus petites que la

distance attendue à l'équilibre : la zone correspondante est dite en compression. Du côté opposé au demi-plan supplémentaire, les distances interatomiques sont à l'inverse plus grandes que la distance attendue à l'équilibre : la zone est alors dite en traction. La présence d'une dislocation augmente donc l'énergie interne du cristal, d'une quantité qui dépend de la nature des liaisons chimiques.

B- Formation d'une dislocation de type « vis » [4]

La **Figure I.23** montre la formation d'une dislocation de type **vis** par le glissement b d'une partie d'un cristal cubique simple le long d'un plan (ABCD). La ligne de dislocation vis (PO) marque la limite entre la région du cristal qui a glissé et celle qui n'a pas glissé. Celle-ci s'étend à l'infini dans le plan de glissement, dans une direction parallèle à la direction de glissement b .

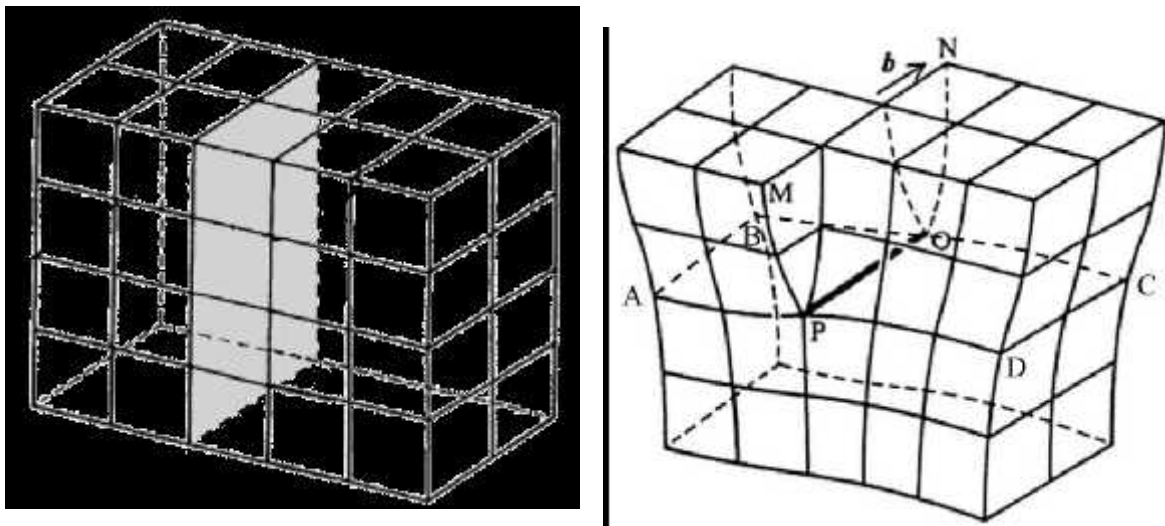


Figure I.23 : Formation d'une dislocation vis (OP) dans le plan de glissement ABCD.

La portion de cristal située à droite du plan de glissement et au-dessus de la ligne de dislocation (OP) subit un glissement b par rapport au cristal situé en-dessous. Figure réalisée à partir de l'ouvrage « Dislocations et plasticité des cristaux », par J.-L. Martin.

On peut également se représenter une dislocation vis en imaginant que l'on fait une coupure plane à travers le cristal, et que l'on fait glisser l'un des bords obtenus par rapport à l'autre d'une distance interatomique. La ligne de dislocation vis correspond alors au fond de la coupure. Une dislocation vis transforme les plans successifs d'atomes en surfaces hélicoïdales, d'où son nom.

C- Dislocations mixtes [5]

Une dislocation n'est en général pas rectiligne. La **Figure I.24** présente une ligne de dislocation courbe « VC » séparant les parties d'un cristal restées immobiles et celles qui ont subi le glissement b sur le plan défini par les points V, M et C.

La portion de l'arc « VC » perpendiculaire à b , autour du point C, a un caractère de dislocation coin. La portion de la dislocation parallèle à b , autour du point V, est de type vis. La portion restante de l'arc « VC » constitue une portion de dislocation de type mixte.

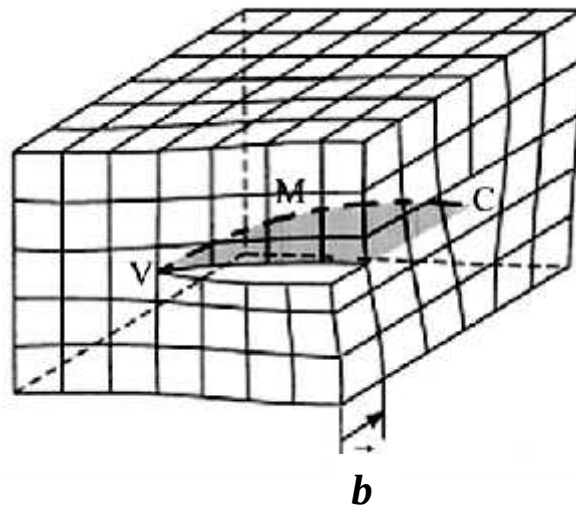


Figure I.24 : Exemple de dislocation mixte.

Figure extraite du livre « Introduction to dislocations », par D. Hull et D.J. Bacon.

D- Vecteur de Burgers [4]

Le vecteur de Burgers d'une dislocation correspond au vecteur de glissement b appliqué pour former celle-ci.

Il est possible de déterminer le vecteur de Burgers d'une dislocation en comparant les circuits de Burgers construits autour de la dislocation et dans la partie du cristal exempte de défauts. La méthode est la suivante (**Figure I.25**) :

- Choix d'une orientation de la ligne de dislocation L .
- Construction d'un circuit fermé autour de la dislocation, orienté suivant la règle du tirebouchon.

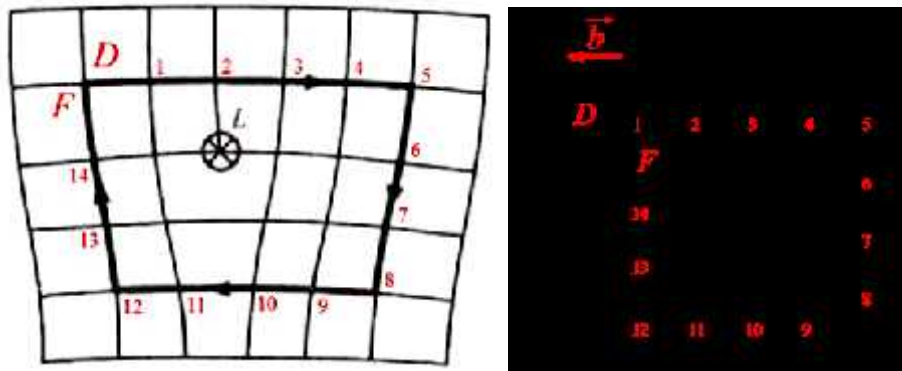
Le circuit est construit à partir des vecteurs i et t assimilables aux vecteurs du réseau cristallin i et t , aux petites déformations près de ce réseau autour de la dislocation.

Le circuit commençant au noeud D (pour « départ ») et finit au noeud F (pour « fin »).

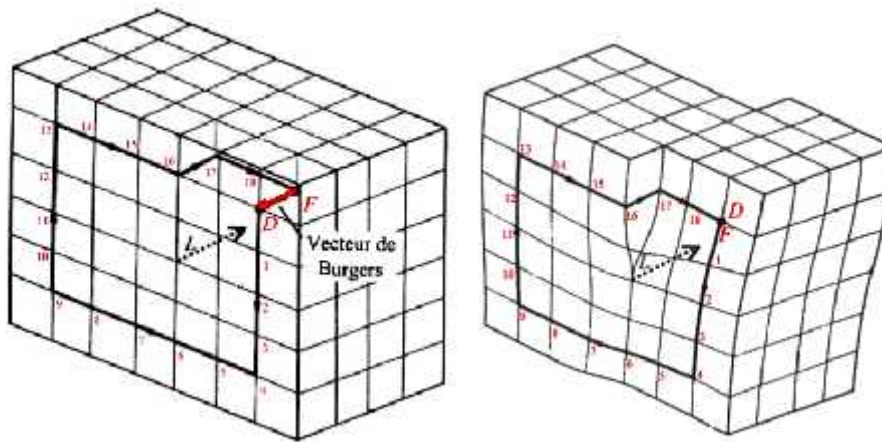
Les noeuds D et F sont confondus.

- Construction du même circuit dans le cristal parfait à partir des vecteurs de translation i t , partant d'un noeud D et aboutissant à un noeud F . Les noeuds F et D sont cette fois-ci différents.
- Le vecteur de Burgers correspond au défaut de fermeture du circuit « DF » dans le cristal parfait : $b \ll FD \gg$.

Rq : L'orientation choisie pour la dislocation L est arbitraire, mais conditionne le sens du vecteur de Burgers.



(A)



(B)

Figure I.25 - Détermination du vecteur de Burgers d'une dislocation coin (A) et d'une dislocation vis (B).

Figure réalisée à partir de l'ouvrage « Dislocations et plasticité des cristaux », par J.-L. Martin.

I.5.1.3 - Défauts planaires [2]

Un défaut planaire correspond à une région perturbée du cristal dont le volume est comparable à celui d'un plan d'atomes. Des exemples de défauts planaires sont les surfaces libres qui limitent un échantillon cristallin réel ou les joints de grains, surfaces frontières entre les cristallites constituant les échantillons polycristallins [Figure I.26 (A)]. Les défauts d'empilement sont également courants dans les structures compactes formées par les métaux [Figure I.26 (B)].

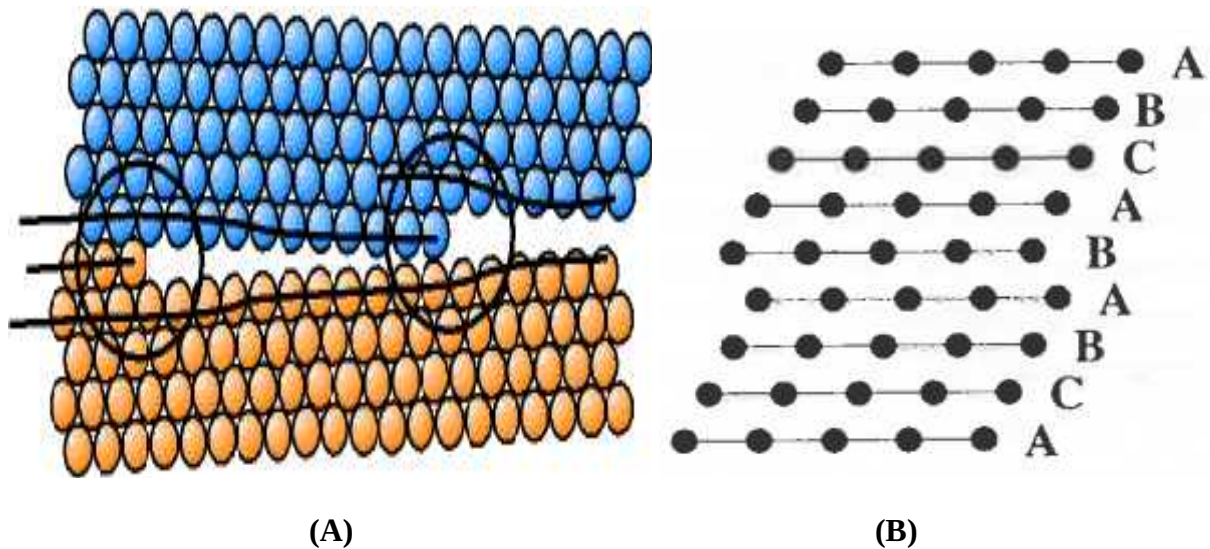


Figure I.26 : (A) Représentation schématique de l'arrangement des atomes au niveau d'un joint de grain dans un échantillon polycristallin. Le joint de grain, zone située entre deux cristallites adjacentes, est un défaut qui correspond à la fois à une discontinuité d'orientation cristalline et à une zone dans laquelle les positions relatives des atomes ne correspondent pas aux positions d'équilibre minimisant le potentiel d'interaction. (B) Défaut d'empilement produit par l'absence d'un plan C dans la séquence ...ABC ABC A... constituant une structure cubique compacte. Figure extraite du livre « Bases physiques de la plasticité des solides », par J.-C. Tolédano.

I.5.1.4- Défauts volumiques

Les défauts volumiques les plus courants sont les précipités, formés par l'inclusion d'une phase cristalline au sein d'une autre.

I.5.1.4.1 - Les pores (Figure I.27)

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

- La taille ;
- La morphologie.

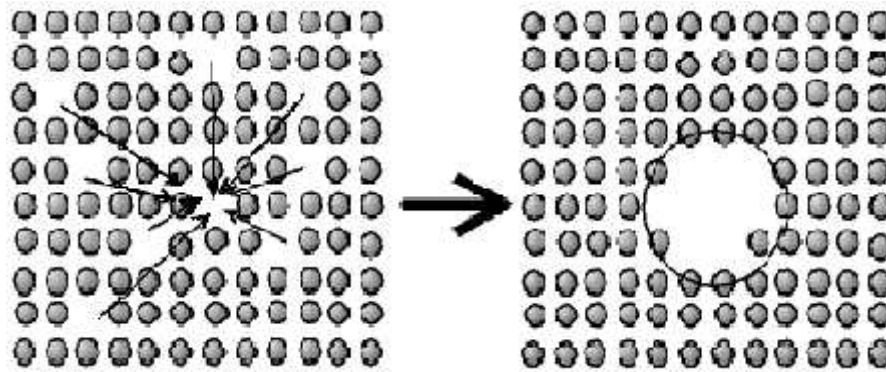


Figure I.27 - Représentation schématique d'un pore. [1]

I.5.1.4.2 - Les inclusions

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

I.5.1.4.3 - Les précipités

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

- Les précipités cohérents

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

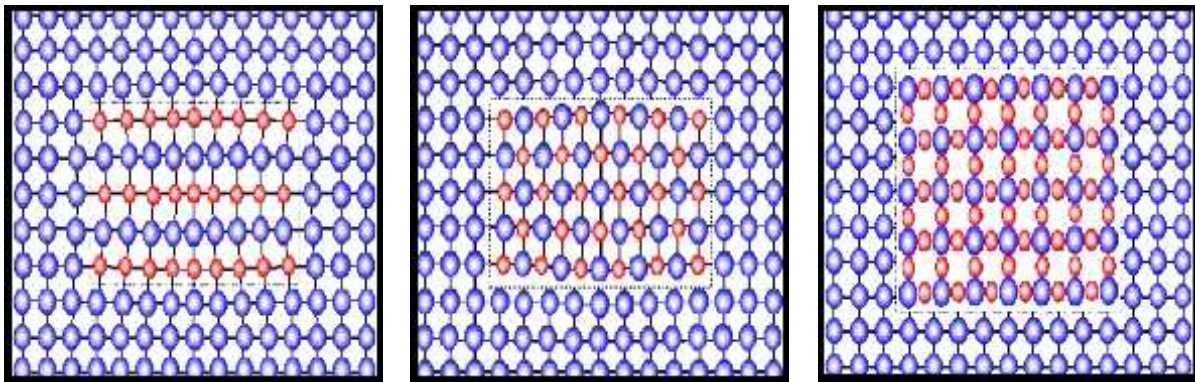
➤ Les précipités semi-cohérents

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

➤ Les précipités incohérents

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

La **Figure I.28** montre ces trois types de précipités.



(a) : Cohérent

b) : Semi-cohérent

(c) : Incohérent

Figure I.28 - Différents précipités.

Partie II

PARTIE EXPERIMENTALE

CHAPITRE II.1 - Appareillage	51-59
CHAPITRE II.2 - Méthode expérimentale et élaboration	60-66

CHAPITRE II.1 – APPAREILLAGE

II.1.1 – INTRODUCTION [3]

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

Les traitements thermiques de l'alliage de corroyage AlCu3Si2Mg et les essais mécaniques de traction, de dureté brinell HB, de microdureté Hv_{0,1}, de résilience ainsi que les examens micrographiques ont été réalisés au niveau de différents laboratoires de département de Génie Mécanique, par contre l'analyse chimique de l'alliage, la microstructure électronique à balayage et la résilience ont été réalisées respectivement au sein des laboratoires de l'ENIEM, de Hasnaoua et de l'Eléctro-Industries d'Azazga.

II.1.2 – APPAREILLAGES [1,2]

Les différents dispositifs utilisés dans notre étude sont

II.1.2.1 – Le laminage

Le laminage s'effectue à partir de billettes (blooms, brames ou larget), il permet d'obtenir des produits finis de formes marchandes.

) Des produits laminés à chaud

➤ Produits plats comme des plaques d'une épaisseur entre 5 à 25 mm, des bobines de tôle d'une épaisseur entre 1 à 5 mm, elles sont débitées des feuilles ou feuillards.

➤ Produits longs comme des barres, rails, poutrelles, profilés divers, ...

) Les produits laminés à froid sont repris après un laminage à chaud pour obtenir des bobines de tôle d'une épaisseur entre 0,1 à 3 mm, elles sont débitées par la suite en feuilles ou feuillards.



Figure II.1 - Schéma de principe d'élaboration par laminage [6]

II.1.2.2 - Scie mécanique

Le découpage du brut des éprouvettes, des échantillons pour la dureté, la microdureté et la microstructure, on a utilisé une scie mécanique (Figure II.1) avec les propriétés suivantes :

Tension $T=380V$,

Puissance $P=1,5Kw$,

Poids = 600Kg



Figure II.2 -Scie mécanique de type ALMOSMA3 [7]

II.1.2.3 - Usinage des éprouvettes et des échantillons [5]

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



Tour universel de type SN 40 SN 50C
Tension $T=380V$
Puissance $P=6,6Kw$
Poids = 1620Kg.
Fréquence $f=50Hz$

Figure II.3 - Tour universel de type SN40SN 50C



Fraiseuse verticale FV1, 5 ALMO
Tension de service 380V,
Puissance totale 5KW,
Poids 1520Kg

Figure II.4 - Fraiseuse verticale FV1, 5 ALMO

II.1.2.4 – Ebavurage [4]

La meule

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



Figure II.5–Meule.

II.1.2.5 - Eprouvettes et échantillons

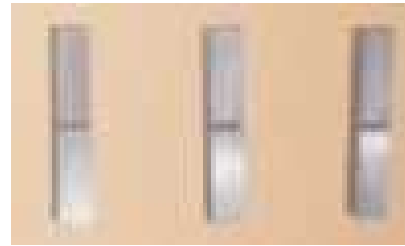


Figure II.6 –Eprouvette cylindrique de traction. Figure II.7 –Eprouvette de résilience.

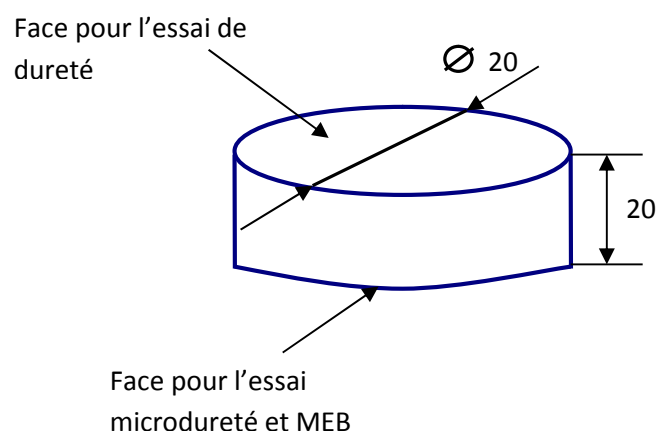


Figure II.8 -Echantillon pour l'essai de dureté, de microdureté et de structures.

II.1.2.6 - Traitements thermiques [5,6]

II.1.2.6.1 - 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 le rendre plus léger. Un contact électrique coupe le circuit de résistances dès l'ouverture de la porte pour éviter au manipulateur toute décharge électrique.



Figure II.9 -Four de trempe.

Le four de trempe possède les caractéristiques suivantes :

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

II.1.2.6.2 - Etuve [1]

Nos traitements de revenus ont été réalisés dans une étuve de type MEMMERT alimentée par un courant de 380Volts. Elle est composée essentiellement de :

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

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



Figure II.10 -Etuve utilisée.

II.1.2.7 - Essais mécaniques

II.1.2.7.1 - Machine de traction



Figure II.11 -Machine de traction.

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



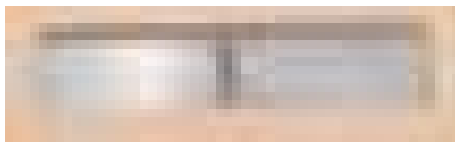
a – avant rupture



b – après rupture

Figure II.12 - Eprouvettes de traction**II.1.2.7.2 - Machine de résilience****Figure II.13 - Pendule de Charpy**

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



a – avant rupture



b – après rupture

Figure II.14 - Eprouvettes de résilience [5]

II.1.2.8 – Essais d’ultrason



Fig. II.15 – Appareil de mesure d’ultrason [9]



Fig. II.16 – mesure en largeur [9]

II.1.2.9 - Les polisseuses

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

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

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



a) Polisseuse à deux disques



b) Polisseuse de finition

Figure II.17– Polisseuses

II.1.2.10 - Duromètre et microduromètre :

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

L'essai de microdureté a été réalisé avec un microduromètre, ce dernier est muni d'un diamant en forme pyramidale d'angle au sommet de 136° d'un sélectionneur de charge de 100 g, une table sur laquelle on pose l'échantillon. Cette dernière affiche automatiquement le diamètre de l'empreinte laissée par le pénétrateur ainsi que sa microdureté correspondante. Il possède les caractéristiques suivantes : Tension $T=220V$, Fréquence $f=50\text{ Hz}$

**Figure II.18–Duromètre****Figure II.19–Microduromètre****II.1.2.11 - Attaque chimique**

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

II.1.2.12–Microscopes [8]**II.1.2.12.1 - 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, muni d'un appareil-photo automatique et ayant un pouvoir de résolution allant de 50 à 1000 fois.

