

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

ⵝⵓⵎⵓⵔ ⵉⵎⵓⵔⵉⵏ ⵉⵎⵓⵔⵉⵏ ⵉⵎⵓⵔⵉⵏ

Faculté du Génie de la Construction

Département de Génie Mécanique



THESE DE DOCTORAT

Option: Génie Mécanique

Présenté par:

HAKEM AHMED

THEME

**EFFETS DU MODE D'ELABORATION ET DE MATURATION SUR LES
PROPRIETES MECANQUES ET LA MICROSTRUCTURE DES ALLIAGES
DE FONDERIE Al-Si**

Devant le jury composé de:

M ^r .	BEZZAZI	Boudjemaa	Professeur	UMBB	Président
M ^r .	BOUAFIA	Youcef	Professeur	UMMTO	Rapporteur
M ^r .	ZERIZER	Abdelatif	Professeur	UMBB	Examineur
M ^r .	HALEM	Nacer	Professeur	UMMTO	Examineur
M ^r .	ALIOUAT	Mohammed	Professeur	UMBB	Examineur
M ^r .	ZAZI	Nacer	M.C classe A	UMMTO	Examineur

Date de la soutenance : 27/11/2014 à 9h30' à la salle de lecture de la bibliothèque de la Faculté de Génie de la Construction

Année Universitaire: 2014/2015

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou

ⵝⵓⵏⵉⵎⵉⵏⵉ ⵏ ⵓⵎⵓⵔⵓⵎⵉⵔ ⵏ ⵜⵉⵣⵉⵓⵣⵓ



Faculté du Génie de la Construction

Département de Génie Mécanique



THESE DE DOCTORAT

Option: Génie mécanique

THEME

**EFFETS DU MODE D'ELABORATION ET DE MATURATION SUR
LES PROPRIETES MECANQUES ET LA MICROSTRUCTURE DES
ALLIAGES DE FONDERIE Al-Si**

Proposé et dirigé par :

Professeur BOUAFIA Youcef

Présenté par:

HAKEM AHMED

ANNEE: 2014/2015

REMERCIEMENTS

Ce travail a été réalisé à la SNVI en relation avec le **Département de Génie Mécanique**, Université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou, sous la direction de Monsieur BOUAFIA Youcef, Professeur à l'UMMTO. En mon âme et conscience, Il m'est impossible de ne pas commencer en premier lieu à adresser mes vifs remerciements à M^r Y. BOUAFIA de m'avoir accepté au sein de son équipe du LaMoMS et d'avoir proposé et dirigé ce travail.

Je tiens à lui témoigner toute ma gratitude pour sa disponibilité, la liberté et la confiance qu'il m'a laissé dans la conduite de ma recherche, et pour tous les conseils qu'il m'a prodigués durant cette étude.

M^r Y. BOUAFIA m'a également témoigné une confiance presque illimitée.

Je suis particulièrement reconnaissant à M^r BEZZAZI Boudjema, Professeur à UMB Boumerdès, pour avoir accepté de présider le jury et examiner cette thèse de doctorat.

Mes remerciements très particuliers s'adressent aussi aux membres du jury : M^r ZERIZER Abdellatif et M^r ALIOUT Mohammed Professeurs à UMB Boumerdès, M^r HALEM Nacer Professeur et M^r ZAZI Nacer Maître de Conférence classe A à l'UMMTO, qui ont accepté de juger ce modeste travail.

Diverses personnes ont contribué, de près ou de loin, à la réalisation de ce travail. Au travers de ces deux pages, je tiens à leur exprimer mes sincères remerciements.

En particulier, ma pensée va à M^{rs} BOUHACI Ahmed Fondateur très expérimenté, FARES responsable administratif et NAÏLI Smaïl responsable principale de l'unité fonderie Aluminium de la SNVI de Rouiba, qu'ils trouvent ici l'expression de ma reconnaissance pour tout ce qu'ils m'ont fait.

Je ne saurais oublier tous les travailleurs de la S.N.V.I. de Rouiba, unités contrôle et fonderie aluminium qui coulaient ce métal précieux et magique pour me fabriquer de jolies éprouvettes, et toujours avec le sourire. Je les remercie sincèrement.

Que les personnes du Laboratoire de Métallurgie de l'Entreprise Electro-Industries de Fréha de Tizi-Ouzou que j'ai pu rencontrer à l'occasion de ce travail soient également assurées de mes vifs remerciements.

Je souhaiterais y associer tout le personnel de la bibliothèque du Génie-Mécanique ainsi que celui du Hall de technologie, qui m'ont accueilli avec confiance et chaleur, manifestant beaucoup de considération et respect à mon égard.

Enfin, pour être fidèle à moi-même, je voudrais rendre hommage à tous mes professeurs du primaire, du collège, du secondaire, du supérieur et de la post-graduation qui ont contribué à ma formation de loin ou de près. Aux personnes consciencieuses qui se respectent et qui croient à la loi du meilleur.

Il y a encore de nombreuses personnes que je voudrais remercier pour tous les bons moments que nous avons passés ensemble durant ces dernières années, en particulier, je pense plus particulièrement aux anciens des années 1970,1980 et de la post graduation qui se reconnaîtront d'eux même. Si ma mémoire est défaillante, que les oubliés me pardonnent !

A tous et à toutes, recevez mes meilleurs respects et considérations.

DEDICACES

Je dédie ce travail à toute ma famille :

*A la mémoire de mon père et de ma mère qui ont beaucoup souffert pour moi, qui m'ont tout donné pour devenir l'homme que je suis aujourd'hui et qui m'ont témoigné d'un grand amour. Reposés en **Paix**, que **DIEU** vous bénisse et vous protège au-delà.*

A la mémoire de mon grand frère Méhéna et de mes grands-parents, paix pour leur âme.

A ma petite famille,

A mes frères et sœur,

A ma belle famille,

A tous ceux que j'aime ...

« Le futur appartient à ceux qui croient à la beauté de leurs rêves. »

Eleanor Roosevelt

« On commence par dire « Cela est impossible » pour se dispenser de le tenter; et cela devient impossible, en effet, parce qu'on ne le tente pas »

Fourier

La mécanique est un océan sans profondeur. D'une part, les mathématiques, la physique et la chimie : sciences fondamentales, d'autre part, le dessin industriel, la mécanique rationnelle, la construction mécanique, la résistance des matériaux, la mécanique des fluides, la thermique, la thermodynamique, la physique et les sciences des matériaux, la métallurgie, l'électrotechnique, l'automatisme, l'électronique, les télécommunications et l'informatique...sciences technologiques sont des fleuves qui alimentent cet océan de frontières illimitées.

*Pour bien assimiler la mécanique dont les structures aérospatiales, aéronavales, ferroviaires, routières, navales et de construction de toute sorte de machines envahissent notre vie quotidienne, il est impérativement nécessaire de connaître ses deux principales bases qui sont les sciences fondamentales et technologiques pour pouvoir ensuite interpréter et discuter dans les détails les phénomènes physiques, à l'échelle microscopique, qui se produisent lors de l'étude du thème « **Effets du mode d'élaboration et de maturation sur les propriétés mécaniques et la microstructure des alliages de fonderie Al-Si** » qui est une petite rivière qui se jette respectivement dans une grande qui se déverse à son tour dans un fleuve.*

Ahmed HAKEM GM UMMTO

« Je laisse aux nombreux avens, non à tous, mon jardin aux sentiers qui bifurquent »

Borges, Fictions

Table des matières

INTRODUCTION GENERALE	1
PARTIE I - APERÇU BIBLIOGRAPHIQUE	06
CHAPITRE.I.1 - ALUMINIUM ET SES ALLIAGES	06
I.1.1. INTRODUCTION	06
I.1.2. PROPRIETES DES TROIS PRINCIPAUX CONSTITUANTS LES ALLIAGES Al-Si-Mg	07
I.1.3. SYSTEME DE GLISSEMENT DES TROIS PRINCIPALES STRUCTURES CRISTALLINES	07
I.1.4. INFLUENCE DES ELEMENTS D'ALLIAGE	07
I.1.4.1. Sur les différentes propriétés	07
I.1.4.2. Introduction	08
I.1.4.3. Influence du silicium	08
I.1.4.4. Influence du magnésium	09
I.1.5. PROPRIETES DE MISE EN FORME	09
I.1.6. PRINCIPAUX ALLIAGES DE FONDERIE	09
I.1.7. ALLIAGES DE FONDERIE Al - Si	10
I.1.7.1. Introduction	10
I.1.7.2. Moulages en sable	10
I.1.7.3. Moulages en coquille	11
I.1.8. DIAGRAMME D'EQUILIBRE Al-Si	11
I.1.9. IMPORTANCE DES TROIS PRINCIPAUX ELEMENTS FORMANTS LES ALLIAGES Al-Si-Mg	12
CHAPITRE.I.2 - ELABORATION INDUSTRIELLE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM DE FONDERIE AlSi10Mg ET AlSi13	13
I.2.1. INTRODUCTION	13
I.2.2. MATERIAUX ETUDIES	13
I.2.3. COMPOSITIONS CHIMIQUES DES ALLIAGES	13
I.2.4. COMPOSITIONS CHIMIQUES DES LINGOTS LIVRES PAR L'ALUMINIUM FRANÇAIS	14
I.2.5. CARACTERISTIQUES	15

I.2.6. ELABORATION DES ALLIAGES ETUDIES	15
I.2.6.1. Matériel utilisé	15
I.2.6.1.1. Le four de fusion	16
I.2.6.1.2. Le four de maintien	16
I.2.6.1.3. La poche de coulées	16
I.2.6.1.4. Le pyromètre de Type K	16
I.2.6.2. La coulée	16
I.2.6.2.1. Dégazage	17
I.2.6.2.2. L'affinage	18
I.2.7. MOULAGE	19
I.2.7.1. En sable	19
I.2.7.1.1. Moulage au sable silico – argileux, sable noir ou "sable à vert "	19
I.2.7.1.2. Moulage au sable à prise chimique	19
I.2.7.2. En coquille	19
I.2.8. PROCEDURE EXPERIMENTALE DE CHARGEMENT DU FOUR	20
I.2.9. RECOMMANDATIONS	21
I.2.10. EN CONCLUSION	21
I.2.11. REGLES GENERALES DE FUSION	22
I.2.12. PROPRIETES DOMINANTES	22
CHAPITRE I.3 - STRUCTURE ET TRAITEMENTS THERMIQUES	23
I.3.1. STRUCTURE	23
I.3.1.1. La microstructure de l'alliage est en générale affectée par	23
I.3.1.2. Type de liaison atomique	23
I.3.1.3. Composition chimique	23
I.3.1.4. Défauts internes	24
I.3.2. TRAITEMENTS THERMIQUES DES ALLIAGES Al-Si	24
I.3.2.1. Le traitement thermique de durcissement structural spécifique se fait en cinq étapes suivantes	25
I.3.2.2. Différents recuits	25
I.3.3. PRINCIPAUX PARAMETRES INFLUENÇANT LES TRAITEMENTS THERMIQUES.	26
I.3.3.1. Température de mise en solution	26
I.3.3.2. Temps de mise en solution	26

I.3.3.3. Vitesse de refroidissement	27
I.3.3.4. Durée de la maturation	27
I.3.3.5. Température de revenu	27
I.3.3.6. Durée de revenu	27
I.3.4. DIFFERENTS DURCISSEMENTS	27
I.3.4.1. Durcissement par solution solide d'insertion ou de substitution	27
I.3.4.2. Durcissement structural ou par précipitation	28
I.3.4.3. Durcissement par affinement de la taille des grains	28
I.3.4.4. Existence de dislocations initiales	28
I.3.5. STRUCTURE DE SOLIDIFICATION DES ALLIAGES AlSi10Mg ET AlSi13	29
I.3.5.1. Alliage hypoeutectique AlSi10Mg	29
I.3.5.2. Alliage eutectique AlSi13	30
CHAPITRE.I.4 – PROPRIETES MECANIQUES	32
I.4.1. ESSAI DE TRACTION MONOTONE	32
I.4.1.1. Graphe conventionnel et rationnel	32
I.4.1.1.1. Relation entre déformation conventionnelle et déformation rationnelle	32
I.4.1.1.2. Relation entre contrainte conventionnelle et déformation rationnelle	33
I.4.2. ETUDE DU COMPORTEMENT MICROSCOPIQUE D'UNE EPROUVETTE METALLIQUE EN TRACTION SIMPLE	34
I.4.2.1. Eprouvette ductile	34
I.4.2.1.1. Un domaine de comportement purement élastique réversible (domaine de déformation en service)	35
I.4.2.1.2. Un domaine de comportement plastique homogène (domaine de la mise en forme)	35
I.4.2.1.3. Un autre domaine de comportement plastique cette fois-ci hétérogène ou d'endommagement	36
I.4.2.2. Eprouvette fragile	37
I.4.2.2.1. Un grand domaine de comportement purement élastique (domaine de déformation en service)	38
I.4.2.2.2. Un autre domaine très retreint de comportement plastique homogène (domaine de la mise en forme)	38
I.4.3. TENACITE	38
I.4.4. L'ALLONGEMENT A LA RUPTURE	39

I.4.5. LE MACLAGE	39
I.4.6. TYPES DE RUPTURE	39
I.4.6.1. Rupture ductile	39
I.4.6.2. Rupture fragile	40
I.4.7. DURETE	41
I.4.7.1. Dureté Brinell	41
I.4.7.2. Dureté Vickers	42
I.4.8. MICRODURETE	42
I.4.9. ESSAI DE RESILIENCE	42
 PARTIE II - PROCEDURE EXPERIMENTALE	 44
II.1. INTRODUCTION GENERALE	44
II.2. PROBLEMATIQUE	45
II.3. MATERIAUX ETUDIES	45
II.4. PREMIERE ETUDE	46
II.5. DEUXIEME ETUDE : ALLIAGES D'ALUMINIUM DE FONDERIE AlSi10Mg et AlSi13	47
II.5.1. Introduction	47
II.5.2. Traitements thermiques	48
II.5.2.1. Traitement de mise en solution et d'homogénéisation	48
II.5.2.2. Traitement de trempe	48
II.5.2.3. Vieillissement naturel	48
II.5.2.4. Traitement de revenu	48
II.6. ESSAIS MECANQUES ET MICROSTRUCTURE EVENTUELS	49
 PARTIE III - RESULTATS ET INTERPRETATION	 50
CHAPITRE.III.1 - INFLUENCE DES TRAITEMENTS SUR L'EVOLUTION DES PRINCIPALES CARACTERISTIQUES DE RESISTANCE, DE DUCTILITE ET STRUCTURALE DU MONOCRISTAL D'ALUMINIUM	 50
III.1. RESUME	50
III.1.1. INTRODUCTION	50
III.1.2. RESULTATS OBTENUS ET DISCUSSION	52
III.1.2.1. Courbes moyennes de traction (contrainte – déformation) des cinq états de	52

III.1.2.1.1. L'aluminium vierge	52
III.1.2.1.2. L'aluminium vieilli électriquement	53
III.1.2.1.3. L'aluminium vierge et vieilli électriquement à l'état recuit de coalescence	55
III.1.2.2. Influence de la variation de la température de revenu et du recuit de l'aluminium vierge sur l'évolution des principales caractéristiques de	56
III.1.2.2.1. Résistances	56
III.1.2.2.2. Ductilité	61
III.1.2.3. Influence de la variation de la température de revenu et du recuit de l'aluminium vieilli électriquement sur l'évolution des principales caractéristiques de	64
III.1.2.3.1. Résistances	64
III.1.2.3.2. Ductilité	69
III.1.2.4. Etude comparative des deux monocristaux d'aluminium respectivement vierge et vieilli électriquement soumis aux traitements de revenus et de recuit sur l'évolution des principales caractéristiques de	72
III.1.2.4.1. Résistances	72
III.1.2.4.2. Ductilité	76
III.1.3. MICROSTRUCTURE DE L'ALUMINIUM	78
III.1.4. INTERPRETATION	79
III.1.5. CONCLUSION	80
III.1.6. TYPE DE RUPTURE	81
CHAPITRE.III.2 - INFLUENCE DU MURISSEMENT SUR L'EVOLUTION DES CARACTERISTIQUES DE RESISTANCE, DE DUCTILITE ET STRUCTURALE DE L'ALLIAGE POLYCRISTALLIN 43000.	82
III.2. RESUME	82
III.2.1. INTRODUCTION	83
III.2.2. RESULTATS OBTENUS ET DISCUSSION	83
III.2.2.1. Courbes moyennes de la coulée en sable	84
III.2.2.2. Courbes moyennes de la coulée en coquille	86
III.2.2.3. Influence du temps de maturation sur la fracture en traction, la dureté, la micro dureté et la résilience de l'alliage de fonderie AlSi10Mg	87
III.2.2.3.1. En mode de coulée en sable	87
- Caractéristiques de résistance	87
- Caractéristiques de ductilité	91

III.2.2.3.2. En mode de coulée en coquille	93
- Caractéristiques de résistance	93
- Caractéristiques de ductilité	96
III.2.2.4. Influence du mode d'élaboration en sable et en coquille métallique de l'alliage de fonderie AlSi10Mg	97
III.2.2.4.1. Sur les Caractéristiques de résistance	97
III.2.2.4.2. Sur les Caractéristiques de ductilité	102
III.2.3. MICROSTRUCTURE DE L'ALLIAGE HYPOEUTECTIQUE AlSi10Mg	104
III.2.4. METALLOGRAPHIE DE L'ALLIAGE ETUDIE	108
III.2.5. ETUDE COMPARATIVE SELON	109
III.2.5.1. Les traitements thermiques	109
III.2.5.2. Le mode de coulée	109
III.2.6. CONCLUSION	110
III.2.7. TYPE DE RUPTURE	111
CHAPITRE.III.3 - INFLUENCE DU COMPORTEMENT ET DE L'ENDOMMAGEMENT EN TRACTION ET AU CHOC SUR L'EVOLUTION DES PROPRIETES D'ELASTICITE, DE PLASTICITE ET STRUCTURALE DE L'ALLIAGE BINAIRE 44100.	112
III.3. RESUME	112
III.3.1. INTRODUCTION	112
III.3.2. RESULTATS OBTENUS ET DISCUSSION	113
III.3.2.1. Courbes moyennes de la coulée en sable	113
III.3.2.2. Courbes moyennes de la coulée en coquille	115
III.3.2.3. Influence du temps de maturation sur la fracture en traction, la dureté, la micro dureté et la résilience de l'alliage de fonderie AlSi13	116
III.3.2.3.1. En mode de coulée en sable	116
- Caractéristiques de résistance	116
- Caractéristiques de ductilité	120
III.3.2.3.2. En mode de coulée en coquille	122
- Caractéristiques de résistance	122
- Caractéristiques de ductilité	125
III.3.2.4. Influence du mode d'élaboration en sable et en coquille métallique de l'alliage de fonderie AlSi113	127