II.1.2.1.2 - Microscope électronique à balayage

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



Figure II.20 - Microscope optique



Figure II.21 - Microscope électronique à balayage

CHAPITRE II.2 - MATERIAUX ET MODES OPERATOIRES

Dans ce qui suit, nous étudierons la séquence de précipitation dans le cas élémentaire d'un alliage d'aluminium de corroyage de désignation AlCu3Si2Mg qui contient environ 3% de cuivre, 2% de Silicium et < 1% de Magnésium en pourcentage massique, agents principaux d'améliorations respectifs des propriétés mécaniques et de fluidité. Nous vous présentons les techniques expérimentales que nous avons utilisées pour caractériser le matériau étudié soumis aux traitements thermiques qui fait apparaître des précipités de différents genres qui entravent le glissement des dislocations en faisant varier le temps de maturation par pas de 6h sur une durée de 24h des différents états à savoir

- Brut de coulée noté - F
- Temps de maturation notées M (0, 6, 12, 18, 24) h + Revenu à 165°C pendant 6h avec la moyenne de trois éprouvettes identiques pour chaque état considéré.

II.2.1 - MATERIAU ETUDIE

Le matériau étudié est fourni par le hall de technologie d'Oued-Aïssi. Il s'agit d'un alliage d'aluminium de corroyage de diamètre 20 mm de désignation chimique AlCu3Si2Mg et quelques traces d'impuretés, obtenu par laminage de composition chimique suivante :

Eléments	Cu	Si	Mg	Mn	Fe
(%)	2,97	1,60	0,8	0,72	0,41

Tableau II.1 - Composition chimique de l'alliage étudié.

II.2.2 - ÉLABORATION DU MATERIAU ETUDIE

II.2.2.1 – Electrolyse

L'aluminium obtenu est pur à 99% et doit être raffiné pour éliminer les impuretés (fer, silicium, zinc, titane, ...). On emploie pour cela un procédé d'électrolytique dans le but d'augmenter la pureté de l'aluminium à 99,98% pour les produits semi-finis et à 99,99% pour les gueuses.

II.2.2.2 – Mélange

L'aluminium pur présente certaines propriétés intéressantes, mais pour les améliorer on lui ajoute un pourcentage massique de cuivre (3%), de silicium (2%) et de magnésium (< 1%) pour se présenter sous forme d'alliages légers. Cet alliage sera catégorisé comme alliage de corroyage.

II.2.2.3 – Laminage

Ce mode est obtenu par compression continue au passage entre deux cylindres tournant dans le sens opposé, appelés rouleaux.

II.2.2.4 – Usinage

Dans notre étude nous avons usiné 45 éprouvettes cylindriques de traction, 45 éprouvettes de résilience et 60 échantillons à partir de cylindres de diamètre 20 mm et de longueur de 6m.

II.2.2.4.1 – Découpage

Pour débiter les bruts des éprouvettes et des échantillons, on a utilisé une scie mécanique

II.2.2.4.2 – Tournage

Le tournage des éprouvettes cylindriques de traction et le dressage des éprouvettes de résilience et des échantillons ont été exécuté sur un tour.

II.2.2.4.3 – Fraisage

Pour obtenir des dimensions des éprouvettes de résilience souhaitées, on a utilisé donc une fraiseuse verticale.

II.2.3 – TRAITEMENTS THERMIQUE [4]

II.2.3.1 – Différentes étapes

Après l'usinage de différents éprouvettes et échantillons, on procède aux traitements thermiques de durcissement structural. Tout d'abord on prélève trois éprouvettes de traction, trois éprouvettes de résilience et quatre échantillons usinés à l'état brut de coulée pris comme référence noté : F. Les autres éprouvettes et échantillons vont subir le traitement thermique qui se fait en quatre étapes suivantes

Première étape - Chauffage et mise en solution avec homogénéisation à 500°C de manière à dissoudre totalement et à répartir d'une manière homogène les éléments ajoutés à l'aluminium. Il s'est fait dans un four de trempe avec un maintien de 10h.

Deuxième étape - suivi immédiatement d'une trempe à l'eau à température ambiante (20 - 25) °C. On obtient ainsi une solution solide fortement sursaturée, état notée : T.

Troisième étape - Traitements de maturation à température ambiante (20 - 25) °C par variation du temps par incrément de 6h notés : M0h, M6h, M12h, M18h, M24h.

Quatrième étape : suivi immédiatement d'un revenu à 165°C pendant 6h et d'un refroidissement à l'air libre pour chaque état considéré.

II.2.3.2 – Cycle thermique

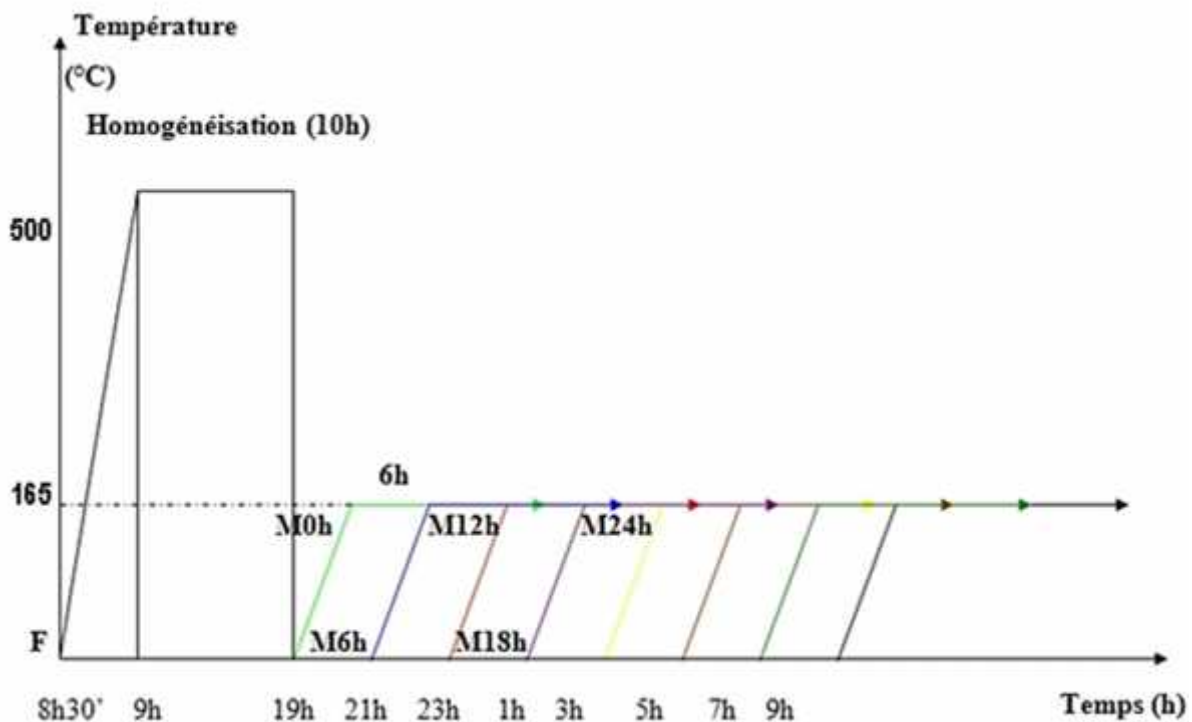


Figure II.22 - Cycle Thermique

II.2.4 – ESSAIS MECANIQUES

Nous avons effectué quatre essais mécaniques : la traction, la dureté HB, la microdureté Hv_{0,1} et la résilience Kcv.

II.2.4.1 – Essais de traction

À l'aide de deux mors montés sur la machine de traction, on fixe une des éprouvettes par leurs têtes dont l'un est 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.

Cet essai a pour but la caractérisation d'un matériau en traction. Les caractéristiques qu'on peut tirer de cet essai sont

- ✚ La contrainte moyenne maximale de traction $\langle \sigma^m \rangle$,
- ✚ La contrainte moyenne d'élasticité $\langle \sigma^e \rangle$,
- ✚ La contrainte moyenne de rupture $\langle \sigma^r \rangle$,
- ✚ Le module moyen d'Young $\langle E \rangle$,
- ✚ L'allongement moyen en pourcent $\langle A\% \rangle$,
- ✚ L'allongement moyen de striction $\langle Z_u\% \rangle$,
- ✚ Et le coefficient moyen de striction $\langle Z\% \rangle$.

Forme et dimension de l'éprouvette

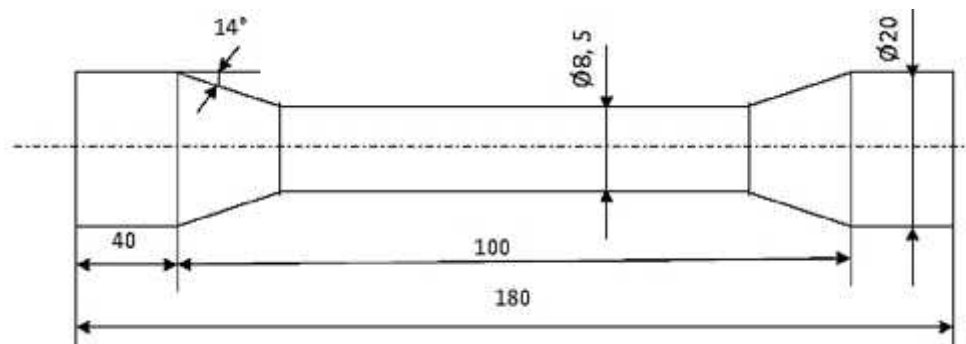


Figure II.23 - Formes et dimensions de l'éprouvette de traction [1,4]

II.2.4.2 – Essais de dureté et de microdureté

Dans ce travail, on a choisi l'essai Brinell HB pour déterminer la valeur de la dureté surfacique correspondante au diamètre.

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

La forme des échantillons utilisés lors des essais est présentée par la **(Figure II.24)**

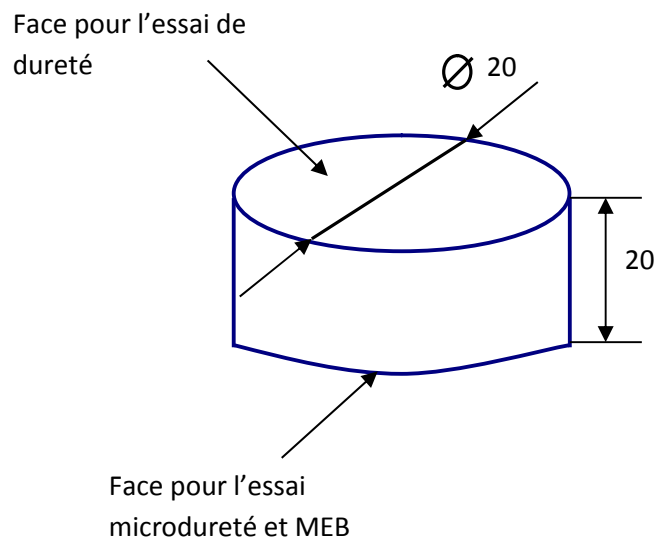


Figure II.24 - Formes et dimensions de l'échantillon pour l'essai de dureté et de microdureté [3]

II.2.4.3 – La résilience

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

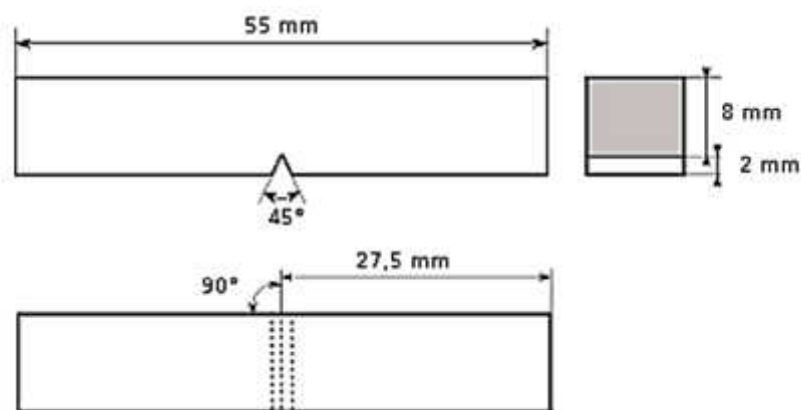


Figure II.25 – Formes et dimensions de l'éprouvette de résilience [2]

II.2.5 – EXAMEN STRUCTURAL

Préparation des surfaces : Les échantillons traités sont polis mécaniquement afin de rendre leurs deux faces planes et brillantes de façon à ce qu'elles ne présentent aucune rayure susceptible de gêner l'examen ultérieur. Le polissage comporte trois phases.

II.2.5.1 – Dressage

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

II.2.5.2 – 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.

II.2.5.3 – 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.2.6 – ATTAQUE CHIMIQUE

Pour faire apparaître les joins de grains, on utilise une solution d'attaque au chlorure de zinc de préparation suivante

On pèse 5g de NaOH dans une fiole, on ajoute 1g de ZnCl_2 puis on ajoute 100 ml d'eau. Après agitation la solution d'attaque est fin prête pour l'utilisation.

H_2O	NaOH	ZnCl_2
100 ml	0,5 g	1 g

Tableau II.2 - Composition pondérale du réactif

II.2.7 – MICROSCOPIE

II.2.7.1 – 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.2.7.2 – Microscope électronique 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 suivante F, M0h, M12h, et M24h afin de faciliter l'interprétation des résultats. Pour chaque échantillon observé on a pris des photos de différentes échelles.

Partie III

Résultats et interprétation 67-96

PARTIE III - RESULTATS ET DISCUSSION

III.1 - EFFETS DE LA MATURATION SUR L'EVOLUTION DES PROPRIETES DE TRACTION ET STRUCTURALES DE L'ALLIAGE DE LAMINAGE AlCu₃Si₂Mg

III.1.1 - INTRODUCTION

L'étude porte sur l'influence du temps de maturation des pièces métalliques destinées aux différentes réalisations sur l'évolution des propriétés de traction, de dureté Brinell, de microdureté, de résilience et de microstructure de l'alliage de laminage AlCu₃Si₂Mg en considérant six états du matériau : brut de laminage noté : F et variation du temps de maturation par pas de 6h pendant une journée désignées respectivement M0h, M6h, M12h, M18h et M24h. L'ajout d'un pourcentage de cuivre (3% Cu) qui facilite l'usinage, de 2% de silicium qui donne de bonnes aptitudes à la coulée et de Mg ($\leq 1\%$ Mg) à l'aluminium sont les principaux agents d'amélioration des caractéristiques mécaniques en plus des traitements thermiques spécifiques qui font apparaître des précipités de différents genres qui entravent le mouvement de dislocations.

Les alliages de la famille Al-Cu occupe une place particulière dans la fabrication et la réalisation de nombreuses pièces industrielles. Pouvant supporter de grandes charges mécaniques, ils sont très utilisés comme accessoires dans plusieurs réalisations (culasses, bâtis, corps de pompe, poulies de commande, carcasses de boîtes à vitesse et d'avance...etc.).

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 AlCu₃Si₂Mg sera soumis aux traitements spécifiques.

Les caractéristiques mécaniques de cet alliage servent essentiellement aux calculs que fait l'ingénieur de conception au niveau du bureau d'études pour le dimensionnement des pièces soumises aux différentes sollicitations extérieures; pour cela quatre techniques sont utilisées; à savoir: la traction pour identifier les différentes contraintes, la dureté Brinell HB et la microdureté pour le champ de contraintes, la résilience la résistance au choc et la microstructure pour identifier les différentes structures.

III.1.2 - EFFETS DU DURCISSEMENT PAR PRECIPITATION SUR L'ESSAI DE TRACTION

Les propriétés 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 limites de déformabilité des matériaux destinés à subir des modifications géométriques et l'estimation de la résistance du matériau au-delà de laquelle ce dernier amorce son entrée dans la phase de la rupture.

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

Une grande partie élastique linéaire d'équation $\sigma_e = E\epsilon_e$

Les atomes sont liés par des forces électrostatiques. L'application d'une force faible extérieure perturbe l'équilibre de ces atomes qui s'éloignent les uns des autres jusqu'à ce que les forces interatomiques proviennent à annuler la force appliquée. Lorsque la force est supprimée, les atomes reviennent à leur position initiale d'où la déformation réversible (élasticité)

Une très grande partie plastique homogène de forme $\sigma = K\epsilon^n$

Avant que la déformation élastique n'ait atteint sa limite, apparaît la déformation plastique qui s'effectue principalement par un glissement d'une partie du cristal par rapport à l'autre suivant un nombre entier de distance inter réticulaires.

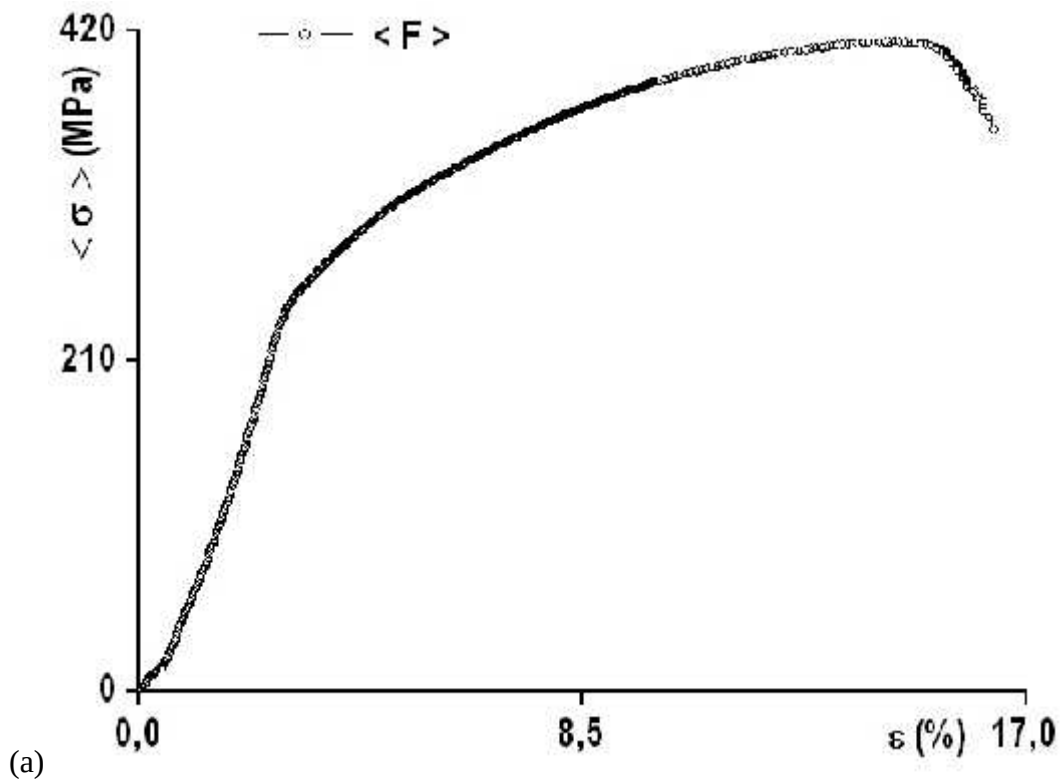
Ce glissement s'interprète par le mouvement des dislocations initiales mobiles ou créées lors de la déformation et leurs interactions avec divers obstacles présents dans le matériau.