III.3.2.4.1. Sur les Caractéristiques de résistance	127
III.3.2.4.2. Sur les Caractéristiques de ductilité	132
III.3.3. MICROSTRUCTURE DE L'ALLIAGE HYPOEUTECTIQUE AISi13	133
III.3.4. METALLOGRAPHIE DE L'ALLIAGE ETUDIE	137
III.3.5. ETUDE COMPARATIVE SELON	137
III.3.5.1. Les traitements thermiques	137
III.3.5.2. Le mode de coulée	139
III.3.6. CONCLUSION	139
III.3.7. TYPE DE RUPTURE	
 CONCLUSION	 141
 REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	 149

Nomenclature des symboles

σ_e (MPa) - limite d'élasticité	2, 3, 15, 32, 34, 35, 37, 40, 41, 47 Chap.III [1- 3]
σ_m (MPa) - résistance maximale à la traction	2, 3, 15, 32, 34, 37, 40, 41, 47 Chap.III [1- 3]
σ_r (MPa) - résistance à la rupture	2, 3, 32, 34, 37, 40, 41, 47, Chap.III [1- 3]
A% - élongation ou allongement en pourcent	2, 3, 15, 32, 39, 40, 41, 47, Chap.III [1- 3]
Z% - coefficient de striction	2, 3, 32, 37, 40, 41, 47, Chap.III [1- 3]
$Z_u\%$ - allongement de striction	2, 3, 32, 37, 47, Chap.III [1- 3]
W (J) - travail ou énergie	2, 38, 39, 40, 41, 43
σ (MPa) - contrainte	2, 32, 34, 35, 37, 38, 40, 41, Chap.III [1- 3]
$\varepsilon(\%)$ - déformation	34, 37, 38, 40, 41, Chap.III [1- 3]
K (J/cm ²) - résilience	2, 39, 43, 47, Chap.III [1- 3]
S (cm ²) - surface	43
H - dureté	2, 3, 15, 32, 47
T(°C) - température	24
HB - dureté Brinell	2, 3, 15, 32, 42, 44, 47, 49, Chap.III [1- 3]
Hv – dureté Vickers	2, 3, 32, 42, 47, Chap.III [1- 3]
Hv _{0,05} - micro dureté à 50g	Chap.III [1- 3]
Hv _{0,1} - micro dureté à 100g	44, 47, Chap.III [1- 3]
Rv - état Revenu	2, Chap.III [1- 3]
Rc - état Recuit	2, 46, Chap.III [1- 3]
Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C – Revenus (160, 170 et 180)°C	2, 46, Chap.III [1- 3]
Kcv (J/cm ²) – Résilience en V	2,3, 39, 40, 41, 47, 49, Chap.III [1- 3]
F - état brut de coulée	2, 17, 18, 20, 34, 40, 41, 45, 46, 48, Chap.III [1- 3]

T - état Trempé	45, 48, Chap.III [1- 3]
M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h - états maturés (0, 2, 4, 6, 8 ; 10, 12 et 14) h	45, 48, Chap.III [1- 3]
S - Sable	Chap.III [1- 3]
K – Coquille	Chap.III [1- 3]
d - densité	6
E (GPa) - module d'élasticité	32, 35, 40, 41, 47 Chap.III [1- 3]
ν - coefficient de poisson	32, 47, Chap.III [1- 3]
Etat ST ₆ ou Y23 - Sable – Trempe – maturation - Revenu	15
Etat KT ₆ ou Y33 - Coquille – Trempe – maturation - Revenu	15
Etat SF ou Y20 – Sable brut de coulée	15
Etat KF ou Y30 – coquille brut de coulée	15
α (phase riche en élément de solvant : Al)	11, 12, 29, 30,31
β (phase riche en élément de soluté : Si)	12, 29, 30, 31
E - Eutectique	12, 23, 29, 30, 31, 35
σ_c - contrainte conventionnelle	33
σ_r - contrainte rationnelle	33
ϵ_c - déformation conventionnelle	33, 34, 35
ΔL (mm) – accroissement de longueur	33
L_0 (mm) – Longueur initiale	33
ϵ_r - déformation rationnelle	33, 34
V_0 (mm ³) – Volume initial	33
V (mm ³) – Volume instantané	33, 38, 40, 41
n – coefficient d'écrouissage	32, 35, 47, Chap.III [1- 3]
ν – Coefficient de Poisson	32, 47, Chap.III [1- 3]
f (N) – force	35, 38, 40, 41, 42
S_0 – Surface initiale	35
CFC – cubique à face centrée	7, 9, 36
CC – cubique centré	7, 36
HC - hexagonal compact	7, 36

K_t - Concentration de contraintes	2,
D (mm) - diamètre de la bille	41, 42
d (mm) - diamètre de l'empreinte.	41, 42
T46 – Trempe – Maturation – Revenu	17
SNVI – Société Nationale du Véhicule Industriel	13, 14, 45
EI-Electro-Industrie	46
ENIEM-Entreprise Nationale des Industries Électro-Ménagers	44
NF A57-702 – Norme Française	13, 14, 15, 17, 45

Table des figures

Fig. I.1.1 - Diagramme d'équilibre Al-Si	12
Fig. I.3.1 - Diagramme et structures de solidification de l'alliage polycristallin AlSi10Mg.	30
Fig. I.3.2 - Diagramme et structures de solidification de l'alliage binaire AlSi13.	31
Fig. I.4.1 - Essai en traction monotone d'une éprouvette ductile.	34
Fig. I.4.2 – Essai en traction monotone d'une éprouvette fragile.	37
Fig. I.4.3 - Aire sous la courbe (contrainte – déformation) d'une éprouvette ductile.	41
Fig. I.4.4 – Aire sous la courbe (contrainte – déformation) d'une éprouvette fragile.	41
Fig. III.1.1 – Courbes de traction (contrainte – déformation) de l'aluminium vierge des états : a - brut de coulée noté : F, b – Rv160, c - Rv170, d – Rc, e – Rv180, f - Groupement des courbes de comparaison des 5 états : F, Rv160, Rv170, Rc et Rv180	53
Fig. III.1.2 – Courbes de traction (contrainte – déformation) de l'aluminium vieilli électriquement des états : a - brut de coulée noté : F, b – Rv160, c - Rv170, d – Rc, e – Rv180, f - Groupement des courbes de comparaison des 5 états : F, Rv160, Rv170, Rc et Rv180	54
Fig. III.1.3 – Courbes de traction (contrainte – déformation) de l'aluminium recuit de coalescence des états : a - vierge, b – vieilli électriquement et c - Groupement des courbes de comparaison des 2 états	55
Fig. III.1.4 – a - graphe et b - histogramme ($\langle \sigma^m \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle \sigma^m \rangle$ (%),	

de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 56

Fig.III.1.5 – a - graphe et b - histogramme ($\langle \sigma^f \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle \sigma^f \rangle$ (%), de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 56

Fig.III.1.6 – a - graphe et b - histogramme ($\langle \sigma^e \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle \sigma^e \rangle$ (%), de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 57

Fig.III.1.7 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison ($\langle \sigma^{m,r,e} \rangle$ – Etats), de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 57

Fig.III.1.8 – a - graphe et b - histogramme ($\langle HB \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle HB \rangle$ (%), de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 58

Fig.III.1.9 – a - graphe et b - histogramme ($\langle Hv_{0,1} \rangle$ – - secteur $\langle Hv_{0,1} \rangle$ (%) , de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 58

Fig.III.1.10 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison ($\langle HB \rangle$ et $\langle Hv_{0,1} \rangle$ – Etats), de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 59

Fig.III.1.11 – a - graphe et b - histogramme ($\langle E \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle E \rangle$ (%), de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 59

Fig.III.1.12 – a - graphe et b - histogramme ($\langle n \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle n \rangle$ (%), de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 60

Fig.III.1.13 – a - graphe et b - histogramme ($\langle v \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle v \rangle$ (%), de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 60

Fig.III.1.14 – a - graphe et b - histogramme ($\langle A\% \rangle$ – Etats),c - secteur $\langle A\% \rangle$ (%), de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 61

Fig.III.1.15 – a - graphe et b - histogramme ($\langle Zu\% \rangle$ – Etats),c - secteur $\langle Zu\% \rangle$ (%),

de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 61

Fig.III.1.16 – a - graphe et b - histogramme ($\langle Z\% \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle Z\% \rangle$ (%), de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 62

Fig.III.1.17 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison ($\langle A\% \rangle$, $\langle \text{Zu}\% \rangle$ et $\langle Z\% \rangle$ – Etats) de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 62

Fig.III.1.18 – a - graphe et b - histogramme ($\langle \text{Kcv} \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle \text{Kcv} \rangle$ (%), de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 63

Fig.III.1.19 – a - graphe et b - histogramme ($\langle \sigma^m \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle \sigma^m \rangle$ (%), de l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 64

Fig.III.1.20 – a - graphe et b – histogramme ($\langle \sigma^r \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle \sigma^r \rangle$ (%), de l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 64

Fig.III.1.21 – a - graphe et b - histogramme ($\langle \sigma^e \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle \sigma^e \rangle$ (%), de l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 65

Fig.III.1.22 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison ($\langle \sigma^{m,r,e} \rangle$ – Etats), de l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 65

Fig.III.1.23 – a - graphe et b - histogramme ($\langle \text{HB} \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle \text{HB} \rangle$ (%), de l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 66

Fig.III.1.24 – a - graphe et b – histogramme ($\langle \text{Hv}_{0,1} \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle \text{Hv}_{0,1} \rangle$ (%) , de l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 66

Fig.III.1.25 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison ($\langle \text{HB} \rangle$ et $\langle \text{Hv}_{0,1} \rangle$ – Etats), de l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 67

Fig.III.1.26 – a - graphe et b - histogramme ($\langle E \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle E \rangle$ (%), de

l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus
Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 67

Fig.III.1.27 – a - graphe et b - histogramme ($\langle n \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle n \rangle$ (%), de
l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus
Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 68

Fig.III.1.28 – a - graphe et b - histogramme ($\langle v \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle v \rangle$ (%), de
l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus
Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 68

Fig.III.1.29 – a - graphe et b - histogramme ($\langle A\% \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle A\% \rangle$ (%),
de l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus
Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 69

Fig.III.1.30 – a - graphe et b - histogramme ($\langle Zu\% \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle Zu\% \rangle$
(%), de l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus
Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 69

Fig.III.1.31 – a - graphe et b - histogramme ($\langle Z\% \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle Z\% \rangle$
(%), de l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus
Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 70

Fig.III.1.32 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison
($\langle A\% \rangle$, $\langle Zu\% \rangle$ et $\langle Z\% \rangle$ – Etats) de l'aluminium vieilli électriquement des états
brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 70

Fig.III.1.33 – a - graphe et b - histogramme ($\langle Kcv \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle Kcv \rangle$
(%), de l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus
Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 71

Fig.III.1.34 – Groupement de courbes de comparaison de traction
(contrainte – déformation) de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états :
a - brut de coulée noté : F, b – Rv160, c - Rv170, d – Rv180, e – Rc, 72

Fig.III.1.35 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison
($\langle \sigma^m \rangle$ – Etats), de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de
coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 73

Fig.III.1.36 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison
($\langle \sigma^r \rangle$ – Etats), de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de
coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 73

Fig.III.1.37 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison

(< σ^e > – Etats), de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 73

Fig.III.1.38 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison (< HB > – Etats), de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 74

Fig.III.1.39 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison (< Hv_{0,1} > – Etats), de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 74

Fig.III.1.40 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison (< E > – Etats), de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 74

Fig.III.1.41 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison (< n > – Etats), de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 75

Fig.III.1.42 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison (< ν > – Etats), de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 75

Fig.III.1.43 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison (< A% > – Etats), de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 76

Fig.III.1.44 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison (< Zu% > – Etats), de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 76

Fig.III.1.45 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison (< Z% > – Etats), de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 77

Fig.III.1.46 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison (< Kcv > – Etats), de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C 77

Fig.III.1.47 - Structures micrographiques des deux monocristaux d'aluminium dont l'un est vierge et l'autre vieilli électriquement. 79

Fig.III.2.1 – Courbes de traction (contrainte – déformation) de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable des états : a - brut de coulée noté : F, b – trempé noté : T et maturations

notées : c - M0h, d - M2h, e - M4h, f - M6h, g - M8h, h - M10h, i - M12h et j - M14h 85

Fig.III.2.2 – Courbes de traction (contrainte – déformation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en coquille des états : a - brut de coulée noté : F, b – trempé noté : T et maturations notées : c - M0h, d - M2h, e - M4h, f - M6h, g - M8h, h - M10h, i - M12h et j - M14h 87

Fig.III.2.3 – a - graphe et b - histogramme de comparaison (contrainte – temps de maturation), c - Courbes de traction (contrainte – déformation), d – secteur $\langle \sigma^m \rangle$, e – secteur $\langle \sigma^r \rangle$ et f - secteur $\langle \sigma^e \rangle$ de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 88

Fig.III.2.4 – a - graphe et b - histogramme de comparaison (micro dureté $\langle Hv_{0,05} \rangle$ et dureté $\langle HB \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle Hv_{0,05} \rangle$ et d – secteur $\langle HB \rangle$ de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 89

Fig.III.2.5 – a - graphe et b - histogramme du module d’Young ($\langle E \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle E \rangle$ de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 89

Fig.III.2.6 – a - graphe et b - histogramme du coefficient d’écrouissage ($\langle n \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle n \rangle$ de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 90

Fig.III.2.7 – a - graphe et b - histogramme du coefficient de Poisson ($\langle \nu \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle \nu \rangle$ de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 90

Fig.III.2.8 – a - graphe et b - histogramme de comparaison (A%, Zu% et Z% – temps de maturation), c – secteur $\langle A\% \rangle$, d – secteur $\langle Zu\% \rangle$ et e - secteur $\langle Z\% \rangle$ de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 91

Fig.III.2.9 – a - graphe et b - histogramme de la résilience ($\langle Kcv \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle Kcv \rangle$ de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable des états brut

de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 92

Fig.III.2.10 – a - graphe et b - histogramme de comparaison (contrainte – temps de maturation), c - Courbes de traction (contrainte – déformation), d – secteur $\langle \sigma^m \rangle$, e – secteur $\langle \sigma^r \rangle$ et f - secteur $\langle \sigma^e \rangle$ de l’alliage AlSi10Mg coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 93

Fig.III.2.11 – a - graphe et b - histogramme de comparaison (micro dureté $\langle Hv_{0,05} \rangle$ et dureté $\langle HB \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle Hv_{0,05} \rangle$ et d – secteur $\langle HB \rangle$ de l’alliage AlSi10Mg coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 94

Fig.III.2.12 – a - graphe et b - histogramme du module d’Young ($\langle E \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle E \rangle$ de l’alliage AlSi10Mg coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 94

Fig.III.2.13 – a - graphe et b - histogramme du coefficient d’écrouissage ($\langle n \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle n \rangle$ de l’alliage AlSi10Mg coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 95

Fig.III.2.14 – a - graphe et b - histogramme du coefficient de Poisson ($\langle \nu \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle \nu \rangle$ de l’alliage AlSi10Mg coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 95

Fig.III.2.15 – a - graphe et b - histogramme de comparaison (A%, Zu% et Z% – temps de maturation), c – secteur $\langle A\% \rangle$, d – secteur $\langle Zu\% \rangle$ et e - secteur $\langle Z\% \rangle$ de l’alliage AlSi10Mg coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 96

Fig.III.2.16 – a - graphe et b - histogramme de la résilience ($\langle Kcv \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle Kcv \rangle$ de l’alliage AlSi10Mg coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 97

Fig.III.2.17 – a, b, c, d, e, f, g, h, i et j - Courbes de traction de comparaison

(contrainte – déformation) de l’alliage AlSi10Mg en mode de coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h	99
Fig.III.2.18 – a – graphe, b – histogramme de comparaison de la contrainte maximale ($\langle \sigma^m \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h	100
Fig.III.2.19 – a – graphe, b - histogramme de comparaison de la contrainte d’élasticité ($\langle \sigma^e \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h	100
Fig.III.2.20 – a – graphe, b – histogramme de comparaison de la contrainte de rupture ($\langle \sigma^r \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h	100
Fig.III.2.21 – a – graphe, b – histogramme de comparaison de la micro dureté ($\langle H_{V0,05} \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h	101
Fig.III.2.22 – a – graphe, b – histogramme de comparaison de la dureté Brinell ($\langle HB \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h	101
Fig.III.2.23 – a – graphe, b – histogramme de comparaison du module d’Young ($\langle E \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h	101
Fig.III.2.24 – a – graphe, b – histogramme de comparaison du coefficient d’écrouissage ($\langle n \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h	102
Fig.III.2.25 – a – graphe, b - histogramme de comparaison du coefficient de Poisson ($\langle \nu \rangle$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des	

états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h	102
Fig.III.2.26 – a – graphe, b – histogramme de comparaison de l’allongement pourcent ($< A\% >$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h	102
Fig.III.2.27 – a – graphe, b – histogramme de comparaison du coefficient de striction ($< Z\% >$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h	103
Fig.III.2.28 – a – graphe, b – histogramme de comparaison de l’allongement de striction ($< Z_u\% >$ – temps de maturation) de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h	103
Fig.III.2.29 – a – graphe, b – histogramme de comparaison de la résilience ($< K_{cv} >$ – temps de maturation) identiques de l’alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille aux états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h	104
Fig.III.2.30 - Structures micrographiques de l’alliage de fonderie AlSi10Mg	105
Fig.III.2.31 - Microstructures obtenues au MEB de l’alliage de fonderie AlSi10Mg	106
Fig.III.2.32 - Faciès de rupture en traction obtenus au MEB de l’alliage de fonderie AlSi10Mg	106
Fig.III.2.33 - Faciès de rupture en résilience obtenus au MEB de l’alliage de fonderie AlSi10Mg	107
Fig.III.3.1 – Courbes de traction (contrainte – déformation) de l’alliage AlSi13 coulé en sable des états: a - brut de coulée noté : F, b – trempé noté : T et maturations notées : c - M0h, d – M2h, e – M4h, f - M6h, g – M8h, h – M10h, i - M12h et j – M14h	114
Fig.III.3.2 – Courbes de traction (contrainte – déformation) de l’alliage AlSi13 coulé en coquille des états : a - brut de coulée noté : F, b – trempé noté : T et maturations notées : c - M0h, d – M2h, e – M4h, f - M6h, g – M8h, h – M10h, i - M12h et j – M14h	116
Fig.III.3.3 – a - graphe et b - histogramme de comparaison (contrainte – temps de	

maturation), c - Courbes de traction (contrainte – déformation), d – secteur $\langle \sigma^m \rangle$, e – secteur $\langle \sigma^r \rangle$ et f - secteur $\langle \sigma^e \rangle$ de l’alliage AlSi13 coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 117