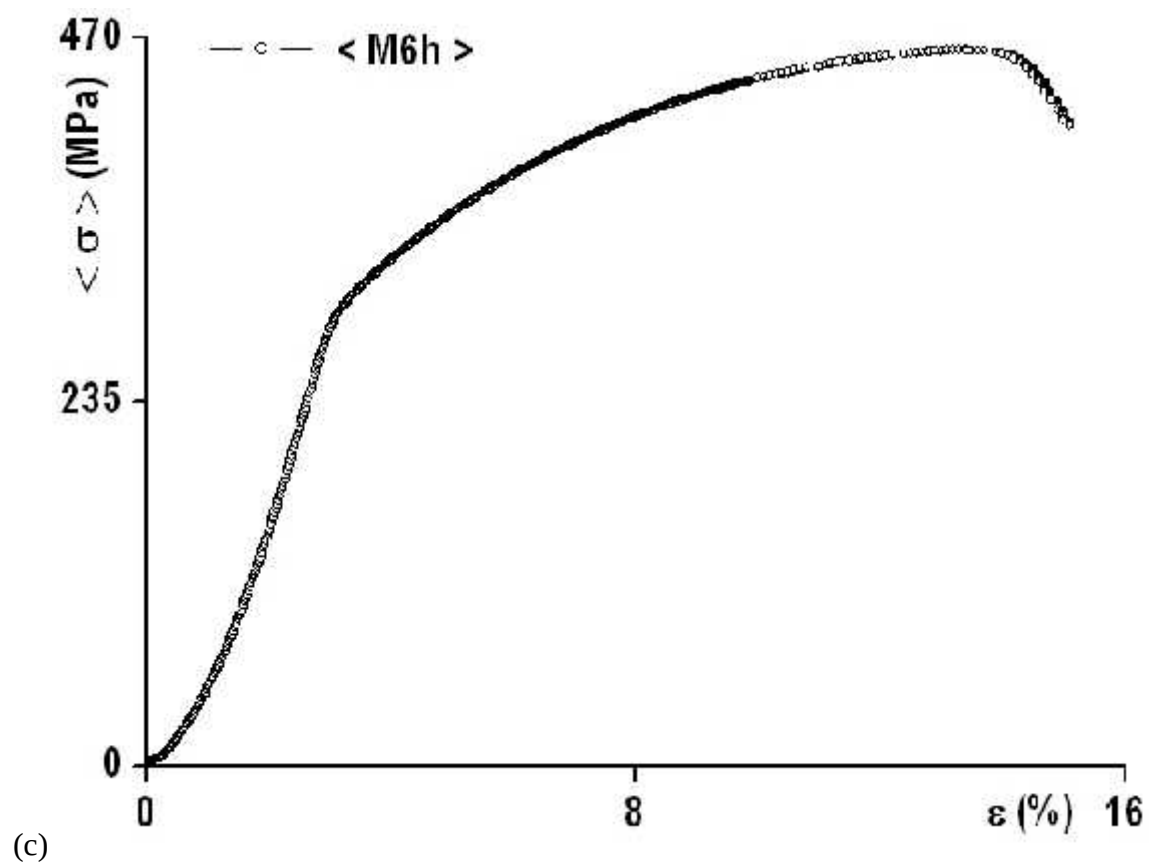
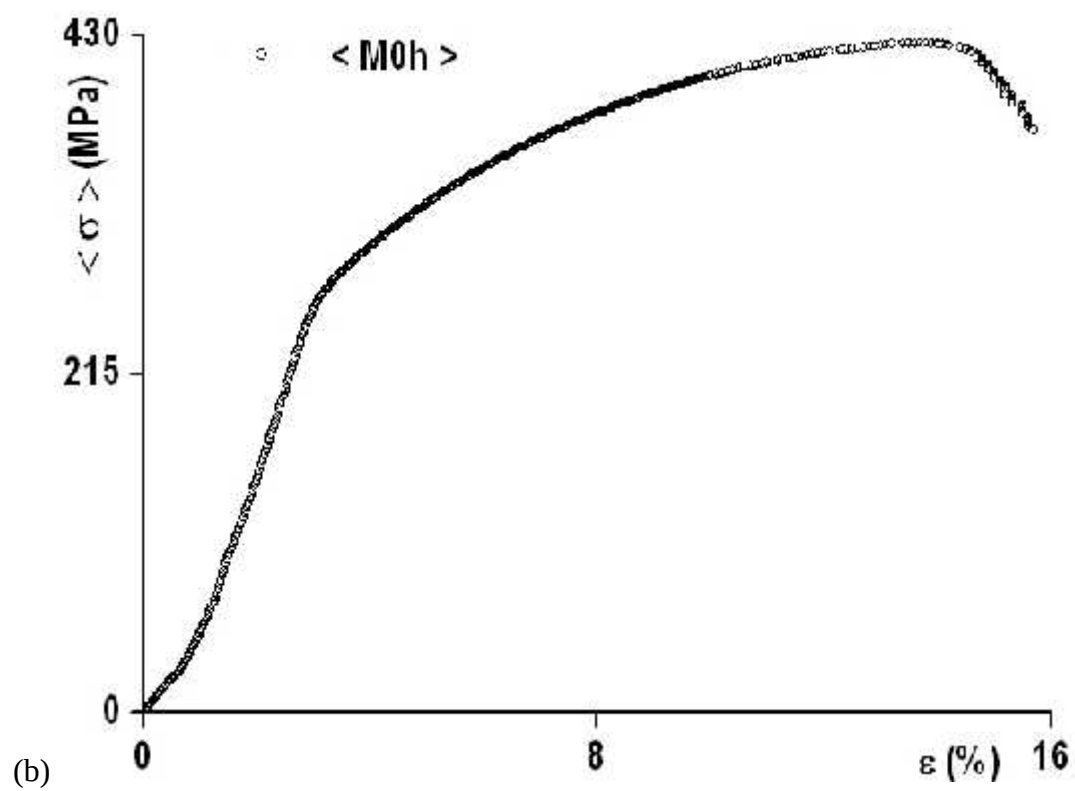
Et une deuxième partie plastique cette fois-ci hétérogène présentant une rupture ductile: déterminée par l'allongement $\langle A\% \rangle$, le coefficient de striction $\langle Z\% \rangle$, la résilience $\langle K_{cv} \rangle$ ou $\langle K_{cu} \rangle$ et le coefficient de concentration de contraintes $\langle K_s \rangle$. Elle passe par deux étapes, la première est la naissance des fissures et leur coalescence avec apparition de la striction et la seconde, leur propagation à travers toute la section de l'éprouvette.

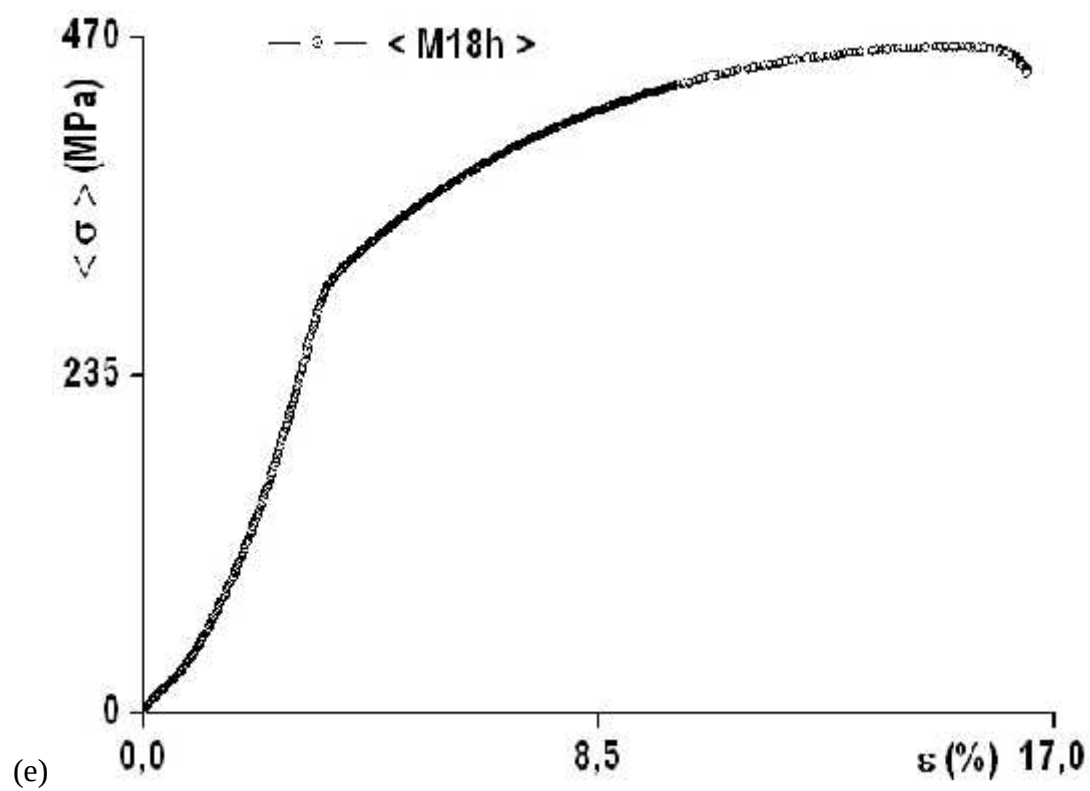
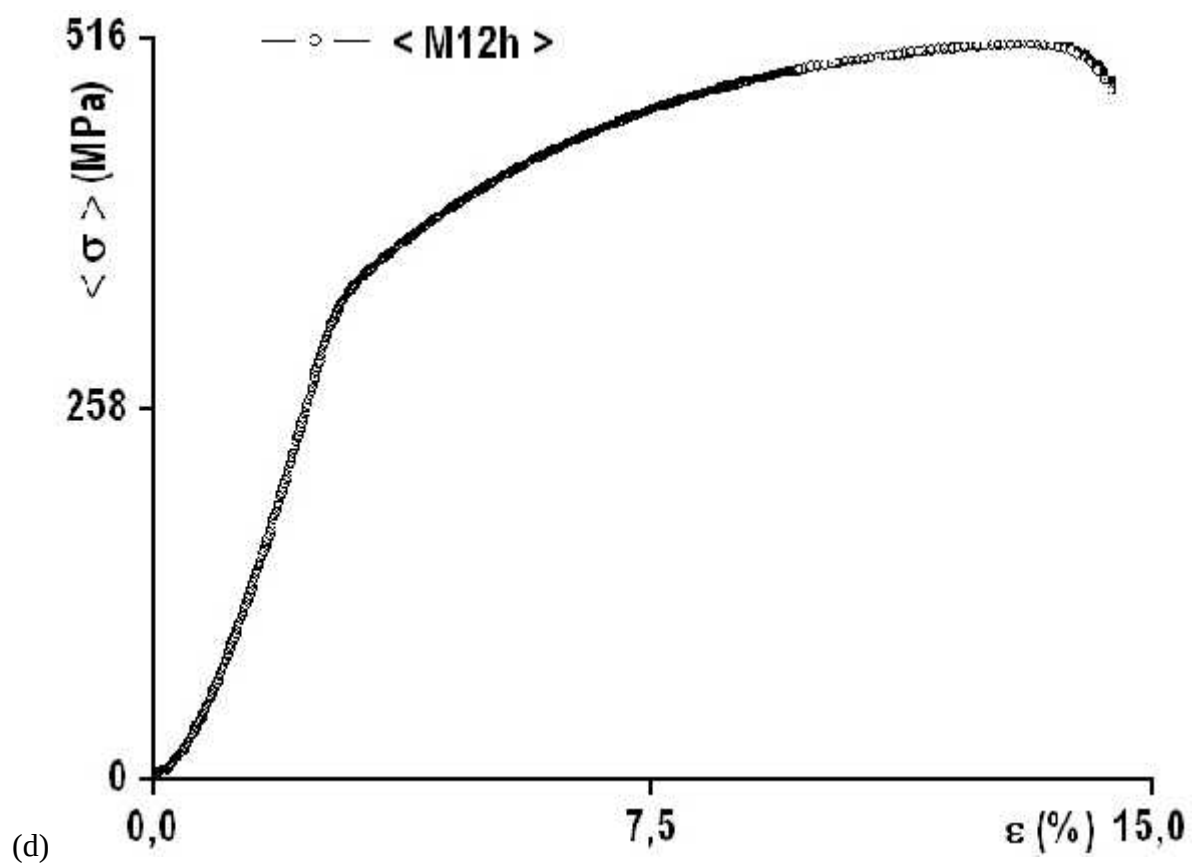
III.1.3 - INTERPRETATION DES RESULTATS

Les valeurs moyennes de traction, de résilience Kcv, de dureté HB et de microdureté $Hv_{0,05}$ de l'alliage AlCu3Si2Mg sont représentées par les figures de 1 à 13 ci-dessous. Elles sont obtenues en moyennant une série de mesures de 5 éprouvettes identiques de cet alliage.

III.1.3.1 - Courbes moyennes de l'alliage de corroyage AlCu3Si2Mg







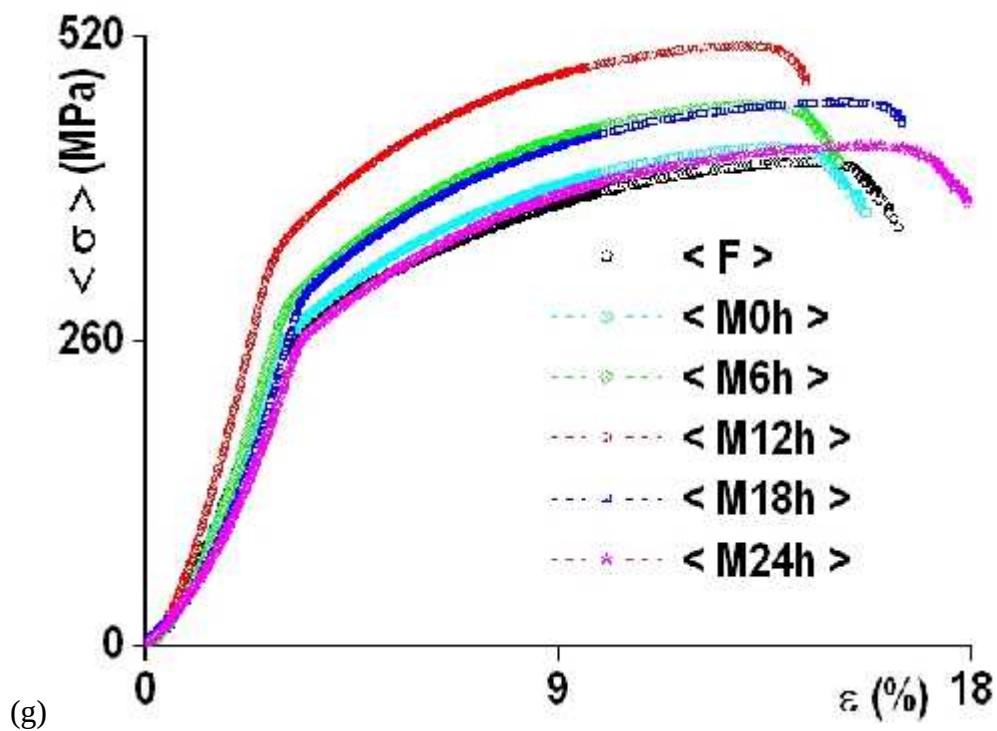
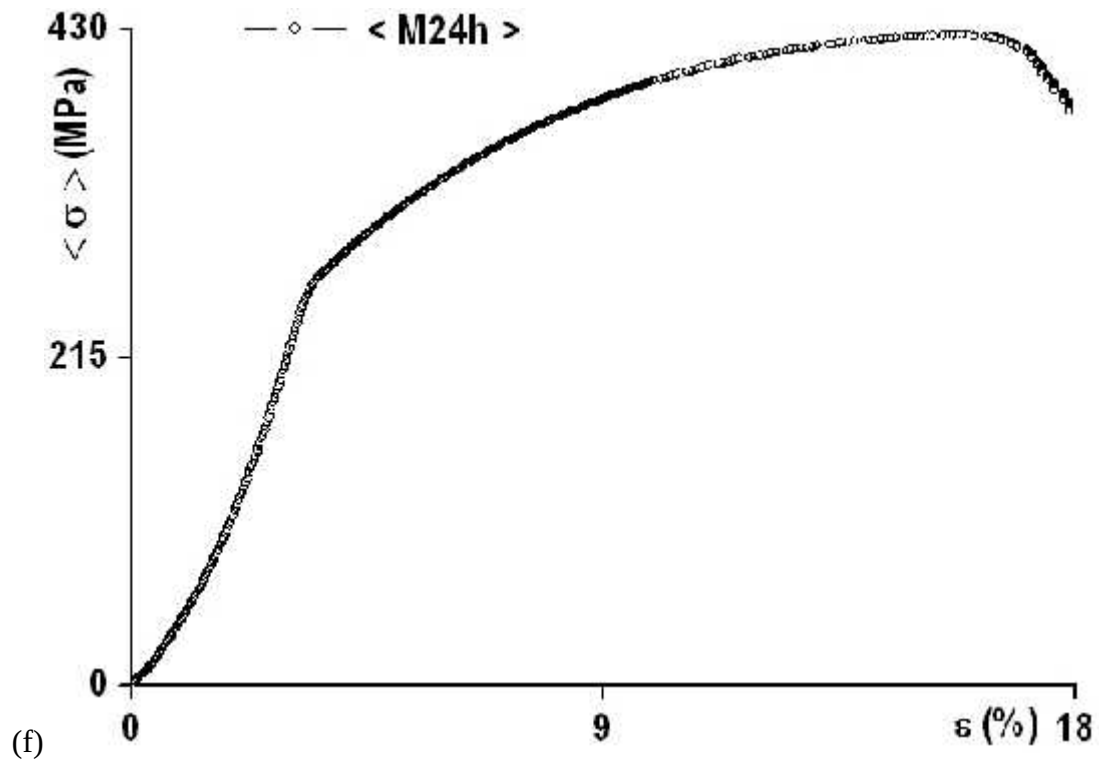


Figure III.1 – Courbes de traction de la contrainte en fonction de la déformation de l'alliage AlCu3Si2Mg aux états: (a) - brut de laminage noté: $\langle F \rangle$ et maturés notés: (b) – $\langle M0h \rangle$, (c) - $\langle M6h \rangle$, (d) - $\langle M12h \rangle$, (e) – $\langle M18h \rangle$, (f) – $\langle M24h \rangle$ et (g) – groupement des 6 états correspondants avec $\langle \sigma \rangle$ - contrainte moyenne, $\epsilon(\%)$ - déformation.

Les Figures III.1 - ((a), (b), (c), (d), (e), (f) et (g)) représentent respectivement les courbes de traction moyennes (contraintes - déformations) de cinq éprouvettes de l'alliage de AlCu3Si2Mg pour chaque état des six considérés qui sont : (a) - brut de laminage noté: $\langle F \rangle$, et maturés notés: (b) – $\langle M0h \rangle$, (c) - $\langle M6h \rangle$, (d) - $\langle M12h \rangle$, (e) – $\langle M18h \rangle$ et (f) – $\langle M24h \rangle$.

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

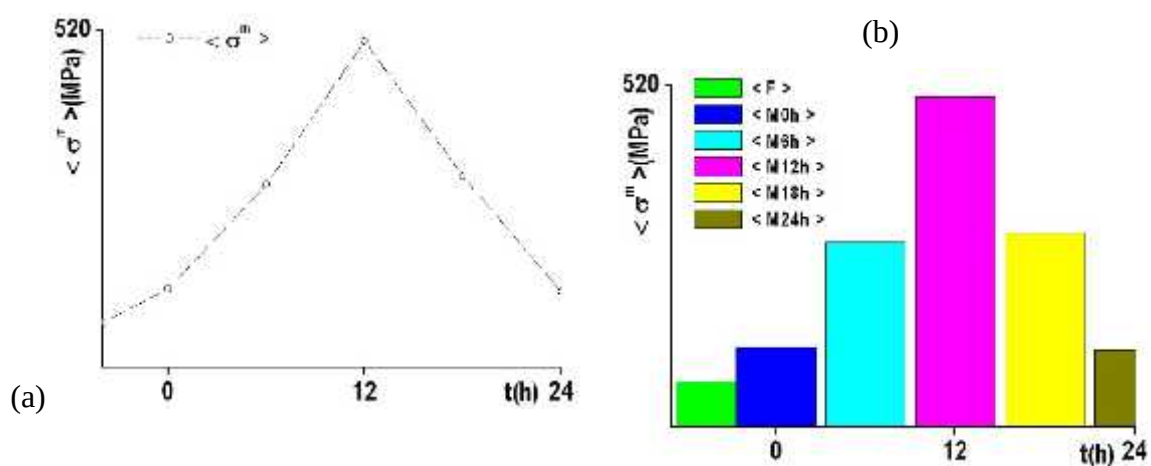
La Figure III.1 - (g) représente le groupement des courbes moyennes (contraintes - déformations) des six états du mode par laminage afin de déterminer le compromis de résistance.

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

Les figures (III.2 – III.13) représentent les différents résultats obtenus au cours de notre étude des différentes propriétés mécaniques de notre l'alliage AlCu3Si2Mg.

III.1.3.2 - Propriétés mécaniques moyennes de l'alliage de corroyage AlCu3Si2Mg en fonction du temps de maturation aux états brut de laminage : F et maturés notés : $\langle M0h \rangle$, $\langle M6h \rangle$, $\langle M12h \rangle$, $\langle M18h \rangle$ et $\langle M24h \rangle$

III.1.3.2.1 - Résistance



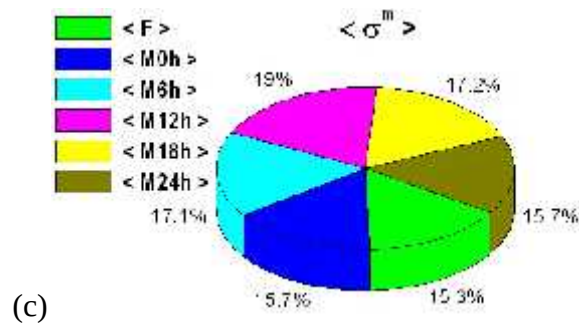


Figure III.2 – (a) – graphe, (b) – histogramme et (c) – secteur de la contrainte maximale $\langle \sigma^m \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.