Fig.III.3.4 – a - graphe et b - histogramme de comparaison (micro dureté $\langle Hv_{0,05} \rangle$ et dureté $\langle HB \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle Hv_{0,05} \rangle$ et d – secteur $\langle HB \rangle$ de l’alliage AlSi13 coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 118

Fig.III.3.5 – a - graphe et b - histogramme du module d’Young ($\langle E \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle E \rangle$ de l’alliage AlSi13 coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 118

Fig.III.3.6 – a - graphe et b - histogramme du coefficient d’écrouissage ($\langle n \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle n \rangle$ de l’alliage AlSi13 coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 119

Fig.III.3.7 – a - graphe et b - histogramme du coefficient de Poisson ($\langle \nu \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle \nu \rangle$ de l’alliage AlSi13 coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 119

Fig.III.3.8 – a - graphe et b - histogramme de comparaison (A%, Zu% et Z% – temps de maturation), c – secteur $\langle A\% \rangle$, d – secteur $\langle Zu\% \rangle$ et e - secteur $\langle Z\% \rangle$ de l’alliage AlSi13 coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 120

Fig.III.3.9 – a - graphe et b - histogramme de la résilience ($\langle Kcv \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle Kcv \rangle$ de l’alliage AlSi13 coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 121

Fig.III.3.10 – a - graphe et b - histogramme de comparaison (contrainte – temps de maturation), c - Courbes de traction (contrainte – déformation), d – secteur $\langle \sigma^m \rangle$, e – secteur $\langle \sigma^r \rangle$ et f - secteur $\langle \sigma^e \rangle$ de l’alliage AlSi13 coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 122

- Fig.III.3.11** – a - graphe et b - histogramme de comparaison (micro dureté $\langle Hv_{0,05} \rangle$ et dureté $\langle HB \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle Hv_{0,05} \rangle$ et d – secteur $\langle HB \rangle$ de l'alliage AlSi13 coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 123
- Fig.III.3.12** – a - graphe et b - histogramme du module d'Young ($\langle E \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle E \rangle$ de l'alliage AlSi13 coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 123
- Fig.III.3.13** – a - graphe et b - histogramme du coefficient d'érouissage ($\langle n \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle n \rangle$ de l'alliage AlSi13 coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 124
- Fig.III.3.14** – a - graphe et b - histogramme du coefficient de Poisson ($\langle \nu \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle \nu \rangle$ de l'alliage AlSi13 coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 124
- Fig.III.3.15** – a - graphe et b - histogramme de comparaison (A%, Zn% et Z% – temps de maturation), c – secteur $\langle A\% \rangle$, d – secteur $\langle Zn\% \rangle$ et e - secteur $\langle Z\% \rangle$ de l'alliage AlSi13 coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 125
- Fig.III.3.16** – a - graphe et b - histogramme de la résilience ($\langle Kcv \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle Kcv \rangle$ de l'alliage AlSi13 coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 126
- Fig.III.3.17** – a, b, c, d, e, f, g, h, i et j - Courbes de traction de comparaison (contrainte – déformation) de l'alliage AlSi13 en mode de coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 129
- Fig.III.3.18** – a – graphe, b – histogramme de comparaison de la contrainte maximale ($\langle \sigma^m \rangle$ – temps de maturation) de l'alliage AlSi13 coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 129

- Fig.III.3.19** – a – graphe, b - histogramme de comparaison de la contrainte d'élasticité ($\langle \sigma^e \rangle$ – temps de maturation) de l'alliage AlSi13 coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 129
- Fig.III.3.20** – a – graphe, b – histogramme de comparaison de la contrainte de rupture ($\langle \sigma^r \rangle$ – temps de maturation) de l'alliage AlSi13 coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 130
- Fig.III.3.21** – a – graphe, b – histogramme de comparaison de la micro dureté ($\langle H_{V0,05} \rangle$ – temps de maturation) de l'alliage AlSi13 coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 130
- Fig.III.3.22** – a – graphe, b – histogramme de comparaison de la dureté Brinell ($\langle HB \rangle$ – temps de maturation) de l'alliage AlSi13 coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 130
- Fig.III.3.23** – a – graphe, b – histogramme de comparaison du module d'Young ($\langle E \rangle$ – temps de maturation) de l'alliage AlSi13 coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 131
- Fig.III.3.24** – a – graphe, b – histogramme de comparaison du coefficient d'érouissage ($\langle n \rangle$ – temps de maturation) de l'alliage AlSi13 coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 131
- Fig.III.3.25** – a – graphe, b - histogramme de comparaison du coefficient de Poisson ($\langle \nu \rangle$ – temps de maturation) de l'alliage AlSi13 coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 131
- Fig.III.3.26** – a – graphe, b – histogramme de comparaison de l'allongement pourcent ($\langle A\% \rangle$ – temps de maturation) de l'alliage AlSi13 coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h 132
- Fig.III.3.27** – a – graphe, b – histogramme de comparaison du coefficient de striction

(< Z% > – temps de maturation) de l’alliage AlSi13 coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h	132
Fig.III.3.28 – a – graphe, b – histogramme de comparaison de l’allongement de striction (< Zu% > – temps de maturation) de l’alliage AlSi13 coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h	132
Fig.III.3.29 – a – graphe, b – histogramme de comparaison de la résilience (< Kcv > – temps de maturation) de l’alliage AlSi13 coulé en sable et en coquille aux états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h	133
Fig.III.3.30 - Structures micrographiques de l’alliage de fonderie AlSi13.	134
Fig.III.3.31 - Microstructures obtenues au MEB de l’alliage de fonderie AlSi13	135
Fig.III.3.32 - Faciès de rupture en traction obtenus au MEB de l’alliage de fonderie AlSi13	135
Fig.III.3.33 - Faciès de rupture en résilience obtenus au MEB de l’alliage de fonderie AlSi13.	136

Table des tableaux

Tableau. I.1.1 - Les différentes propriétés de l’aluminium, du silicium et du magnésium	07
Tableau. I.1.2 - Structure cristalline et système de glissement	07
Tableau. I.1.3 - Influence des éléments d’addition sur les différentes propriétés	08
Tableau. I.1.4 - Importance de l’aluminium, du Silicium et du Magnésium parmi les douze éléments abondants de l’écorce terrestre	12
Tableau .I.2.1 - Composition chimique de l’alliage AlSi10Mg.	14
Tableau .I.2.2 - Composition chimique de l’alliage AlSi13.	14
Tableau .I.2.3 - Composition des lingots AlSi10Mg, livrés par l’Aluminium Français.	14
Tableau .I.2.4 - Composition des lingots AlSi13, livrés par l’Aluminium Français.	15
Tableau .I.2.5 - Caractéristiques mécaniques minimales de l’alliage AlSi10Mg.	15
Tableau .I.2.6 - Caractéristiques mécaniques minimales de l’alliage AlSi13.	15

Tableau. I.4.1 - Structure cristalline et système de glissement	36
Tableau. II.1 - Résultats de l'analyse chimique après contrôle sur éprouvettes coulées en sable et en coquille de l'alliage AlSi10Mg	46
Tableau. II.2 - Résultats de l'analyse chimique après contrôle sur éprouvettes coulées en sable et en coquille de l'alliage AlSi13	46
Tableau. II.3 - Résultats de l'analyse chimique après contrôle sur éprouvettes de l'aluminium industriel	46

INTRODUCTION GENERALE

L'objectif principal de cette thèse porte sur l'étude de l'influence de la variation d'une part de la température de revenu, d'autre part du temps de mûrissement par incrément de 2h et du mode d'élaboration sur les caractéristiques mécaniques de résistance, de ductilité et microstructurales de deux monocristaux d'aluminium respectivement vierge et vieilli électriquement et de deux alliages de fonderie AlSi10Mg et AlSi13 pour enfin déterminer respectivement la température de revenu et le temps de maturation les plus favorables ou les caractéristiques de résistance sont maximales avec un compromis de ductilité qui seront éventuellement servies au calcul et au dimensionnement des composants rentrant dans diverses réalisations de l'Electo_Industrie (Unité Moteurs de Fréha à Tizi-Ouzou) et de la SNVI (Unité Fonderie Aluminium de Rouiba).

Pour améliorer les caractéristiques médiocres de l'aluminium industriel, on a ajouté volontairement deux éléments (10%Si, 13%Si et $\leq 1\%$ Mg) pour former deux alliages de désignations chimiques respectives AlSi10Mg, AlSi13 et numériques 42000 et 44000. Les trois éléments formant les compositions des deux alliages recyclables dans la matrice Al sont de densité faible et se trouvent en abondance dans la nature. Ces trois points forts font de l'aluminium et de ses alliages les plus convoités par les différentes industries aérospatiale et aéronavale, routière, ferroviaire, navale et de construction machines de toute sorte car les soucis majeurs des concepteurs dans ces dernières sont le prix bas, la facilité de la manutention, l'allègement, l'amélioration de la fiabilité et de la sécurité de leurs structures. Les deux alliages respectivement hypoeutectique et eutectique étudiés ont été élaborés par deux méthodes différentes : moulage en sable et moulage en coquille métallique en utilisant le procédé de coulée par gravité. Les matériaux utilisés sont fournis gracieusement par ces deux dernières entreprises.

Le choix de ces matériaux est triple et consiste à

- Les élaborer convenablement avec précaution,
- améliorer leurs caractéristiques mécaniques par traitements spécifiques,
- puis déterminer leurs caractéristiques mécaniques à l'aide d'essais traction et de résilience à température ambiante, généralement effectués sur des éprouvettes normalisées afin de les utiliser dans le calcul et le dimensionnement de différentes pièces métalliques

soumises aux efforts extérieurs variés constituant divers mécanismes en mouvement composant un dispositif mécanique.