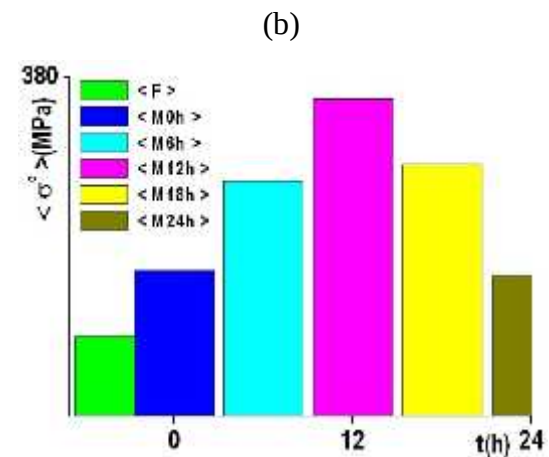
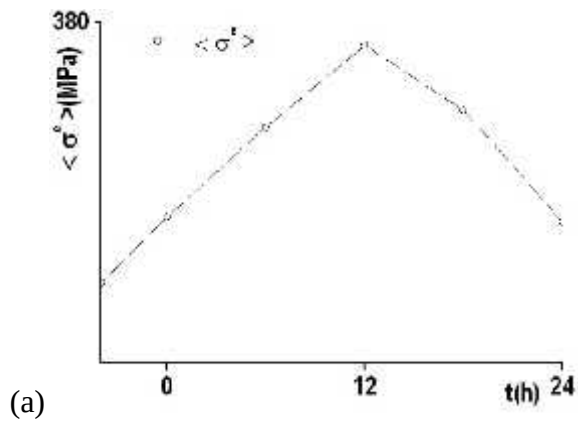
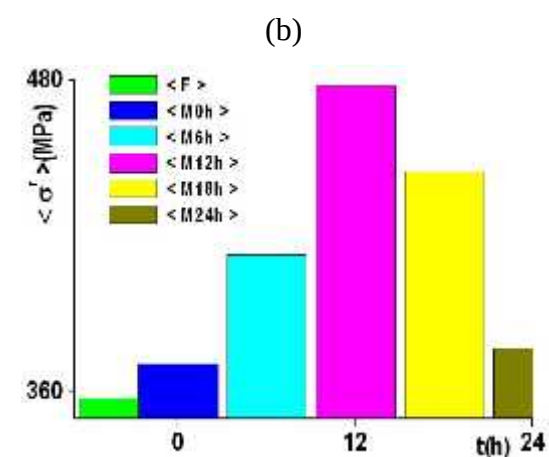
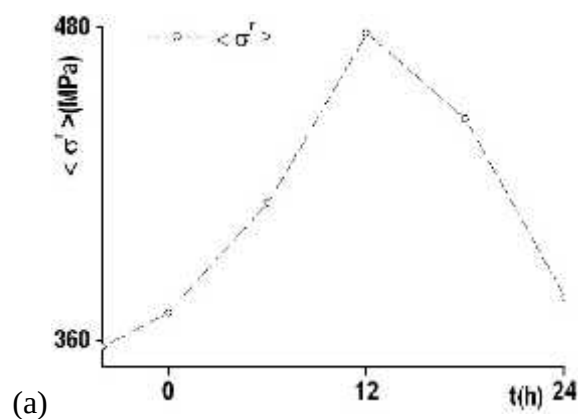
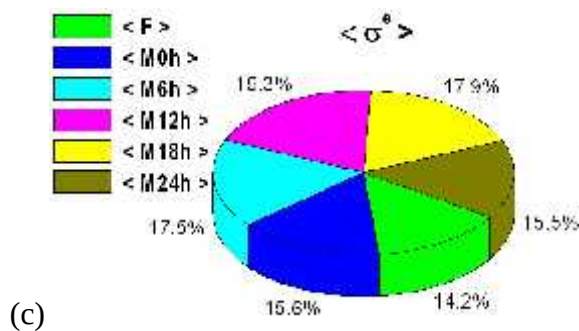


Figure III.3 – (a) – graphe, (b) – histogramme et (c) – secteur de la contrainte d'élasticité $\langle \sigma^e \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.



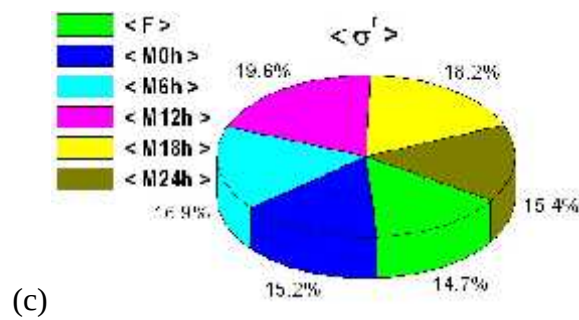


Figure III.4 – (a) – graphe, (b) – histogramme et (c) – secteur de la contrainte de rupture $\langle \sigma^r \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.

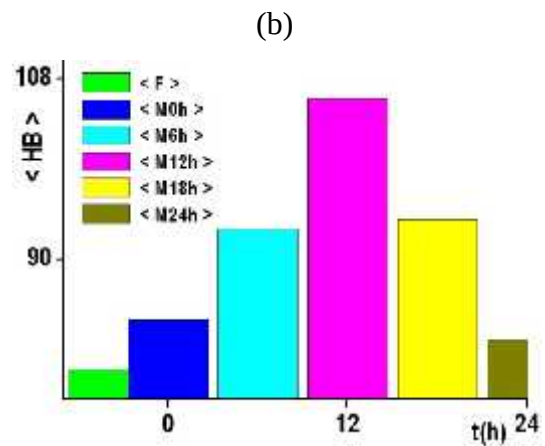
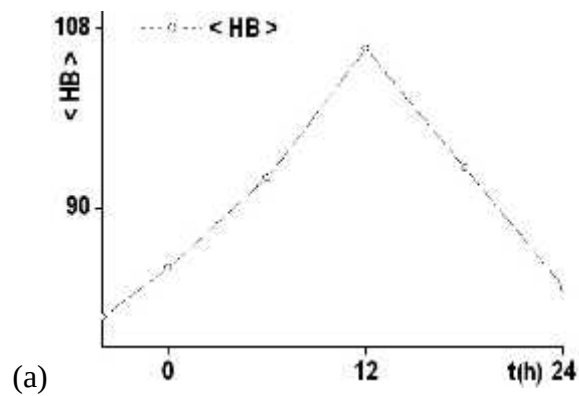
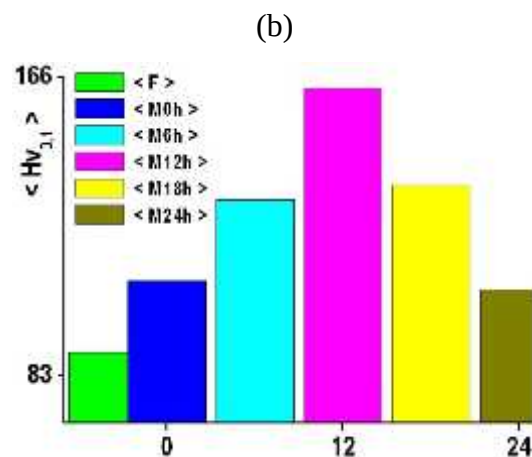
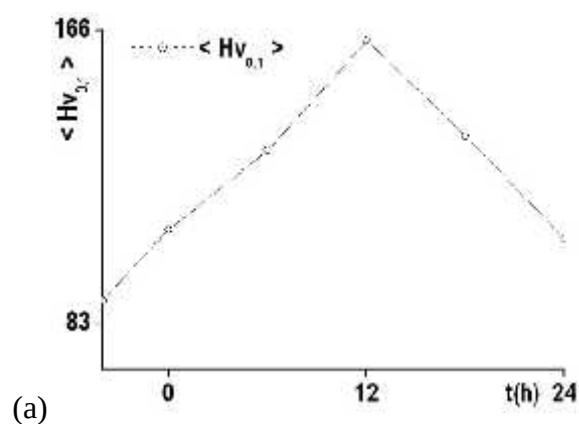
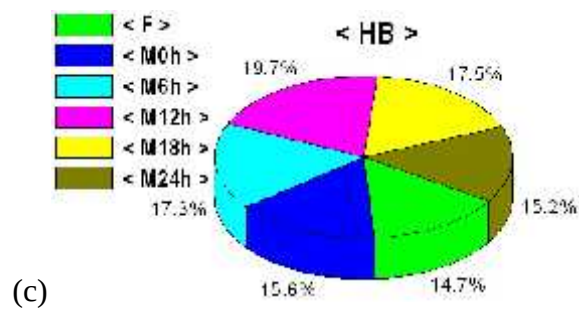


Figure III.5 – (a) – graphe, (b) – histogramme et (c) – secteur de la dureté Brinell $\langle HB \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.



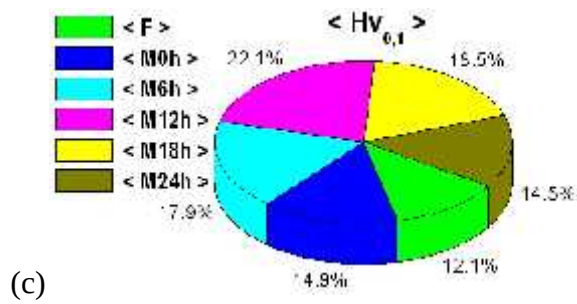


Figure III.6 – (a) – graphe, (b) – histogramme et (c) – secteur de la microdureté $\langle H_{v0.1} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.

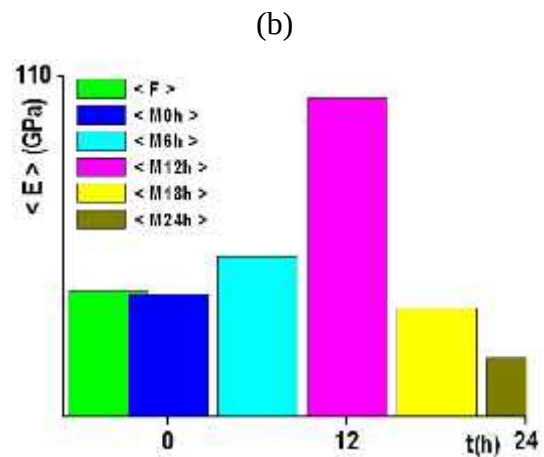
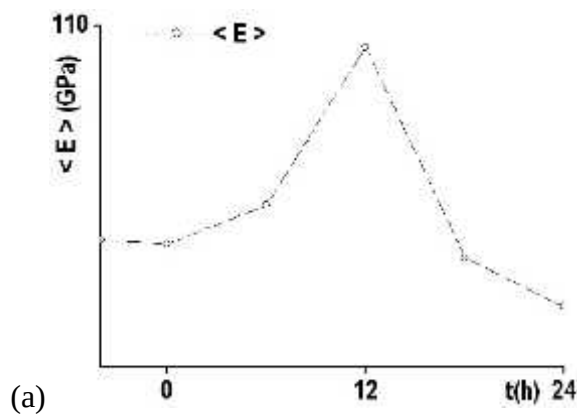


Figure III.7 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du module d'Young $\langle E \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.

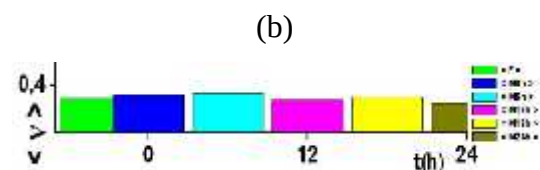
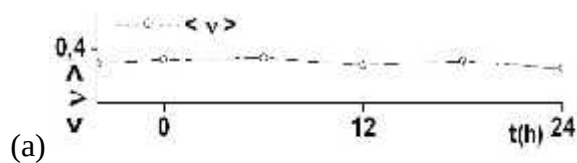
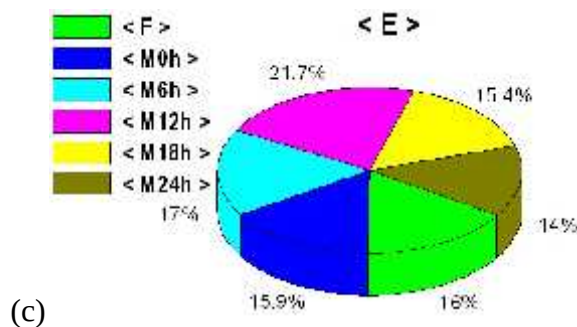
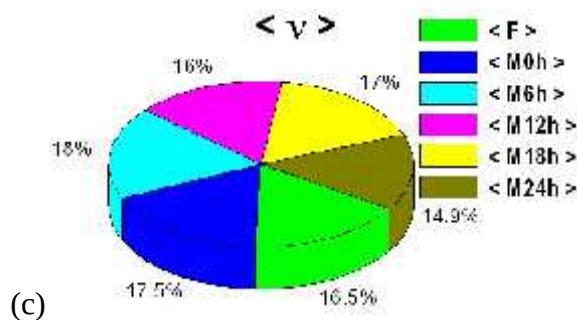


Figure III.8 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du coefficient de poisson $\langle v \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.



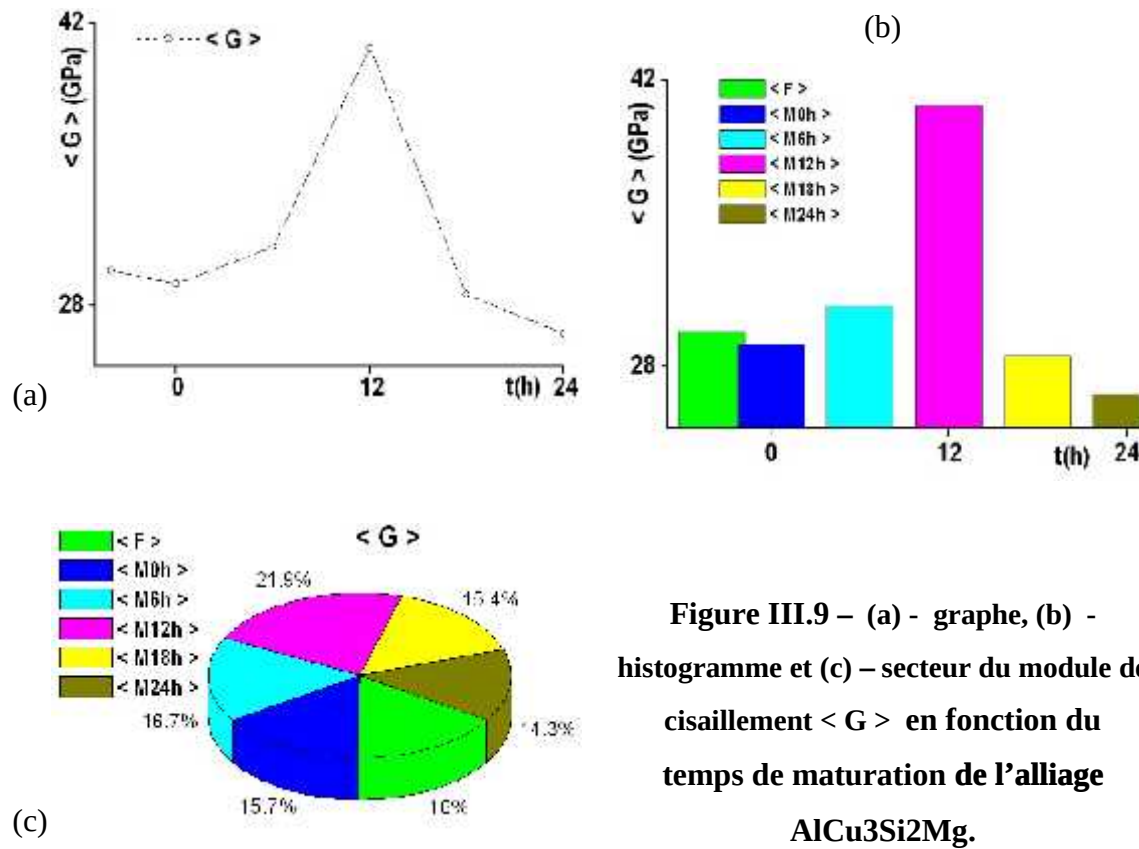


Figure III.9 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du module de cisaillement $\langle G \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.

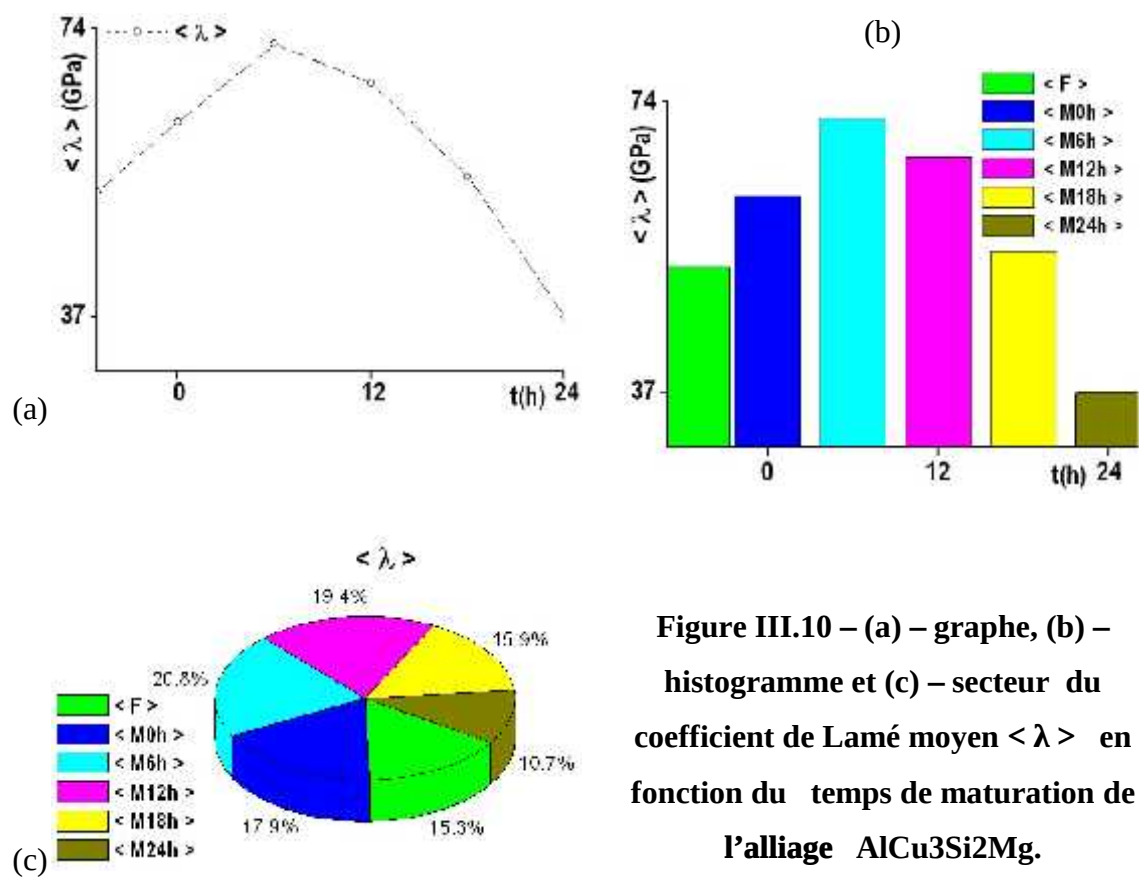


Figure III.10 – (a) – graphe, (b) – histogramme et (c) – secteur du coefficient de Lamé moyen $\langle \lambda \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.

III.1.3.2.2 - Ductilité

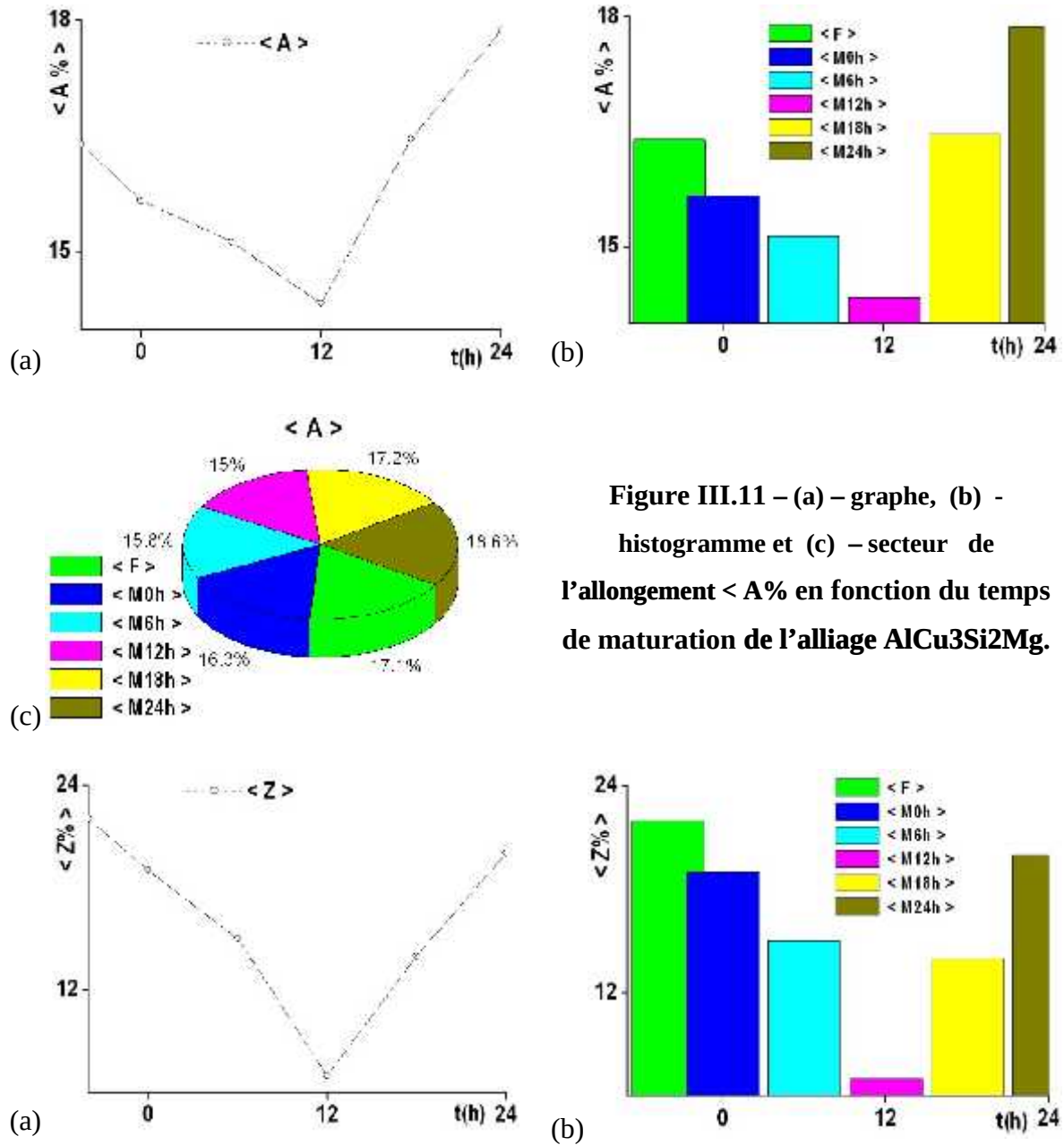


Figure III.11 – (a) – graphe, (b) – histogramme et (c) – secteur de l'allongement $\langle A \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.