Ces propriétés mécaniques, qui peuvent être d'une part intrinsèques, d'autre part, extrinsèques, sont directement affectées par le changement de la microstructure produite par introduction de la densité des défauts dans la structure des deux alliages.

Parmi ces défauts, on peut distinguer les défauts microscopiques qui se scindent en deux grandes classes : défauts intrinsèques ou physiques qui font partie intégrante de sa structure et défauts extrinsèques ou chimiques qui sont la source principale du changement éventuel de la *microstructure* d'un alliage donc de ses propriétés mécaniques *extrinsèques* qui sont la limite d'élasticité σ_e , la résistance maximale à la traction σ_m , la résistance à la rupture σ_r , la ductilité (A%, Z%, $Z_u\%$), la ténacité (W, Kc), la résilience (Kcv), la dureté (HB) et la microdureté (Hv).

Ces propriétés mécaniques sont modifiables de deux façons : Ajout volontaire d'atomes étrangers à la matrice Al pour former un alliage et traitements thermiques spécifiques par précipitation.

Le durcissement des alliages consiste en général à l'augmentation des caractéristiques de résistance en général au détriment des caractéristiques de ductilité par : l'empêchement du mouvement des dislocations et l'ancrage des dislocations sur des défauts.

Pour cela plusieurs méthodes sont envisageables : durcissement par solution solide d'insertion ou de substitution, durcissement par affinement de la taille des grains, durcissement structural ou par précipitation et existence de dislocations initiales.

Etude I - Dans la première étude, deux types de matériaux d'aluminium industriel respectivement vierge et vieilli électriquement ont été choisis. Cinq états structuraux ont été pris en considération pour chaque type, état de référence : brut de coulée désigné : F, recuit d'homogénéisation et mise en solution à une température de 540 °C avec un maintien pendant 10 h suivi d'un refroidissement d'une part à l'air ambiante dans le cas des états recuits notés : Rc d'autre part dans de l'eau à température ambiante, d'une maturation de 12h et des différents revenus états désignés: Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C et d'un refroidissement à l'air libre.

Etude II - Dans la deuxième étude, nous avons agi sur quatre facteurs modificateurs de la structure de l'aluminium industriel pour l'obtention de deux types d'alliages de désignations chimiques AlSi10Mg, AlSi13 étudiés pour enfin déterminer et rechercher leurs propriétés mécaniques :

II.1 - Addition contrôlée de deux éléments étrangers (10%Si + < 1%Mg et 13%Si) à la matrice Al pour donner lieu à des alliages AlSi10Mg et AlSi13 qui font l'objet de notre étude dont les diagrammes et structures de solidification sont les suivants (Fig.15 et Fig.16).

Pour améliorer les caractéristiques mécaniques des deux alliages de fonderie de désignations numériques 43000 et 44000 obtenus à l'état brut de coulée en sable et en coquille métallique, on les soumet d'une part à un traitement thermique spécifique de durcissement structural, d'autre part pour le rendre sensible à ce traitement thermique l'addition du magnésium (0,20 - 0,60)% est nécessaire.

II.2 - Traitements thermiques spécifiques suivants :

Les traitements thermiques sont destinés à améliorer les caractéristiques mécaniques des pièces obtenues en fonderie d'aluminium. Avant de commencer tout traitement, on doit prélever des éprouvettes et des échantillons de traction de chaque mode d'élaboration à l'état brut de coulée noté : F pris comme référence. Pour chercher à augmenter plus les caractéristiques de résistances de l'état F et obtenir essentiellement de grandes contraintes d'élasticité, de grands modules de rigidité avec de faibles déformations, le reste des échantillons et des éprouvettes subiront un traitement de durcissement structural par précipitation qui se scinde en quatre phases suivantes :

1^{ère} phase : Traitement de mise en solution avec d'homogénéisation, 2^{ème} phase : Traitement de trempe, 3^{ème} phase : Vieillissements naturels et 4^{ème} phase : Traitement de revenu

II.3 - Mode de coulée : moulage en sable et en coquille.

II.4 - Nous avons utilisé la coulée par gravitation

Pour les quatre matériaux étudiés, nous avons effectué en parallèle des mesures de dureté, de micro dureté, de résilience et de prises métallographiques et microscopiques. Pour tous les états considérés des quatre matériaux choisis, nous avons suivi l'évolution des variations de la limite élastique σ_e , de la résistance à la traction σ_m et à la rupture σ_r , de la dureté Brinell HB, de la micro dureté Hv, de l'élongation A%, du coefficient et de l'allongement de striction Z% et Zu%, de la résilience Kcv et de la structure en fonction de la variation, d'une part de la température de revenu de l'aluminium industriel, d'autre part du temps de maturation et du mode d'élaboration des deux alliages étudiés. Les valeurs de ces caractéristiques représentent en moyennant les 5 mesures.

Une fois les traitements sont effectués, les quatre matériaux seront soumis aux essais quasi statiques de traction uni axiale à faibles charges et vitesses et à température ambiante, de dureté Brinell, de micro dureté et quasi dynamique de résilience pour chiffrer les différentes caractéristiques, de résistances et de ductilité, nécessaires aux différents calculs dont on a

besoin l'ingénieur de conception au niveau du bureau d'études. La microstructure complètera l'étude pour identifier complètement les quatre matériaux.

Ce manuscrit est organisé selon trois parties, une introduction et une conclusion générales suivi d'une liste de référence bibliographique.

D'entrée de jeu, La première partie complète qui contient quatre chapitres portera sur la revue bibliographique traitant de sujets semblables abordés par différents chercheurs dans le domaine, en accord avec les objectifs précédemment fixés.

Le Chapitre I.1 traite en général de l'aluminium et ses alliages et nous avons détaillé plus particulièrement les alliages aluminium – silicium de fonderie de la série 40000, suivi du Chapitre I.2 qui est consacré à l'élaboration des deux types d'alliages de désignations chimiques respectives $AlSi10Mg$ et $AlSi13$ et numériques 43000 et 44000. Ces deux alliages de fonderie dont l'un est hypoeutectique et l'autre eutectique sont sensibles aux traitements thermiques qui améliorent considérablement des caractéristiques mécaniques de résistances et possèdent une très bonne coulabilité et une bonne tenue à la corrosion.

Le Chapitre I.3 donne un aperçu succincte sur les principaux traitements thermiques essentiels et la structure. Les deux alliages de fonderie $AlSi10Mg$, $AlSi13$ ainsi que les deux types d'aluminium industriel qui régissent notre présente étude seront soumis aux traitements thermiques spécifiques pour le recouvrement d'un ensemble d'opérations ayant pour but des transformations structurales effectuées sur ces matériaux à l'état solide, sous l'influence de cycles de température convenablement choisis afin de leur conférer des propriétés particulières adaptées à sa meilleure utilisation sous forme de pièces finies.

Quand au Chapitre I.4, il est réservé aux essais mécaniques qui ont pour but de déterminer un certain nombre de caractéristiques des métaux et alliages telles que l'aptitude à la déformation par traction, par choc et la résistance à la pénétration d'une pièce dure soumis à un effort constant. Ces expériences ont pour but de caractériser les lois de comportement des matériaux en service. La loi de comportement établit une relation entre les contraintes et les déformations.

Par la suite, une deuxième partie sera consacrée aux méthodes expérimentales et d'élaboration utilisées pour les caractérisations mécaniques, métallographiques et micrographiques de deux types d'aluminium industriel dont l'un est vierge, l'autre vieilli électriquement et des deux alliages $AlSi10Mg$ et $AlSi13$ étudiés.

La dernière et troisième partie comprend les principaux résultats détaillés, obtenus à partir de différents essais mécaniques. Suivront les micrographies des échantillons permettant l'analyse et la compréhension des phénomènes engendrés par la structure microscopique des

différents états. Elle nous livre l'analyse des résultats expérimentaux détaillés suivie de leur interprétation et discussion et se scinde en trois chapitres dont lesquels nous nous sommes intéressés à l'étude de :

Chapitre III.1 - l'influence de la variation de la température de revenu par incrément de 10°C et du recuit de coalescence sur l'évolution des principales caractéristiques mécaniques et la microstructure de deux types de monocristaux d'aluminium industriel dont l'un est vierge, l'autre vieilli électriquement.

Chapitre III.2 - influence du mûrissement sur l'évolution des caractéristiques de résistance, de ductilité et structurale de l'alliage polycristallin 43000.

Chapitre III.3 - Influence du comportement et de l'endommagement en traction et au choc sur l'évolution des propriétés d'élasticité, de plasticité et structurale de l'alliage binaire 44100.

Finalement, une analyse détaillée de ces résultats sera réalisée et certaines recommandations seront effectivement faites. Enfin le fruit de ce travail sera achevé par une conclusion générale résumant les principaux résultats obtenus.

Partie I

APERÇU BIBLIOGRAPHIQUE

Chapitre I.1 :	ALUMINIUM ET SES ALLIAGES	06
Chapitre I.2 :	ELABORATION INDUSTRIELLE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM DE FONDERIE AlSi10Mg et AlSi13	13
Chapitre I.3 :	STRUCTURE ET TRAITEMENTS THERMIQUES	23
Chapitre I.4 :	PROPRIETES MECANIQUES	32

CHAPITRE.I.1 - ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

I.1.1. INTRODUCTION

La forte demande qui ne cesse d'augmenter chaque année des alliages AlSiMg par les différents secteurs d'activité est due aux divers avantages qu'offrent les trois principaux constituants de ces alliages de fonderie.