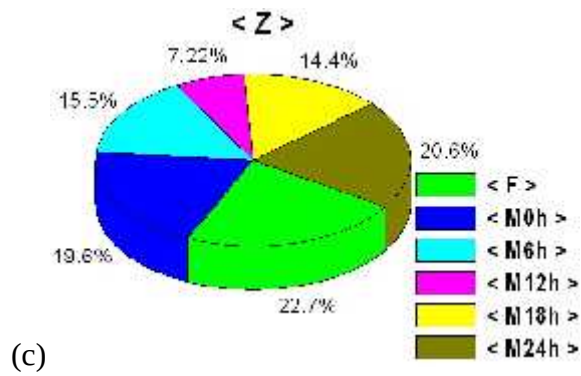


Figure III.12 – (a) – graphe, (b) – histogramme et (c) – secteur du coefficient de striction $\langle Z\% \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.

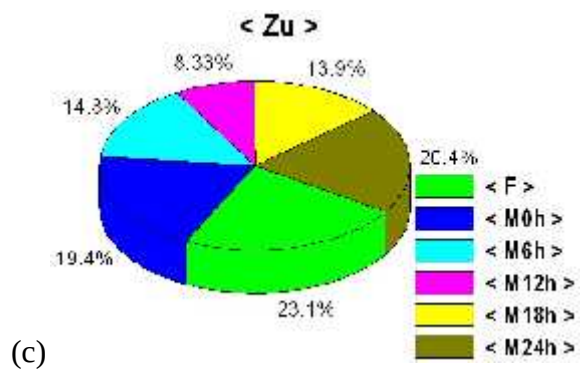
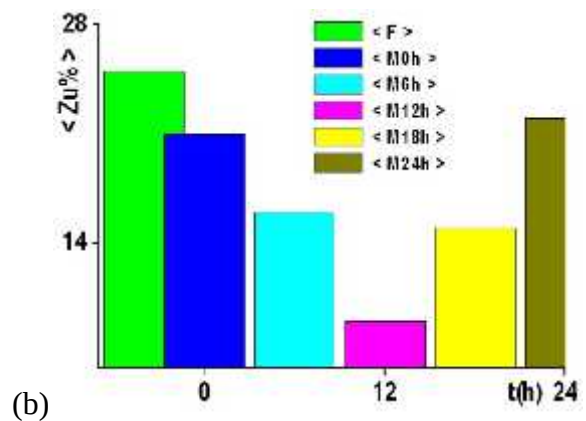
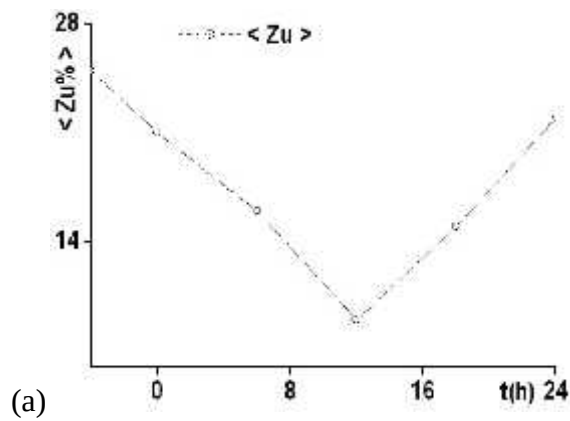
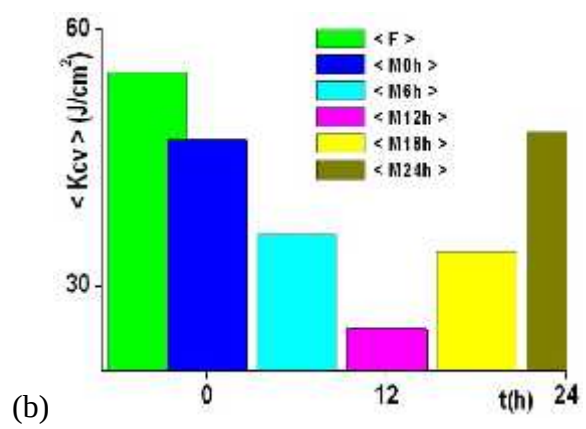
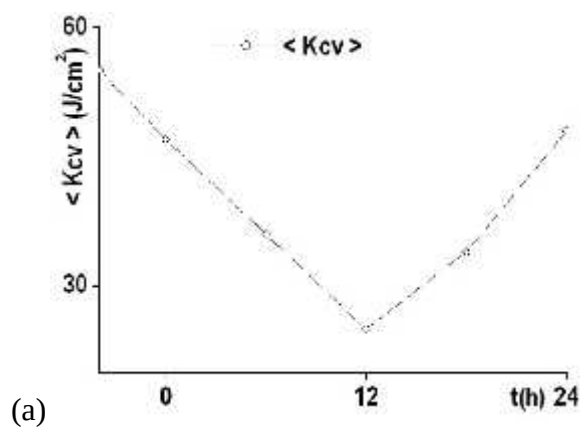


Figure III.13 – (a) – graphe, (b) – histogramme et (c) – secteur de l'allongement de striction $\langle Zu\% \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.



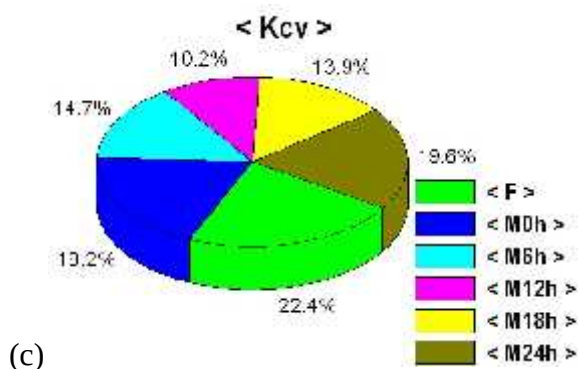


Figure III.14 – (a) – graphe, (b) – histogramme et (c) – secteur de la résilience < Kcv > en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.

DISCUSSION

La **Figure III.1 – (g)** nous montre que la courbe moyenne de l'état < M12h > est en dessus de toutes les courbes des autres états et les sept propriétés mécaniques moyennes suivantes: la contrainte maximale à la traction < σ^m >, la contrainte d'élasticité < σ^e >, la contrainte à la rupture < σ^r >, la dureté Brinell < HB >, la microdureté Hv < Hv_{0,1} > et le module d'Young < E > et le module de cisaillement < G > croissent respectivement d'une façon brutale de l'état brut de laminage: < F > (à propriétés de résistance minimales) pour atteindre la valeur maximale à l'état < M12h > (à propriétés de résistance maximales) pour décroître jusqu'à < M24h > (à propriétés de résistance minimales) (**Figure III.2 – Figure III.9**) au détriment des propriétés mécaniques de ductilité extrinsèques qui sont < A% > - allongement en pourcentage, < Zu% > - allongement à la striction, < Z% > - coefficient de striction et < Kcv > – résilience qui décroissent d'une façon brutale respectivement de l'état brut de laminage: < F > (à propriétés de ductilité maximales) jusqu'à l'état < M12h > (à propriétés de ductilité minimales) pour enfin croître jusqu'à < M24h > (à propriétés de ductilité maximales) (**Figure III.10 – Figure III.13**) par contre le coefficient de poisson < ν > reste presque invariant.

Les (**Figure III.1- (a), (b), (c), (d), (e), (f) et (g)**) courbes de traction et de comparaison (contrainte – déformation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage de laminage AlCu3Si2Mg aux états : (a) - brut de laminage noté: < F > et maturés notés: (b) – < M0h >, (c) - < M6h >, (d) - < M12h >, (e) - < M18h > et (f) – < M24h > et (g) – groupement de comparaison des six états correspondants nous montrent que:

- les déformations à rupture sont grandes avec présence du domaine plastique hétérogène car l'endommagement s'est produit d'une manière progressive; de plus le tronçon

de la courbe montrant le passage de la contrainte moyenne maximale $\langle \sigma^m \rangle$ à celle de la contrainte moyenne de rupture $\langle \sigma^r \rangle$ est une courbe de forme approximative parabolique: chute progressive de $\langle \sigma^m \rangle$ à $\langle \sigma^r \rangle$ avec $-\langle \epsilon^m \rangle < \langle \epsilon^r \rangle$ (**Figure.III.1**),

- Les allongements à la rupture : $A\% \gg 5\%$ (**Figure III.10**),
- Les valeurs des coefficients de striction $Z \gg 0,1$ (**Figure III.11**),
- La résilience Kcv est très grande (**Figure III.13**),
- les faciès de rupture, respectivement de traction (Fig.III.16) présentent un aspect mate à grains.

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

III.1.4 - STRUCTURE DE L'ALLIAGE DE LAMINAGE AlCu3Si2Mg



Fx100



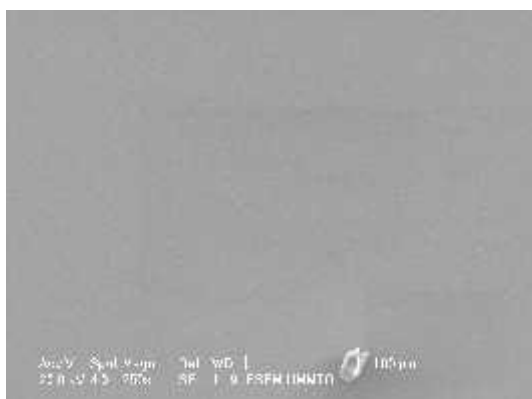
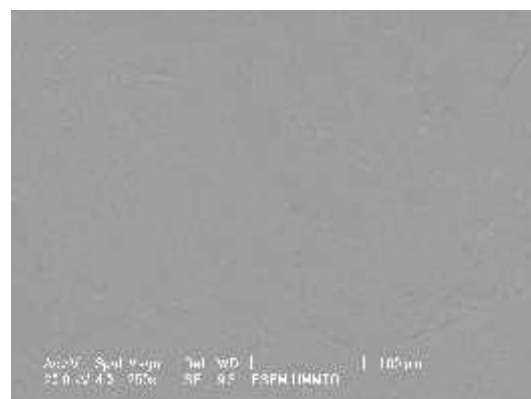
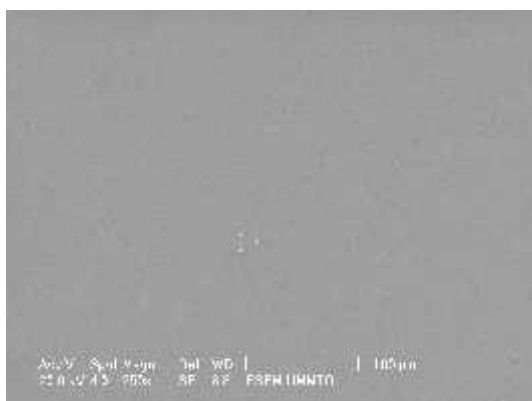
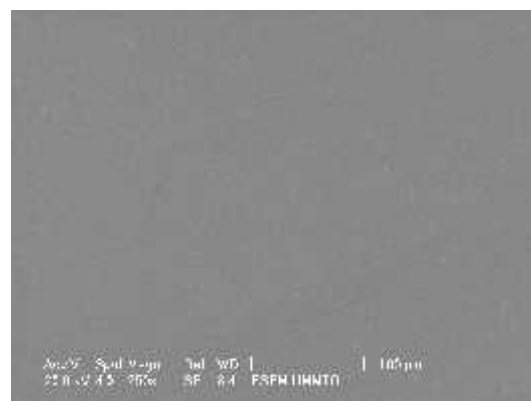
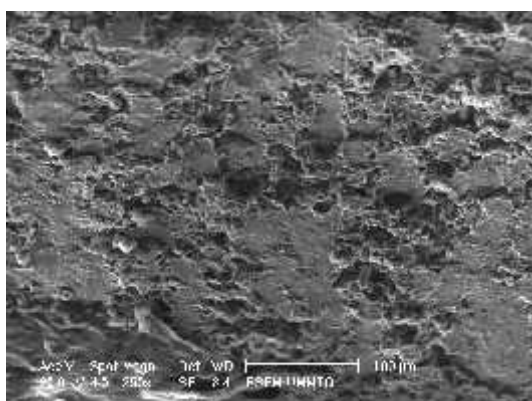
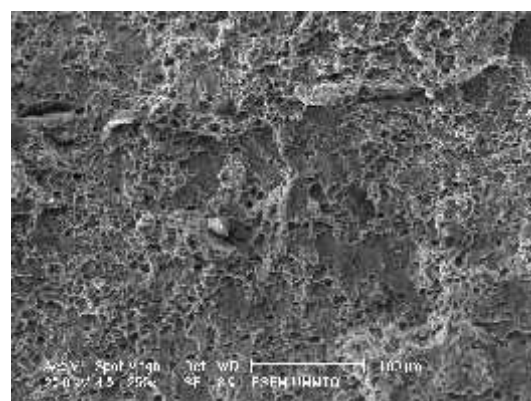
M0hx100

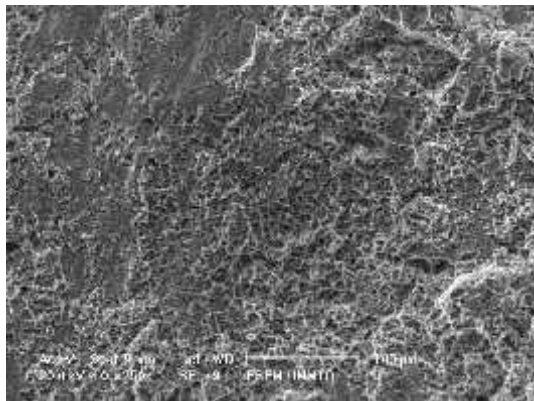


M12hx100

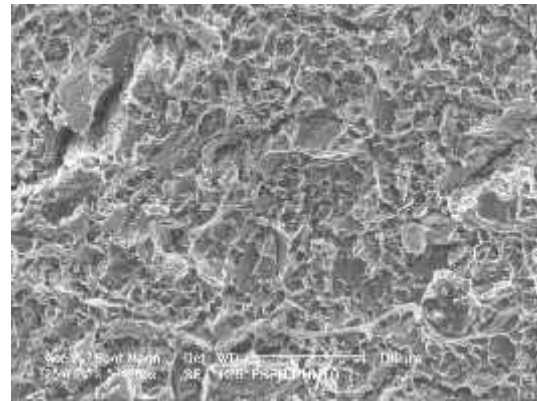


M24hx100

Figure III.15 - Structures micrographiques de l'alliage AlCu3Si2Mg**F****M0h****M12h****M24h****Figure III.16 - Microstructures obtenues au MEB de l'alliage AlCu3Si2Mg****F****M0h**



M12h



M24h

Figure III.17 - Faciès de rupture en traction obtenus au MEB de l'alliage AlCu3Si2Mg

III.1.5 - METALLOGRAPHIE DE L'ALLIAGE ETUDIE

Lors du laminage à chaud, la solidification se produit beaucoup plus rapidement. Il en résulte une structure plus fine **Figure III.14.15 (F)**. La grosseur du grain de métal exerce une action importante sur ses propriétés mécaniques. Ces propriétés, surtout sa ductilité et sa plasticité, sont plus prononcées lorsque le grain est petit. A l'état brut de laminage, l'alliage étudié AlCu3Si2Mg renferme généralement de gros grains répartis d'une façon aléatoire et formés après solidification et dans lesquels la distribution de la teneur en différents éléments d'additions (Cu, Si et Mg) est non uniforme. Ceci conduit à la formation des hétérogénéités structurales et locales qui engendrent un champ de contraintes variant d'un point à un autre du matériau, dans ce dernier, on est en présence alors des régions difficilement et facilement déformables, par conséquent, lors des sollicitations mécaniques extérieures, la déformation apparaît en premier lieu dans les régions favorables au glissement des dislocations. Pour améliorer les caractéristiques mécaniques de l'alliage étudié, il faut gêner le mouvement des dislocations dans toute la masse du matériau en provoquant la formation de précipités finement dispersés (Al_2Cu , Al_2CuMg , Mg_2Si , Cu, Si, Mg etc.), pour cela nous avons fait subir à l'alliage un traitement thermique qui s'effectue en quatre étapes. L'observation microscopique met en évidence dans l'alliage étudié aux états brut de laminage une répartition assez hétérogène des différents éléments d'additions (Cu, Si et Mg), par contre leurs répartitions dans la matrice aux états maturés et revenus sont homogènes. Lors de l'analyse des microstructures obtenues par la microscopie, nous avons remarqué que la taille des grains

obtenue par l'état $< M12h >$ sont plus fins que celle obtenue aux autres états, ce qui explique les résultats obtenus lors de l'essai de traction, de dureté et de microdureté.

III.1.6 - ETUDE COMPARATIVE SELON LES TRAITEMENTS THERMIQUES

Les (Figure III.1 – (a), (b), (c), (d), (e), (f) et (g) – Figure III.2 - 13) montrent respectivement les courbes moyennes groupées de dépendance de la contrainte appliquée en fonction de la déformation, les graphes des contraintes moyennes à la traction: $< \sigma^m >$, $< \sigma^e >$, et $< \sigma^r >$, la dureté Brinell moyenne $< HB >$, la microdureté moyenne $< Hv_{0,1} >$, le module d'Young moyen $< E >$, le coefficient de poisson moyen $< \nu >$, le module de cisaillement moyen $< G >$, l'allongement moyen en pourcent $< A\% >$, le coefficient de striction moyen $< Z\% >$, l'allongement à la striction moyen $< Zu\% >$ et la résilience moyenne $< Kcv >$ en fonction du temps de maturation de l'alliage de laminage AlCu3Si2Mg aux états : (a) - brut de laminage noté: $< F >$, et maturés notés: (b) – $< M0h >$, (c) - $< M6h >$, (d) - $< M12h >$, (e) – $< M18h >$, (f) – $< M24h >$ et (g). Pour le mode de laminage, on constate que les graphes des contraintes, de la dureté Brinell, de la microdureté, du module d'Young du module de cisaillement en fonction du temps de maturation croissent de l'état brut de laminage, pour atteindre leurs valeurs maximales à M12h puis décroissent jusqu'à l'état M24h au détriment des allongements, de la striction et de la résilience. Il ressort que les valeurs de la résistance à la traction, la résistance à la rupture, la limite d'élasticité, la dureté Brinell, la microdureté, le module d'Young et le module de cisaillement de l'alliage à l'état de maturation M12h sont supérieures à celles des autres états. L'analyse de ces résultats nous montre que le compromis est l'état M12h pour des pièces de résistance quel que soit l'état car le processus de vieillissement naturel s'est achevé au bout de 12h de maturation suivi d'un revenu complet à 165°C pendant 6h.

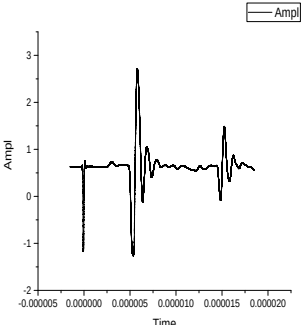
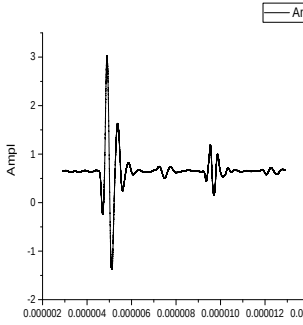
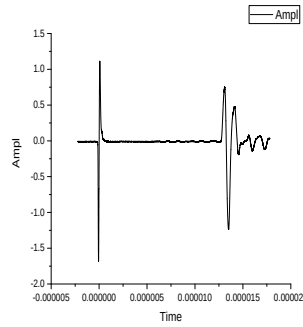
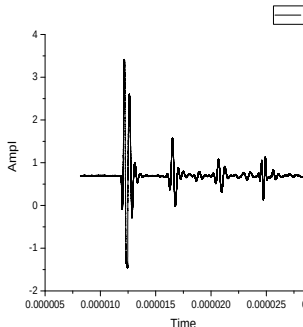
III.1.7 - CONCLUSION

L'analyse des résultats expérimentaux montrent que le meilleur compromis de l'alliage de laminage AlCu3Si2Mg est la maturation de douze heures (12h) quels que soient les états considérés.

Afin de répondre aux exigences des constructeurs pour une utilisation rationnelle de ce matériau dans divers mécanismes soumis à des efforts mécaniques, il est préférable d'élaborer les différentes pièces destinées à l'usage de différentes natures de l'alliage AlCu3Si2Mg par laminage suivi d'une maturation de 12h pour les pièces de résistance. Donc l'alliage

AlCu3Si2Mg est un alliage de corroyage à traitement thermique ayant de très bonnes propriétés mécaniques de résistances.

III.2 - DETERMINATION DES PROPRIETES ELASTIQUES MOYENNES PAR ULTRASON DE L'ALLIAGE DE LAMINAGE AlCu3Si2Mg

Caractéristiques	Dimensions	Signaux	
Etats		Transversaux	Longitudinaux
F	épaisseur $e = 15 \text{ mm}$		
	largeur $l = 40 \text{ mm}$		

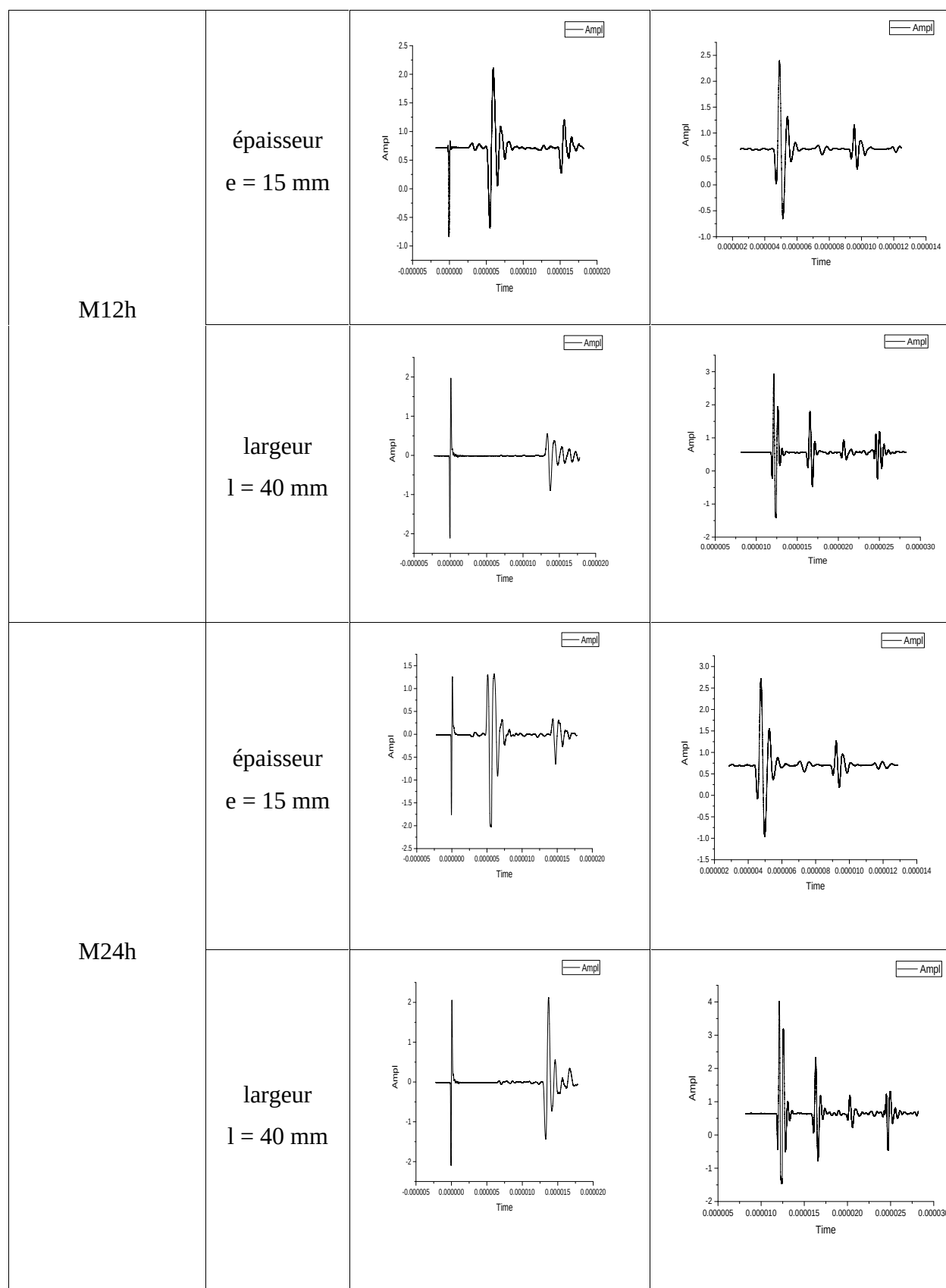


Figure III.18 - Signaux enregistrés sur les éprouvettes prismatiques d'ultrason d'épaisseur ($e = 15 \text{ mm}$) et de largeur ($l = 40 \text{ mm}$) de l'alliage $\text{AlCu}_3\text{Si}_2\text{Mg}$ aux états brut de laminage: F et maturés notés: < M12h > et < M24h >.

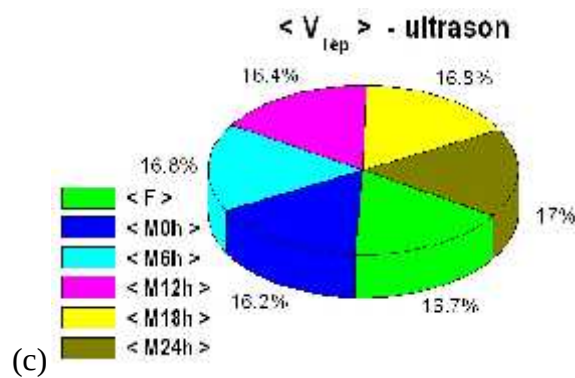
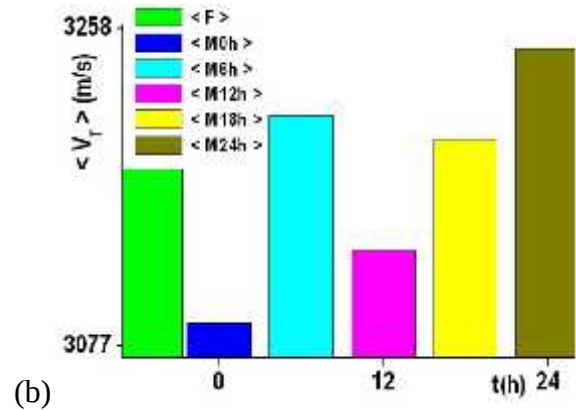
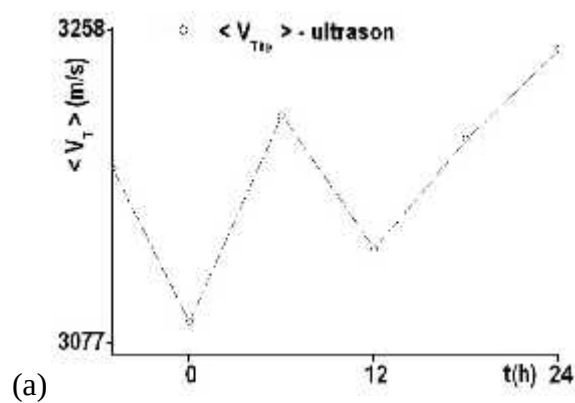


Figure III.19 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la Vitesse Transversale en épaisseur $\langle V_{Tép} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.

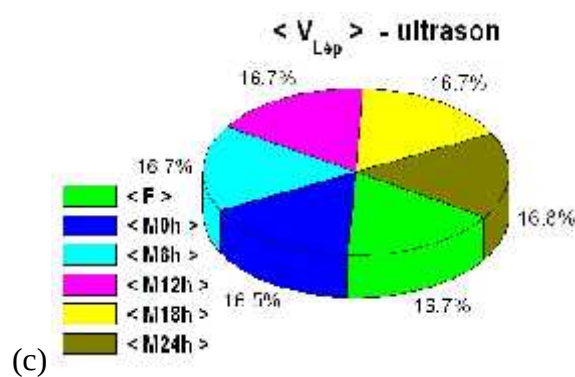
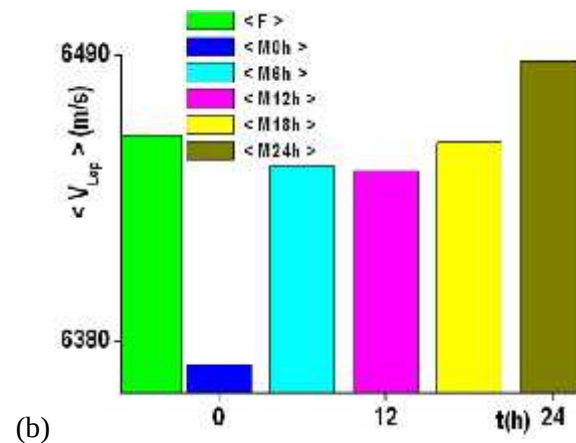
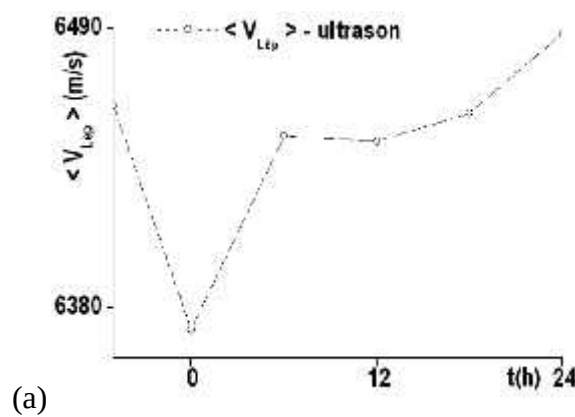


Figure III.20 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la Vitesse Longitudinale en épaisseur $\langle V_{Lép} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.

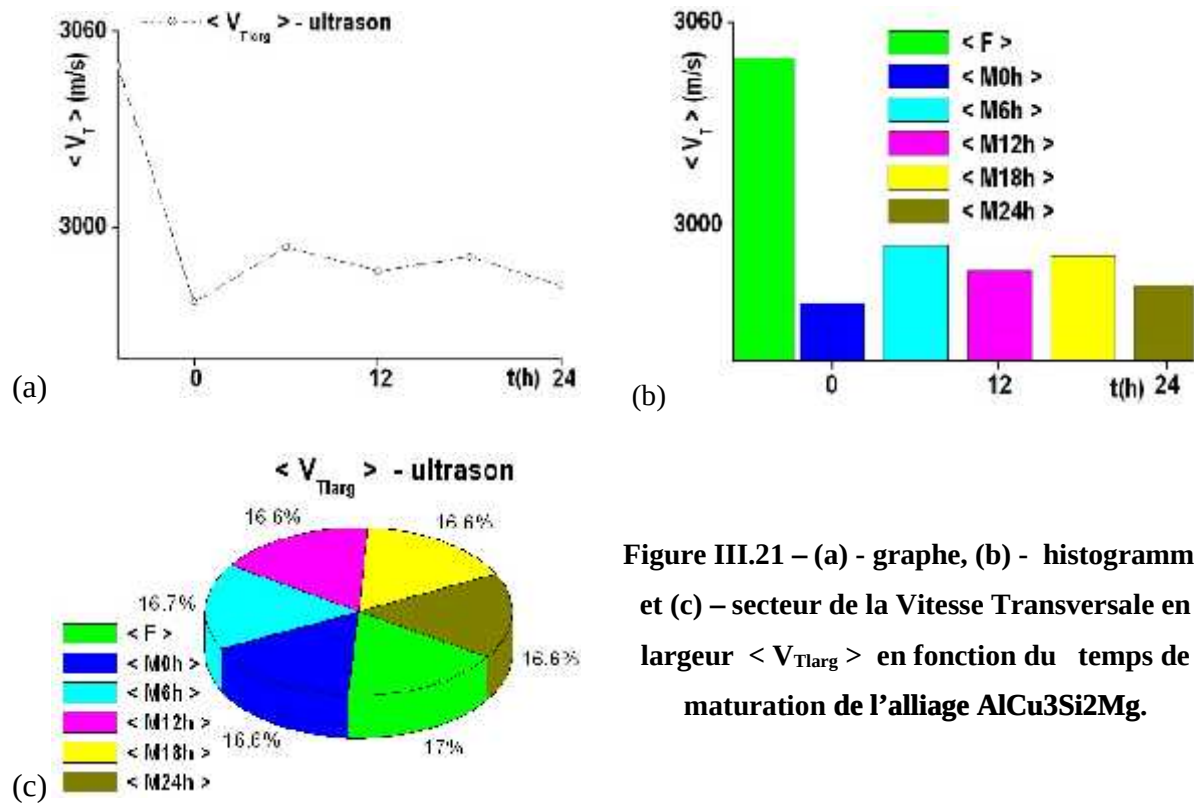


Figure III.21 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la Vitesse Transversale en largeur $\langle V_{Tlarg} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.

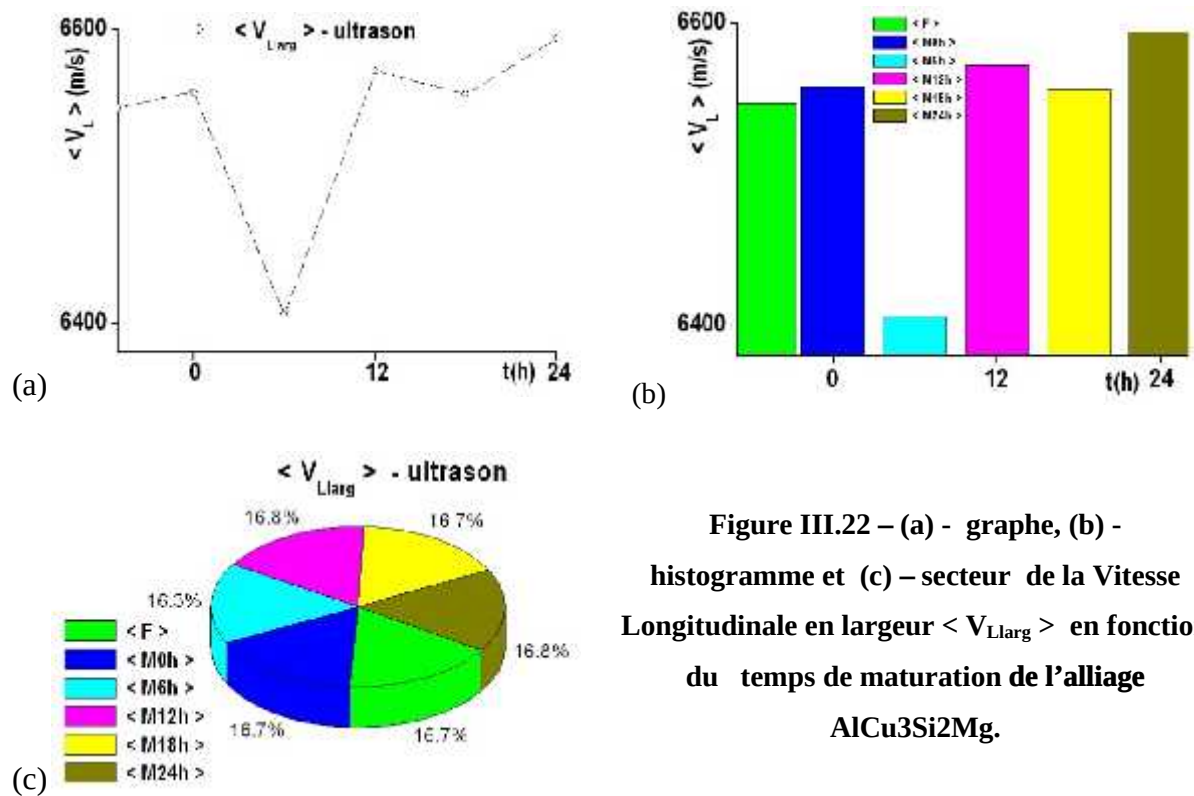


Figure III.22 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur de la Vitesse Longitudinale en largeur $\langle V_{Llarg} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.

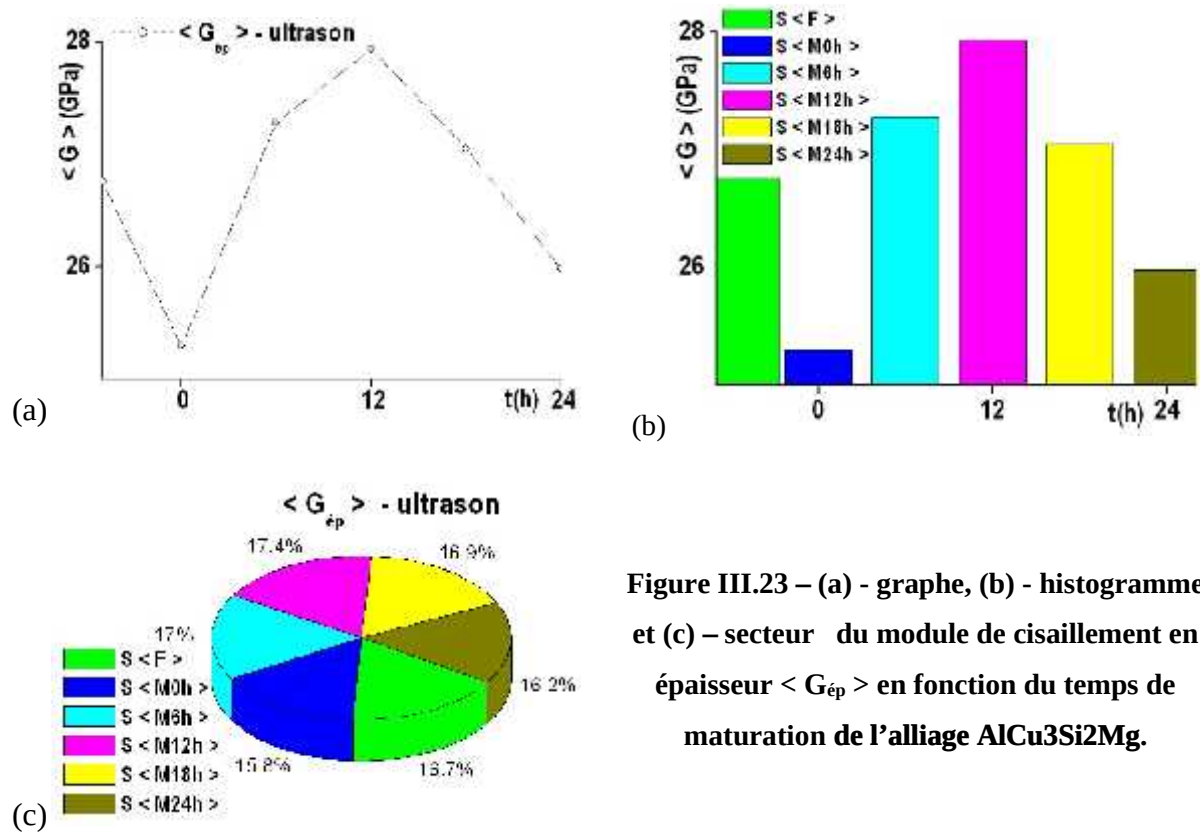


Figure III.23 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du module de cisaillement en épaisseur $\langle G_{ep} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu₃Si₂Mg.

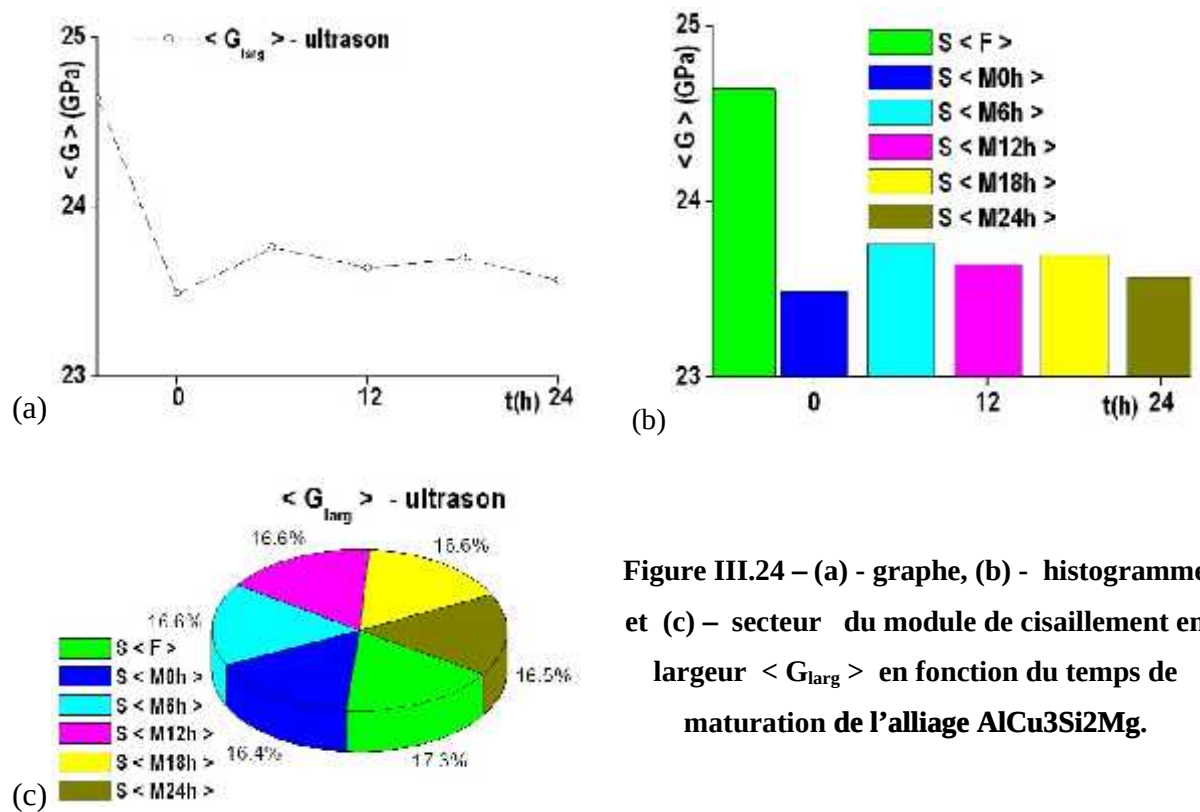


Figure III.24 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du module de cisaillement en largeur $\langle G_{larg} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu₃Si₂Mg.