L'aluminium, le silicium et le magnésium sont, d'une part fortement distingués par leur très faible densité ($d = 2,6$ soit $1/3$ de l'acier), ce qui conduit à réduire le poids des structures et des engins dans les différentes industries en vue de diminuer leur consommation en carburant ou d'augmenter leur charge utile, d'autre part en abondance dans l'écorce terrestre ce qui permet leur extraction et leur fabrication à bon prix.

L'aluminium a une excellente conductivité électrique (65 % de celle du Cu) ce qui le favorise pour le transport d'énergie en détrônant Cu, une excellente conductivité thermique avec sa place dans les échangeurs thermiques et ce qui permet la diffusion facile dans les traitements thermiques, un pouvoir réflecteur élevé à la lumière ce qui le favorise pour la construction des appareils optiques et des télescopes, une bonne résistance à l'oxydation ce qui garantit un aspect inaltérable, une capacité à résister à la corrosion qui privilégie la durabilité. Par ailleurs, son usinage est économique et donne aux pièces un aspect extérieur agréable voire esthétique qui peut être complété par divers traitements de surface (peinture, anodisation, ...).

L'aluminium et ses alliages se prêtent également à tous les processus de transformation et sont recyclables et intègrent les préoccupations environnementales.

Tous ces points forts brassent aujourd'hui un très grand domaine de leur utilisation qu'ils soient dans la plupart des grands marchés industriels : transports terrestres : routier et ferroviaire, maritimes, aérospatiaux, emballage, bâtiment, électricité, mécanique, menuiserie aluminium.....

Néanmoins 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 améliorent considérablement les propriétés mécaniques de résistance de ces alliages. [1 -34]

I.1.2. PROPRIETES DES TROIS PRINCIPAUX CONSTITUANTS LES ALLIAGES Al-Si-Mg

Caractéristiques	Magnésium	Aluminium	Silicium
Symbole	Mg	Al	Si
Numéro atomique	12	13	14
Etat fondamental	(Ne) $3s^2$	(Ne) $3s^2 3p^1$	(Ne) $3s^2 3p^2$
Masse volumique (g.cm ³)	1,74	2,70	2,50
Température de fusion (°C)	650	660	1410
Rayon atomique (nm)	0,160	0,143	0,132
Structure cristalline	Hexagonale compact	C.F.C.	C.F.C type diamant
Valence	2	3	4
Electronégativité	1,2	1,5	1,8

Tableau. I.1.1 - Les différentes propriétés de l'aluminium, du silicium et du magnésium

I.1.3. SYSTEME DE GLISSEMENT DES TROIS PRINCIPALES STRUCTURES CRISTALLINES

Structure cristalline	Plans de glissement	Directions de glissement	Vecteurs de Burgers	Nombre de systèmes de glissement
CFC	[111]	$\langle 110 \rangle$	$\frac{a}{2} \langle 110 \rangle$	24
CC	[110], [112], [123]	$\langle 111 \rangle$	$\frac{a}{2} \langle 111 \rangle$	24
HC	[001], [101]	$\langle 110 \rangle$	$a \langle 110 \rangle$	6

Tableau. I.1.2 – Structure cristalline et système de glissement

I.1.4. INFLUENCE DES ELEMENTS D'ALLIAGE

I.1.4.1. Sur les différentes propriétés

Propriétés	Cu	Si	Mg	Zn	Ni	Co	Ti	Mn	Fe	Cr
Charge de rupture	++	+	+	++	+	+	+			--
Limite élastique	++	+	--	+	--					
Dureté	++		--	--	+			+	+	
Résistance à la chaleur	++		++		+				+	
Soudabilité	--	++	+	--	--		+	+		+
Usinage	++	--	+	+	+		++	+	++	+
Module d'élasticité	+	++	--	+	+	++		+	--	
Moulage	+	++	--	+			+	--	--	
Ductilité	--	--	+				+		--	
Corrosion	--	+	++	+				-	--	++
Aptitude à l'anodisation	--	+	++	+				--		

++ **Recommandé**+ **bon**- **médiocre**- - **A éviter****Tableau. I.1.3** - Influence des éléments d'addition sur les différentes propriétés**I.1.4.2. Introduction**

Les alliages d'aluminium sont classés en familles selon le principal élément ajouté. Les principaux ajouts sont le silicium en forte proportion (2, 5, 7, 10, 13,16, 18, 20, 22) % et le magnésium en faible pourcentage (0,3 ÷ 0,6%) quelques traces. En général, tous les alliages renferment diverses impuretés provenant de leur élaboration dont les plus importantes sont le Fe, Mn, Ti, Cu, Zn, Pb, Co.... qu'il faut contrôler avec précision car leur influence peut être néfaste.

Tous ces éléments ont une grande influence sur les propriétés des différents alliages

Ceux-ci peuvent être classés en deux catégories :

- les alliages à traitement mécanique d'écrouissage.
- les alliages à durcissement structural par précipitation

Les alliages faisant l'objet de cette étude sont composés principalement de deux ajouts, le silicium et le magnésium avec des proportions plus au moins variables.

I.1.4.3. Influence du silicium

L'aluminium et le silicium forment un eutectique à 13% environ de silicium.

L'augmentation de la teneur en silicium conduit aux propriétés suivantes :

- Une amélioration de la coulabilité qui conduit à une excellente aptitude au remplissage du moule, par conséquent, de limiter les risques de criques et de retassures, ce qui permet d'obtenir des pièces de forme très compliquée à parois minces.
- Une diminution de la contraction volumétrique à la solidification
- Une diminution de la criquabilité.

I.1.4.4. Influence du magnésium

- La coulabilité est médiocre du fait de la forte oxydabilité du magnésium,
- L'aptitude à la retassure : la contraction volumétrique est peu modifiée par le magnésium, mais celui-ci augmente la tendance à la micro porosité,
- La criquabilité est assez forte, mais diminue aux fortes teneurs en magnésium.

I.1.5. PROPRIETES DE MISE EN FORME

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

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

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

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

I.1.6. PRINCIPAUX ALLIAGES DE FONDERIE

Les alliages de moulage appartiennent aux trois grandes familles suivantes:

- famille aluminium-silicium (avec ou sans magnésium),
- famille aluminium-silicium-cuivre,
- famille aluminium-cuivre.

Les autres familles sont:

- aluminium-magnésium,
- aluminium-zinc et divers.

Les deux premières familles sont de très loin les plus utilisées

I.1.7. ALLIAGES DE FONDERIE Al - Si

I.1.7.1. Introduction

Le moulage est un procédé le plus facile d'obtention à partir de l'état liquide des pièces ayant leurs formes définitives et leurs cotes presque exactes après démoulages.

Il existe plusieurs procédés de moulage. Le choix de l'un d'eux est souvent dicté par trois facteurs suivants :

- Forme et dimensions de la pièce,
- Ses propriétés recherchées,
- Son prix de revient.

Les alliages de moulage qui régissent notre étude sont de la famille Aluminium – Silicium (avec ou sans magnésium) : 40000 et qui sont très loin les plus utilisés.

La très grande majorité de ces alliages présentent une composition hypoeutectique, eutectique ou hypereutectique.

Ils se coulent aussi bien dans des moules en sable que dans des coquilles par gravité ou sous pression.

Les deux modes de moulage que nous avons utilisé pour effectuer nos expériences sont définis de la manière suivante :

I.1.7.2. Moulages en sable

Ce moulage est composé de deux demies empreintes laissées par le modèle métallique dans le sable tassé, ce sable est principalement un mélange composé de silice, d'argile $\approx 10\%$ et d'eau $\approx 4\%$. Pour faire un moule, on utilise généralement deux plaques modèles et deux châssis sur la plaque modèle de façon que celle-ci laisse son empreinte dans le sable, on ferme ensuite le moule par l'assemblage des deux châssis, généralement en acier, qui comportent des douilles de centrage dans lesquelles on introduit des broches afin d'assurer le positionnement des deux demi moules et on remplit avec du métal en fusion pour obtenir l'éprouvette par gravitation.

Le métal se solidifie dans une empreinte laissée par le modèle métallique dans le sable comprimé. Le refroidissement des pièces est très lent. La microstructure est grossière.

Ce mode de coulée en sable est souvent choisi pour le moulage de grosses pièces et pour des séries unitaires ou moyennes.

I.1.7.3. Moulages en coquille

Dans ce mode de moulage, Le moule, se compose de deux chapes en acier (5% de chrome), qui a pour rôle de maintenir les empreintes. Ces chapes, séparées par un plan de joint, doivent être éventuellement préparées et chauffées à une température ($200 \div 300$) °C pour que le métal remplisse toute l'emprunte et aussi pour qu'il ne crique pas; enfin on protège les deux chapes par une couche poteyée.

La coquille est un moule métallique ayant la forme exacte de la pièce à obtenir. Le refroidissement est rapide et la microstructure est entièrement fine.

Ce type de moulage est vivement conseillé pour le moulage de petites pièces de grandes séries.

En comparant les deux structures obtenues par les deux modes de coulée différents, on peut en déduire que le refroidissement plus rapide obtenu en coquille assure dans la plupart des cas de meilleures caractéristiques mécaniques qu'en moulage en sable.