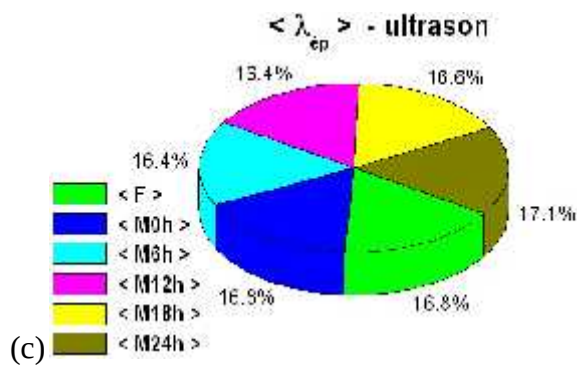
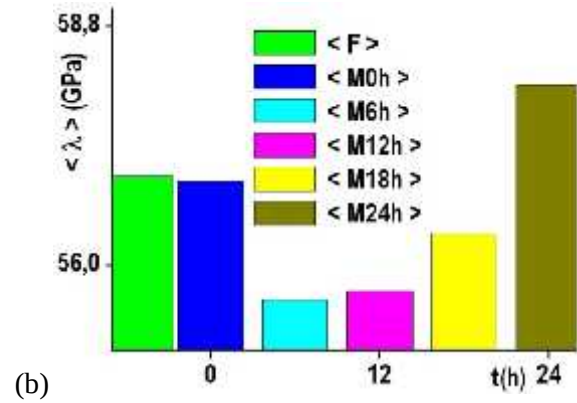
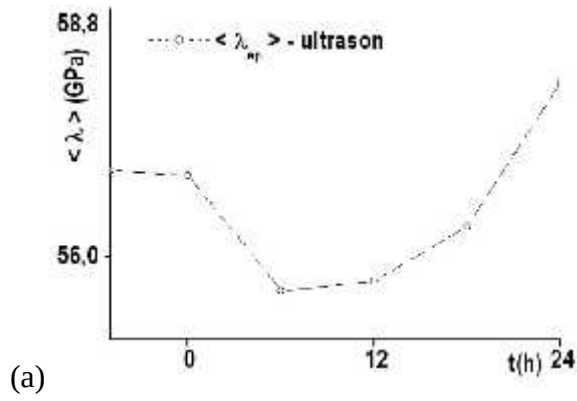


Figure III.25 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du coefficient de Lamé en épaisseur $\langle \lambda_{ep} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.

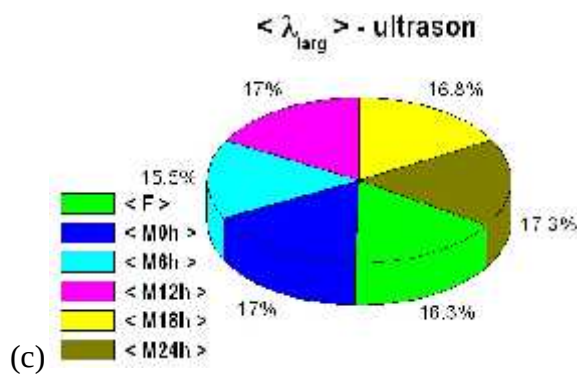
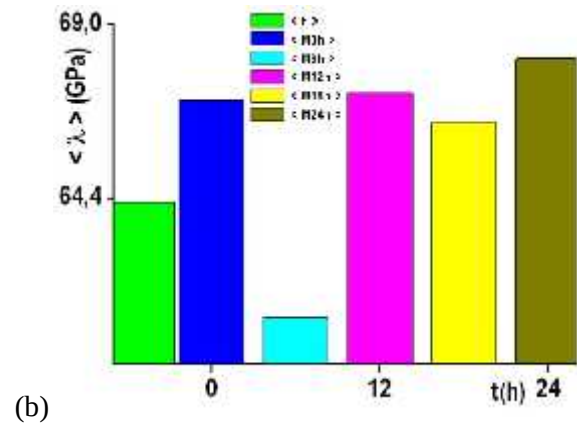
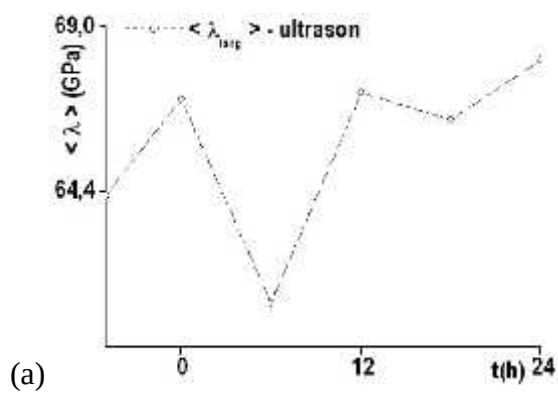


Figure III.26 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du coefficient de Lamé en largeur $\langle \lambda_{larg} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.

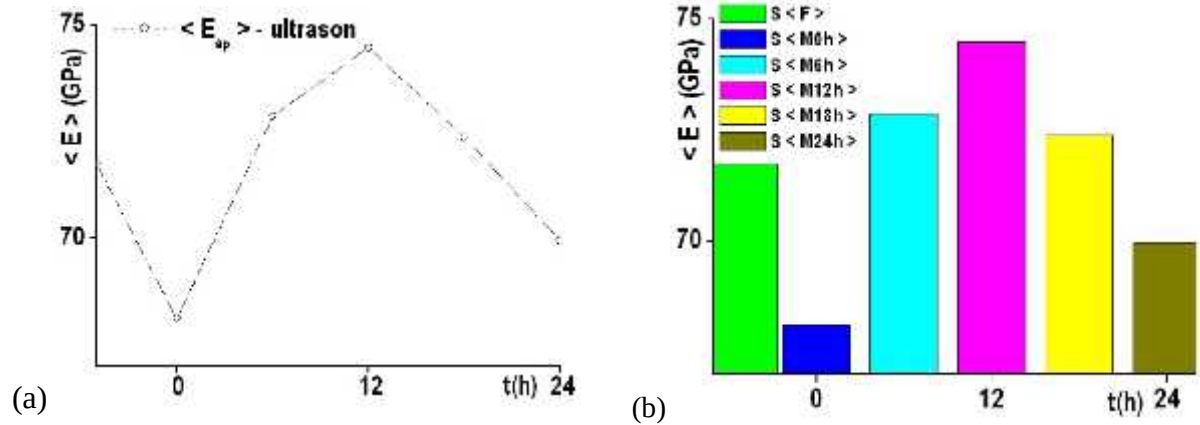


Figure III.27 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du module d'Young en épaisseur $\langle E_{Tép} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.

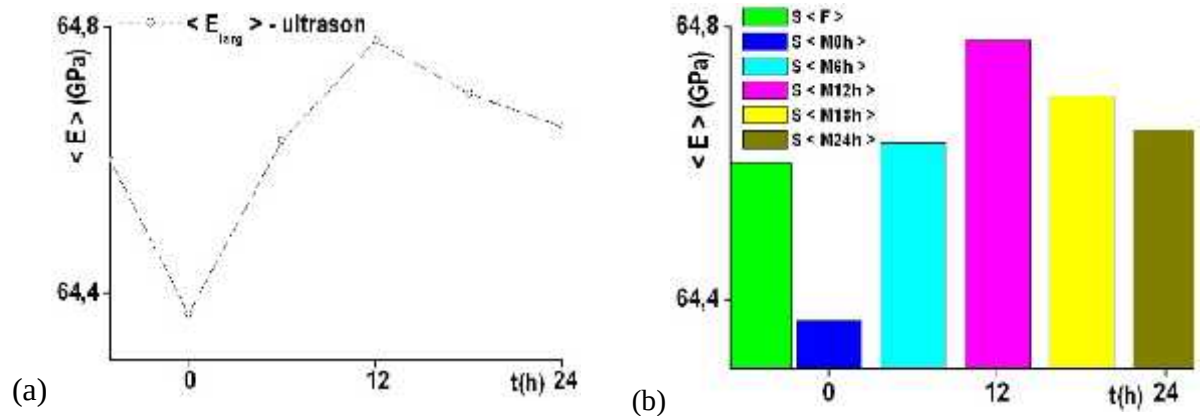
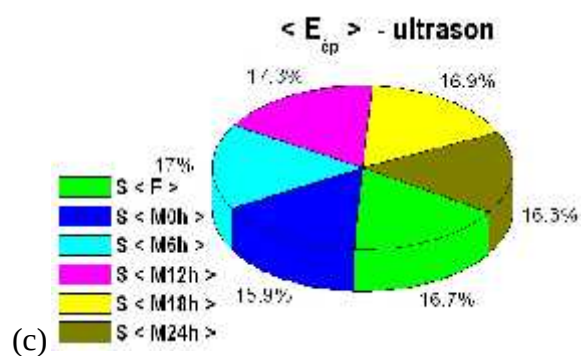
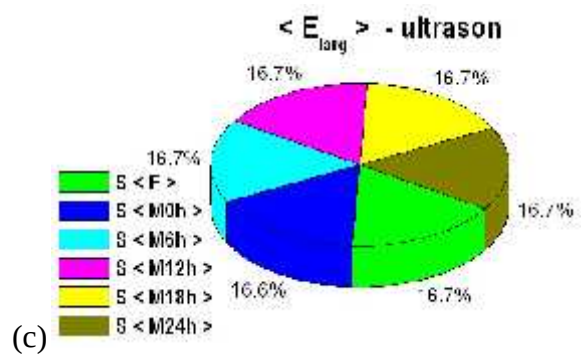


Figure III.28 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du module d'Young en largeur $\langle E_{larg} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.



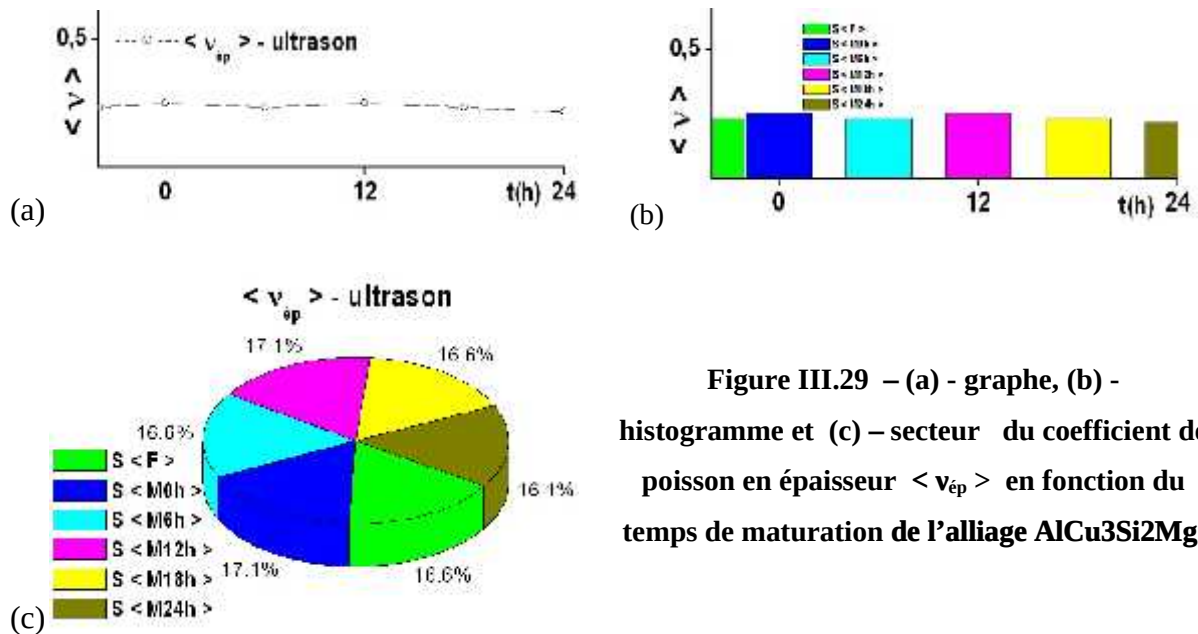


Figure III.29 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du coefficient de poisson en épaisseur ν_{ep} en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.

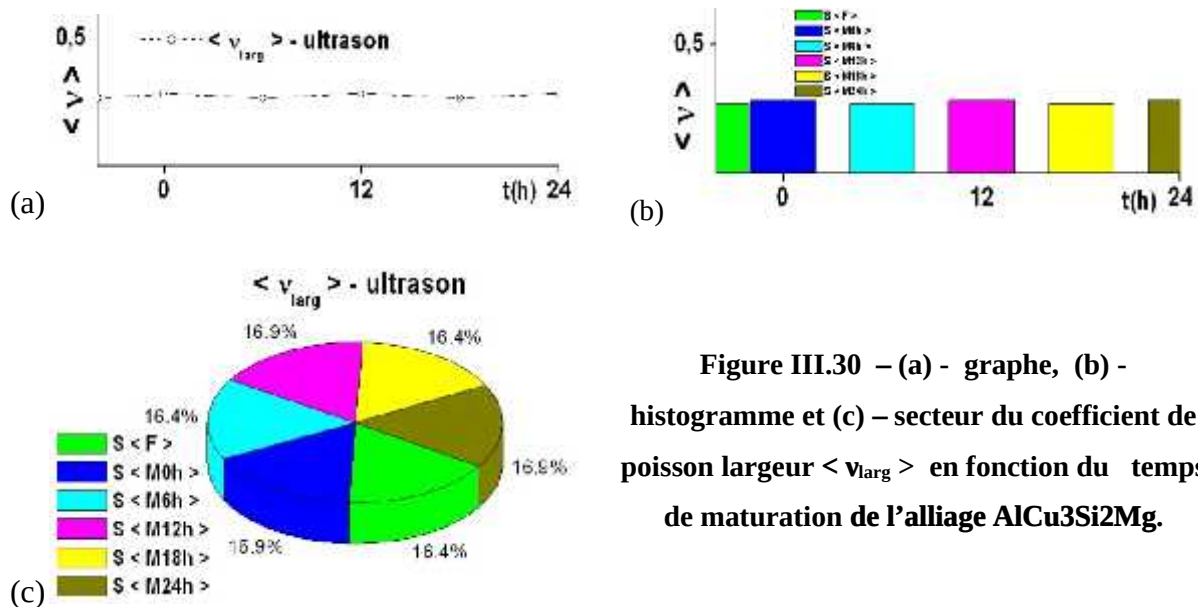


Figure III.30 – (a) - graphe, (b) - histogramme et (c) – secteur du coefficient de poisson largeur ν_{larg} en fonction du temps de maturation de l'alliage AlCu3Si2Mg.

Discussion

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

III.3 – ETUDE COMPARATIVE DES PROPRIETES ELASTIQUES moyennes en épaisseur et largeur DETERMINEES PAR ULTRASON DE L'ALLIAGE DE LAMINAGE AlCu3Si2Mg

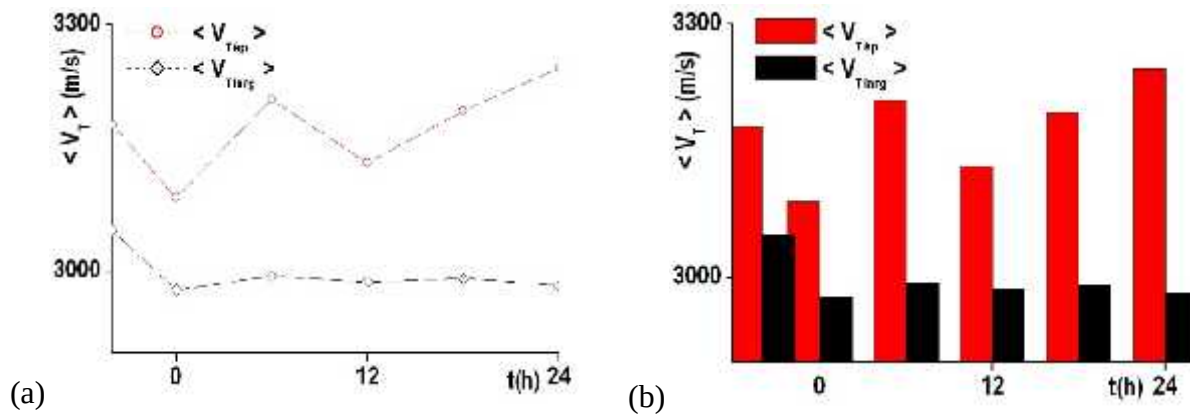


Figure III.31 – Groupement de – a – graphes et b – d’histogrammes de comparaison des vitesses Transversales en épaisseur et en largeur $\langle V_{T\text{ép, larg}} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l’alliage AlCu3Si2Mg.

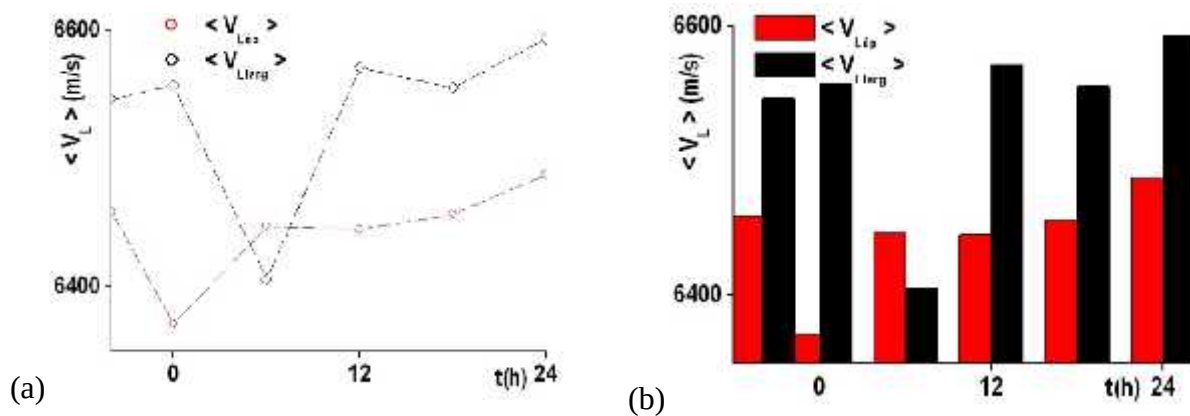


Figure III.32 – Groupement de – a – graphes et b – d’histogrammes de comparaison des vitesses Longitudinales en épaisseur et en largeur $\langle V_{L\text{ép, larg}} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l’alliage AlCu3Si2Mg.

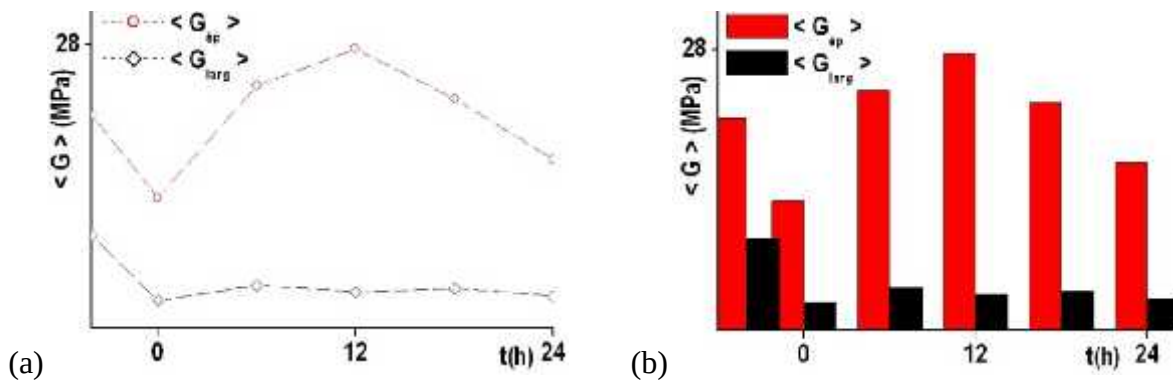


Figure III.33 – Groupement de – a – graphes et b – d’histogrammes de comparaison des modules de cisaillement en épaisseur et en largeur $\langle G_{\text{ép}}, \text{larg} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l’alliage AlCu3Si2Mg

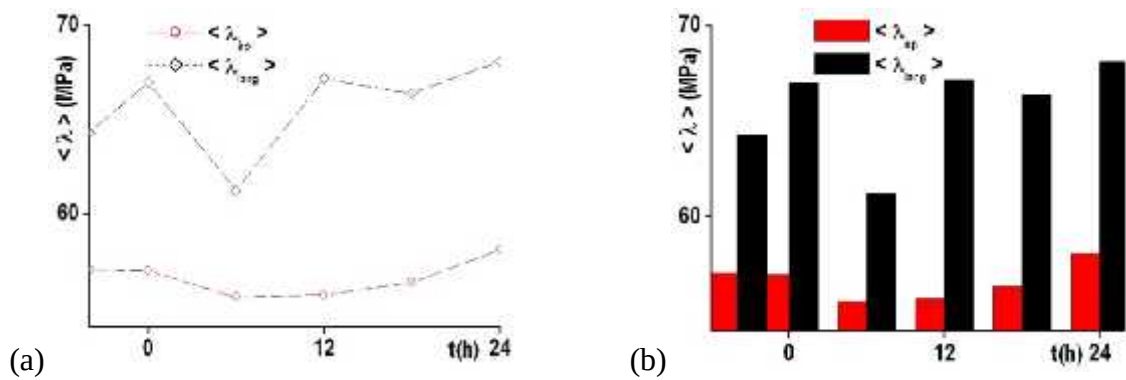


Figure III.34 – Groupement de – a – graphes et b – d’histogrammes de comparaison des coefficients de lamé épaisseur et en largeur $\langle \lambda_{\text{ép}}, \text{larg} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l’alliage AlCu3Si2Mg.

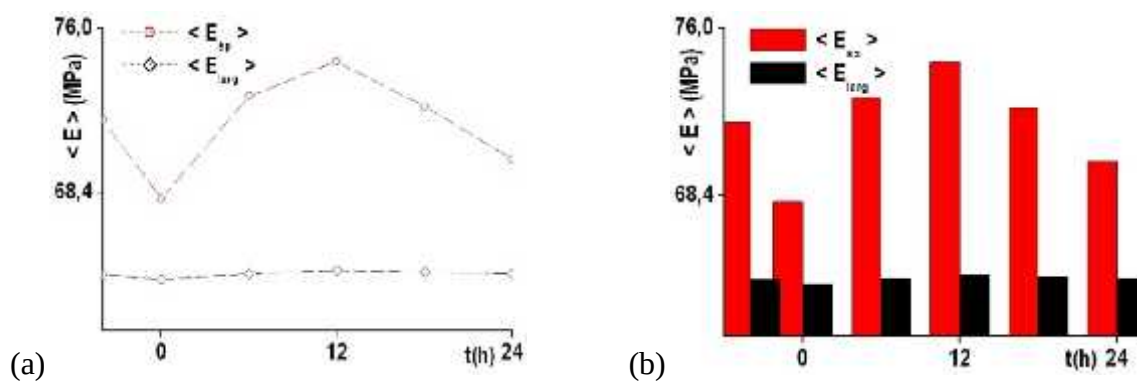


Figure III.35 – Groupement de – a – graphes et b – d’histogrammes de comparaison des modules d’Young en épaisseur et en largeur $\langle E_{\text{ép}}, \text{larg} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l’alliage AlCu3Si2Mg.

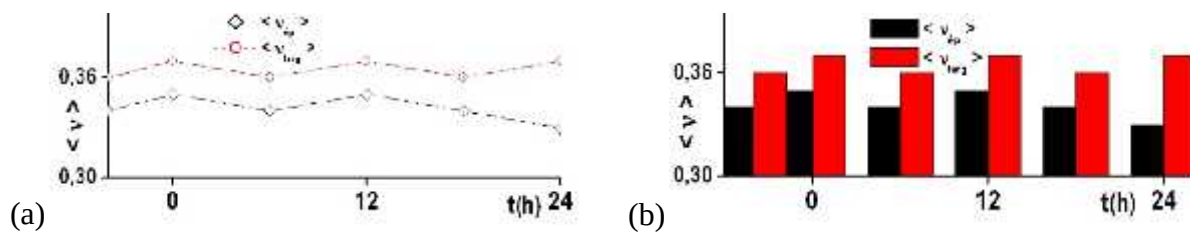


Figure III.36 – Groupement de – a – graphes et b – d’histogrammes de comparaison des coefficients de poisson en épaisseur et en largeur $\langle \nu_{\text{ép}}, \text{larg} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l’alliage AlCu₃Si₂Mg.

Discussion

Les fig. [31 - 36], représentent le groupement des graphes et d’histogrammes de comparaison des caractéristiques élastiques déterminées par la méthode non destructive par ultrason. L’évolution des propriétés élastiques par ultrason en épaisseur et en largeur croissent dans le même sens et même direction de l’état brut de coulée F à propriétés élastiques minimales à l’état M12h à propriétés élastiques maximales pour ensuite décroître à l’état M24h à propriétés élastiques minimales.

Tous les graphes des caractéristiques élastiques en épaisseur sont en dessus de ceux en largeur.

III.4 – ETUDE COMPARATIVE DES PROPRIETES ELASTIQUES MOYENNES DETERMINEES PAR TRACTION ET ULTRASON DE L’ALLIAGE DE LAMINAGE AlCu₃Si₂Mg

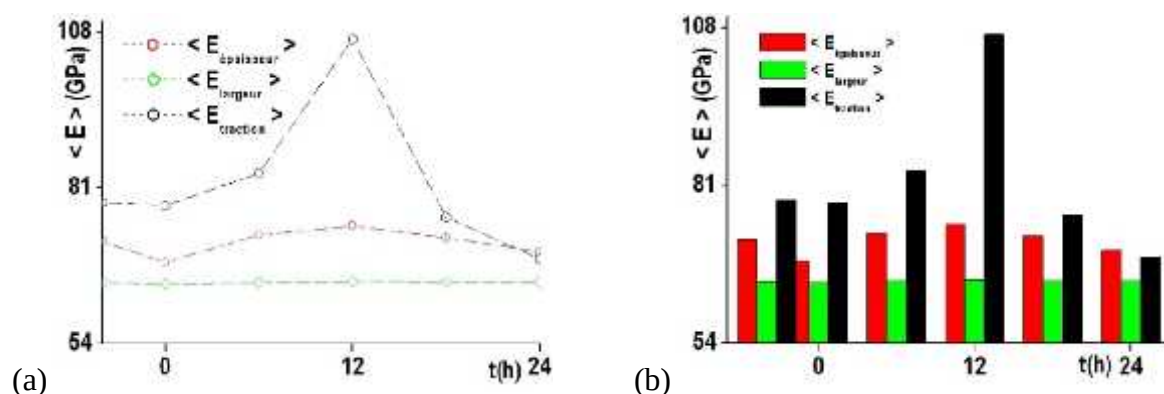


Figure III.37 – Groupement de – a – graphes et b – d’histogrammes de comparaison des modules d’Young en épaisseur, largeur et en traction $\langle E_{\text{ép}}, \text{larg}, \text{traction} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l’alliage AlCu₃Si₂Mg.

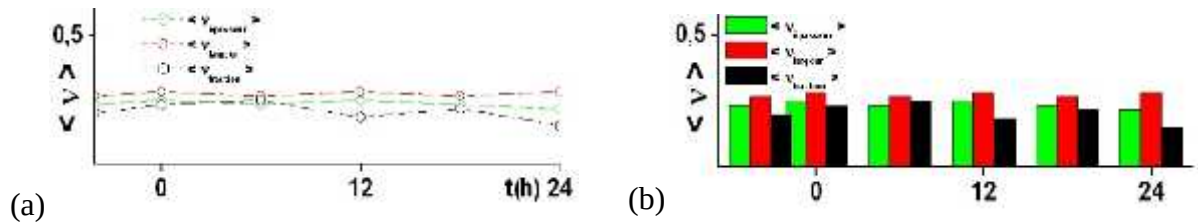


Figure III.38 – Groupement de – a – graphes et b – d’histogrammes de comparaison des coefficients de poisson en épaisseur, largeur et en traction $\langle \nu \text{ ép, larg, traction} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l’alliage AlCu3Si2Mg.

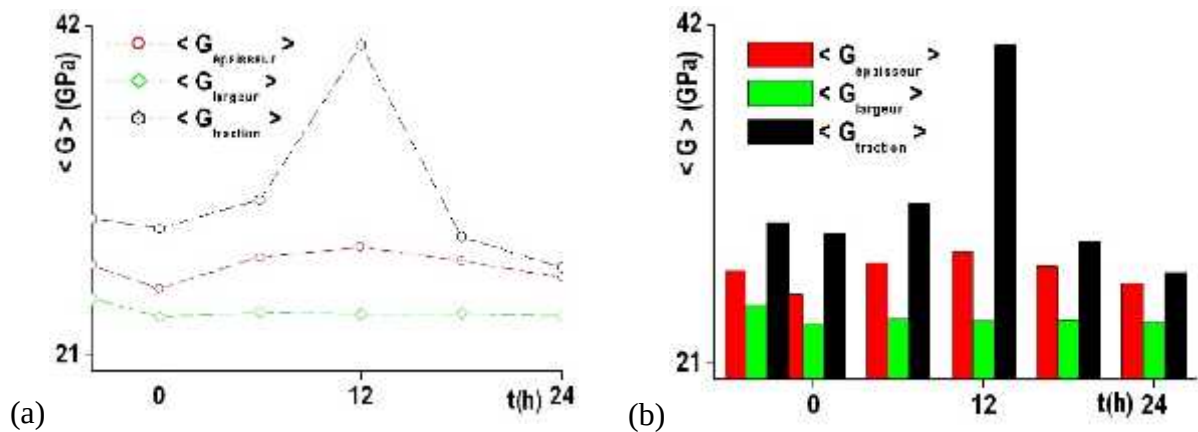


Figure III.39 – Groupement de – a – graphes et b – d’histogrammes de comparaison des modules de cisaillement en épaisseur, largeur et en traction $\langle G \text{ ép, larg, traction} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l’alliage AlCu3Si2Mg.

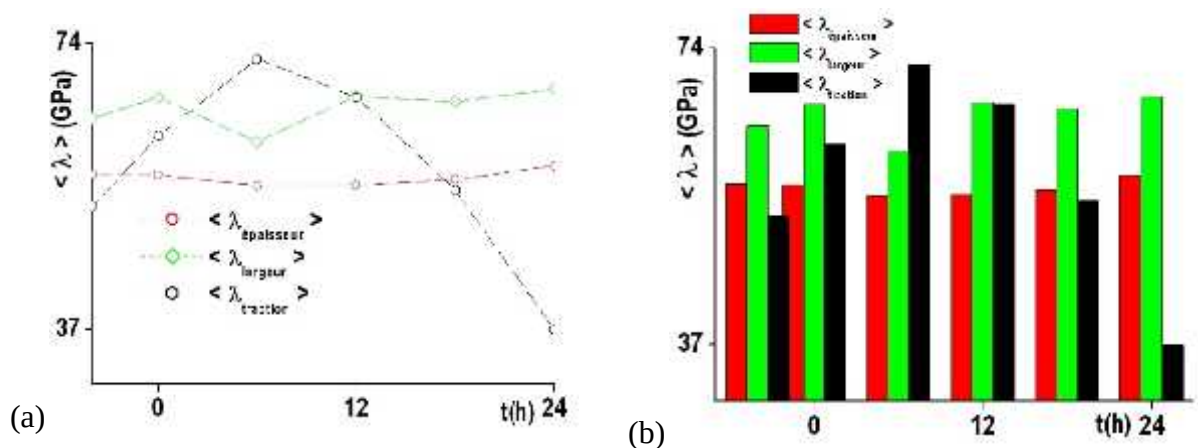


Figure III.40 – Groupement de – a – graphes et b – d’histogrammes de comparaison des coefficients de lamé moyens en épaisseur, en largeur et en traction $\langle \lambda \text{ ép, larg, traction} \rangle$ en fonction du temps de maturation de l’alliage AlCu3Si2Mg.

Discussion

L'étude comparative de propriétés élastiques communes fig. [37-40] ci-dessus: Les principaux graphes des modules d'Young moyens, des coefficients de poisson moyens, des modules de cisaillement moyens et des coefficients de lamé moyens en traction sont en dessus de ceux en épaisseur et en largeur. Les modules d'Young et de cisaillement croissent dans le même sens et même direction de l'état brut de coulée F à propriétés élastiques minimales à l'état M12h à propriétés élastiques maximales pour ensuite décroître à l'état M24h à propriétés élastiques minimales.

CONCLUSION GENERALE

Dans cette présente étude, on s'est intéressé à l'étude des effets des traitements thermiques de maturation en faisant varier le temps de maturation par pas de six heures sur une période de 24h sur l'évolution des caractéristiques de résistances, de ductilité et microstructurales de l'alliage de corroyage AlCu3Si2Mg.

Le choix de cet alliage est dû au fait de sa large utilisation dans de nombreux domaines tandis que leurs traitements thermiques ont été choisis suite aux améliorations considérables de certaines propriétés mécaniques recherchées, qu'on peut obtenir aussi par ajout d'éléments d'additions, concernant l'alliage de laminage AlCu3Si2Mg.

Les résultats nous montrent que l'alliage AlCu3Si2Mg possède des propriétés mécaniques intéressantes à l'état de maturation 12heures.

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

Les maturations suivies de revenu considérés provoquent la migration des éléments d'addition principalement (Cu, Si et Mg) vers les dislocations avec apparition de différents précipités (Al₂Cu, Al₂CuMg, Mg₂Si etc.). Ces phénomènes conduisent à l'élévation de la limite élastique, de la rigidité au détriment de petites déformations.

D'une façon générale, si l'on veut obtenir une résistance mécanique élevée et conserver néanmoins des allongements substantiels, il faut plutôt choisir une maturation à 12 heures suivie d'un revenu à 165°C pendant 6 heures avec refroidissement à l'air libre pour chaque état respectif.

Donc l'alliage de laminage AlCu3Si2Mg est un matériau à traitement thermique.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

PARTIE I

Chapitre I.1

- [1].Gilles Dour, Fonderie – Alliages-Procédés, Propriétés d’usage-Défauts, Aide-mémoire, 2^{ème} édition, l’usine nouvelle, Dunod, Paris, 2009.
- [2].Guy Murry. Généralité sur L’aluminium et ses alliages. Aide-mémoire Métallurgie. Dunod, Paris, 2004, 2010. (Deuxièmes édition).
- [3].C. Chaussin et G. Hilly, Métallurgie _ Aide-mémoire, 10^{ème} Edition Alliages métalliques TOME I Dunod.
- [4].Alain Cornet et Françoise Hlawka, Métallurgie mécanique du microscopique au macroscopique, Science des Matériaux, nouvelle édition, Technosup, Ellipses Edition Marketing S.A. 2010.
- [5].Pierre Papon, Jaques Leblond et Paul H. E. Meijer, Physique des transitions de phase : concepts et applications, 2^{ème} édition, Dunod, Paris (2002).
- [6].J. Bernart, A. Michel, J.Philibert et J. Talbot, Métallurgie générale, Masson, Paris (1969 et 1984)

Chapitre I.2

- [1].J. Philibert, A.Vignes, Y. Bréchet, P. Combrade, Métallurgie du minerai au matériau, cours et exercices corrigés, 2^e et 3^e cycles, Ecoles d’ingénieurs, Science SUP, p.1177, 2^e édition, Dunod, Paris (2002).
- [2].J. Philibert, A.Vignes, Y. Bréchet, P. Combrade, Métallurgie du minerai au matériau, p.1107, édition Masson Paris (1998).
- [3].AFNOR, Métaux non ferreux, tome1 : Produits en aluminium et alliages d’aluminium, caractéristiques et dimensions, 5^{ème} édition AFNOR Paris (1992).
- [4].AFNOR, Métaux non ferreux, tome2, Produits en aluminium et alliages d’aluminium, Méthode d’essais et d’analyse, soudage, 5^{ème} édition AFNOR Paris (1992).
- [5].Coordonné par Eric Felder, Pierre Guénin, Techniques de l’Ingénieur, mise en forme et fonderie, MC1- MC2- MC3, édition Techniques de l’Ingénieur (2002).

- [6].Coordonné par Yves Desalos, Jacques Pagetti, Techniques de l'Ingénieur, traitements des métaux, MD1- MD2- MD3, édition Techniques de l'Ingénieur (2002).
- [7].Coordonné par Bernard Jouffrey et Guy Murry, Techniques de l'Ingénieur, études et propriétés des métaux, MB1- MB2- MB3- MB4- MB5, édition Techniques de l'Ingénieur (2002)
- [8].Sous les directions de Claude Genty, Techniques de l'Ingénieur, analyse et caractérisation, édition Techniques de l'Ingénieur (1996)
- [9].Coordonné par Jacques Astier, Adrien Marcé, Techniques de l'Ingénieur, élaboration et recyclage des métaux, ME1 - ME2 - ME3, Techniques de l'Ingénieur (2002).
- [10]. Sous les directions de Jean- Claude Charpentier, Techniques de l'Ingénieur, Génie des Procédés, J1 - J2 - J3 - J4 - J5 - J6, édition Techniques de l'Ingénieur (1996).
- [11]. C. Chaussin, G. Hilly, Métallurgie : élaboration des métaux, tome 2, p.272, 9^{ème} édition Dunod, Paris (1984).
- [12]. Encyclopédie des Sciences Industrielles QUILLET : Mécanique-Généralités-Applications : M1, édition Quillet, Paris (1983).
- [13]. Dictionnaire Encyclopédie QUILLET : A-B ; S-T, édition Quillet, Paris (1979)

Chapitre I.3

- [1].Matériaux, J.Lignon et M.Mijon, édition librairie Delagrave, 1967.
- [2].Matériaux, tome 1 et 2, N.Bouaoudja, édition OPU, 1992.
- [3].Métallurgie, élaboration des métaux, C.Chaussin et G.Hilly, édition Dunod Paris, 1972.
- [4].Technologie professionnelle générale, A.Castel et A.Dupont, édition Desfarges, paris, 1980.
- [5].Matériaux et Corrosion, édition Masson Paris, 1989.
- [6].C. Chaussin, G. Hylly, Métallurgie : alliages métalliques (Tome 1), 8^{ème} édition, Dunod, Paris (1976).
- [7].M. Colombié et Coll, Matériaux industriels : Matériaux métalliques, Dunod, Paris (2000).

Chapitre I.4

- [1].Gilles Dour, Fonderie – Alliages-Procédés, Propriétés d’usage-Défauts, Aide-mémoire, 2^{ème} édition, l’usine nouvelle, Dunod, Paris, 2009.
- [2].Alain Cornet et Françoise Hlawka, Métallurgie mécanique du microscopique au macroscopique, Science des Matériaux, nouvelle édition, Technosup, Ellipses Edition Marketing S.A. 2010.
- [3].Jean Perdijon, *Le Contrôle non destructif par ultrasons*, Paris, Hermès, 1993
- [4].RESISTANCE DES MATERIAUX (Extrait de « Discorsi e dimostrazioni mathematiche » de Galilée)

Chapitre I.5

- [1].Gilles Dour, Fonderie – Alliages-Procédés, Propriétés d’usage-Défauts, Aide-mémoire, 2^{ème} édition, l’usine nouvelle, Dunod, Paris, 2009.
- [2].Livre « Bases physiques de la plasticité des solides », par J.-C. Tolédano.
- [3].Livre « Physique des matériaux », par M. Gerl et J.-P. Issi.
- [4].L’ouvrage « Dislocations et plasticité des cristaux », par J.-L. Martin.
- [5].Livre « Introduction to dislocations », par D. Hull et D.J. Bacon.

Partie II

Chapitre II.1

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

Chapitre II.2

- [1]. Aide-Mémoire, Métallovédénie : Alumuniy i yévo splavov (Sciences des Métaux : Aluminium et ses Alliages), Métallourguiya, Moscou (1983) en russe.
- [2]. R. Quatermer, J.-P. Trotignon, Précis de construction mécanique :1. Dessin, conception et normalisation, 7^{ème} Edition, NATNAN-AFNOR, Paris (1978).

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

RESUME

L'aluminium à l'état pur est très ductile ce qui permet de présenter des propriétés mécaniques médiocres. Pour le rendre plus résistant en qualité d'alliage, on a ajouté 3% de cuivre, 2% de silicium et < 1% Magnésium à la matrice Al. Ces trois ajouts (3% Cu, 2% Si et < 1% Mg) sont des gents très importants d'amélioration des propriétés mécaniques associées au procédé industriel de laminage qui est une opération consistant à déformer un métal avec allongement dans un sens privilégié.

Cet alliage de corroyage AlCu3Si2Mg fourni gracieusement par le Hall de Technologie, est soumis dans un troisième temps à des traitements de durcissement structural par précipitation qui font apparaître de différents précipités (Al₂Cu, Al₂CuMg, Mg₂Si, Cu, Si, Mg etc.) obstacles forts qui bloquent le mouvement de dislocations entraînant ainsi une augmentation notable des propriétés de résistance.

Le choix de cet alliage a été dicté par le fait qu'il est très utilisé dans diverses applications mécaniques au sein des unités de fonderie Aluminium de la SNVI de Rouïba (Alger) et de l'EI de Fréha (Tizi-Ouzou).

Les résultats ainsi obtenus lors de notre étude nous montrent que l'état M12h est le compromis de résistance et de ductilité maximale.

Mots clés: Al-Cu-Si-Mg, corroyage, caractéristiques mécaniques, maturation.

ABSTRACT

Aluminum in the pure state has poor mechanical properties. For this purpose the objective assigned to this work is to study mainly the influence of the addition of 3% copper, 2% silicon and (< 1%) Magnesium, which are very important factors for improving the mechanical properties associated with industrial rolling method which is an operation of deforming a metal with elongation in a preferred direction.

In order to further increase the characteristics of this AlCu3Si2Mg wrought alloy, thermal structuring treatments were carried out in a second step, which revealed different precipitates which block the movement of dislocations.

The choice of this alloy has been dictated by the fact that it is widely used in various mechanical applications

The results thus obtained during our study show that the state M12h is the compromise of maximum resistance and ductility.

Key words: Al-Cu-Si-Mg, currying, mechanical characteristics, maturation.