I.1.8. DIAGRAMME D'EQUILIBRE Al-Si

Le diagramme d'équilibre des alliages de fonderie Al-Si représenté par la figure I.1.1. nous montre :

- Le pourcentage maximum de silicium soluble dans l'aluminium à l'état solide est de 1,65 % à la température $T_E = 577^\circ\text{C}$, donné par le point A.
- Le pourcentage maximum d'aluminium soluble dans le silicium à l'état solide est de 97 % à la température $T_E = 577^\circ\text{C}$, représenté par le point F.
- Deux solutions solides α et β respectivement riche en Aluminium et en Silicium.
- la droite AB : le solvus.
- **Le liquidus**: constitué de deux courbes CE et ED avec un point eutectique E défini par une température de 577°C ,
- **Le solidus** constitué de trois droites CA, AEF droite horizontale représentant l'eutectique et FD
- **0 % < Si < 1,65%** solution solide α riche en Aluminium
- **1,65% ≤ Si ≤ 10,5%** alliages de composition hypoeutectique,
- **11% ≤ Si ≤ 13,5%** alliages de composition eutectique.
- **14% ≤ Si < 97%** alliages de composition hypereutectique.

- $97 \% \leq \text{Si} < 100\%$ solution solide β riche en Silicium

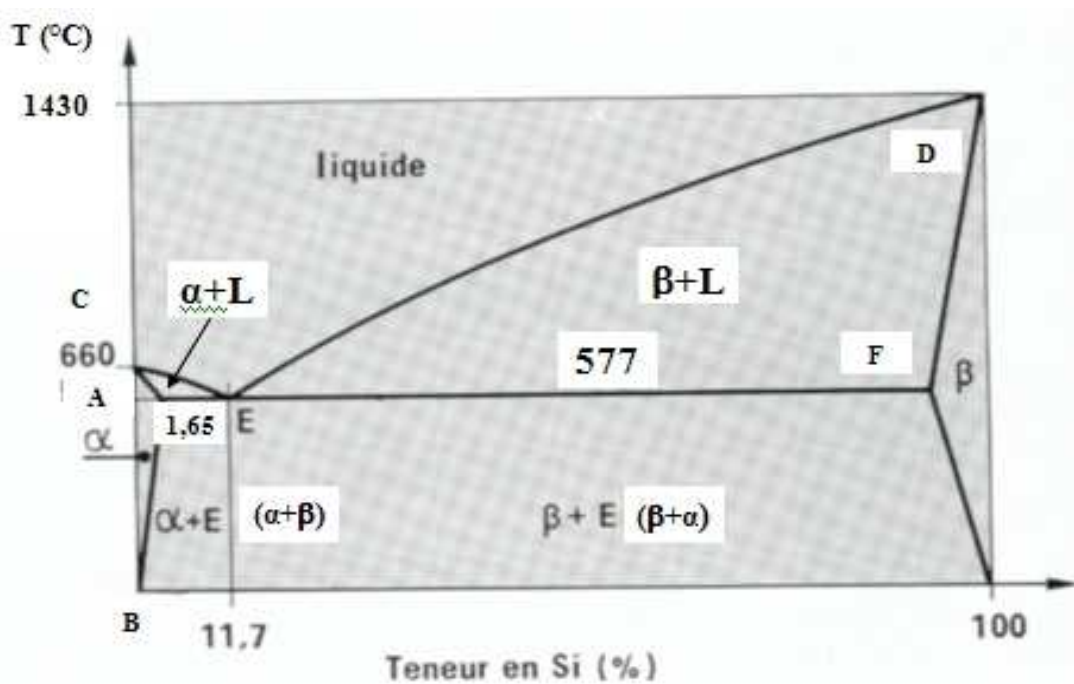


Fig. I.1.1 - Diagramme d'équilibre Al-Si

I.1.9. IMPORTANCE DES TROIS PRINCIPAUX ELEMENTS FORMANTS LES ALLIAGES AlSiMg

N° d'ordre	Éléments	symbole	Pourcentage
01	Oxygène	O	46,71
02	Silicium	Si	27,69
03	Aluminium	Al	8,07
04	Fer	Fe	5,05
08	Magnésium	Mg	2,08
09	Titane	Ti	0,62

Tableau. I.1.4 - Importance de l'aluminium, du Silicium et du Magnésium parmi les douze éléments abondants de l'écorce terrestre

CHAPITRE.I.2 - ELABORATION INDUSTRIELLE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM DE FONDERIE AlSi10Mg et AlSi13

I.2.1 - INTRODUCTION

Dans cette contribution nous nous sommes intéressés à l'étude de l'élaboration de deux types d'alliages d'aluminium de fonderie **AlSi10Mg** et **AlSi13** disponibles à la S.N.V.I de Rouiba Unité Fonderie Aluminium, livrés par Pechiney sous forme de lingots de dimensions normalisées. Leurs élaborations, dont la charge est composée respectivement de $\approx (40 \div 50)$ % de lingots neufs et d'un mélange de jets de coulée $\approx (50 \div 60)$ % de retour, nécessitent beaucoup de soins et de précautions à prendre car ces alliages s'oxydent rapidement à haute température et se contaminent facilement en atmosphère libre et au contact d'outils de manutention. Pour corriger la perte due au feu du magnésium et l'appauvrissement en manganèse et en silicium du retour, la fonderie dispose respectivement de trois types d'alliages - mères AlMg10, AlMn10 et AlSi22 livrés par la même société Française sous forme de lingots. [1 -72] et II [1 – 31]

I.2.2 - MATERIAUX ETUDIES

Les matériaux utilisés sont fournis gracieusement par la S.N.V.I. Il s'agit des alliages à base d'aluminium contenant 10% et 13% de silicium en pourcentage massique, une quantité de magnésium inférieure à 1% et quelques traces d'impuretés. Ces alliages sont désignés par : AlSi10Mg et AlSi13 et donnent des résultats surs, reproductibles et conformes à la norme, à condition que : La composition chimique de l'alliage reste dans les tolérances prévues, l'emploi des flux soit observé conjointement aux règles générales de fusion et le traitement thermique éventuel soit effectué correctement.

I.2.3 - COMPOSITIONS CHIMIQUES DES ALLIAGES

Les tableaux ci-dessous présentent les compositions chimiques des alliages considérés selon la norme NF A57-702 et selon l'analyse effective à la SNVI. Les compositions ci-

dessous correspondent aux tolérances de composition dans les pièces coulées en sable et en coquille. Les alliages entrant dans ces tolérances de composition, convenablement élaborés et éventuellement traités thermiquement, donnent des éprouvettes ayant au moins les caractéristiques mécaniques bien déterminées.

Eléments chimiques	Fe	Si	Cu	Zn	Mg	Mn	Ni	Pb	Sn	Ti	Co
% Selon NFA57-702	≤ 0,55	9÷10,5	≤ 0,1	≤ 0,1	0,17÷0,4	≤ 0,5	≤ 0,05	≤ 0,05	≤ 0,05	≤ 0,2	
% Selon SNVI	0,33	9,60	Trace	—	0,25	0,38	—	—	—	—	

Tableau. I.2.1 - Composition chimique de l'alliage AlSi10Mg.

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

Tableau. I.2.2 - Composition chimique de l'alliage AlSi13.

I.2.4 - COMPOSITIONS CHIMIQUES DES LINGOTS LIVRES PAR L'ALUMINIUM FRANÇAIS

Les lingots livrés par l'aluminium Français permettent d'assurer facilement la composition imposée dans les pièces.

Eléments chimiques	Fe	Si	Cu	Zn	Mg	Mn	Ni	Pb	Sn	Ti	Co
% Selon NFA57-702	≤ 0,35	9÷10	≤ 0,05	≤ 0,05	0,22÷0,35	0,1÷0,2	≤ 0,05	≤ 0,05	≤ 0,05	0,03÷0,1	≤ 0,05

Tableau. I.2.3 - Composition des lingots AlSi10Mg, livrés par l'Aluminium Français.

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

Tableau. I.2.4 - Composition des lingots **AlSi13**, livrés par l'Aluminium Français.

I.2.5 - CARACTERISTIQUES

Les caractéristiques mécaniques minimales sur éprouvettes coulées à part suivant la norme *NF A57-702* et sur un alliage ayant subi obligatoirement un traitement de modification sont les suivantes :

Mode de coulée	Etats		σ_r (Mpa)	σ_e (Mpa)	A %.	Dureté (HB)
	Nouveaux	Anciens				
Sable	SF	Y20	150	90	3	55
	ST ₆	Y23	230	180	1	75
	KF	Y30	170	110	4	65
	KT ₆	Y33	250	180	1,5	80
Coquille						

Tableau. I.2.5 - Caractéristiques mécaniques minimales de l'alliage **AlSi10Mg**.

Mode de coulée	Etats		σ_r (Mpa)	σ_e (Mpa)	A %	Dureté (HB)
	Nouveaux	Anciens				
Sable	SF	Y20	165	80	4	50
Coquille	KF	Y30	180	80	5	50

Tableau. I.2.6 - Caractéristiques mécaniques minimales de l'alliage **AlSi13**.

I.2.6 - ELABORATION DES ALLIAGES ETUDIES

I.2.6.1 - MATERIEL UTILISE

I.2.6.1.1 - Le four de fusion: est constitué d'un couvercle principal et d'une virole métallique entourée de deux couches, la première en béton isolant, la deuxième en béton

réfractaire, d'épaisseurs de 150mm chacune. A l'intérieur de la virole, trois briques réfractaires formant le formage sont disposées sur la sole du four sur lesquelles repose un creuset en graphite de charge 350 kg. Le four est chauffé par deux brûleurs à gaz de production et s'articule de l'avant (coulée) vers l'arrière (chargement) avec ses différents accessoires poteyés.

I.2.6.1.2 - Le four de maintien : dont le creuset est de capacité de 150 kg construit de la même façon que le four de fusion avec ses différentes louches en acier poteyées.

I.2.6.1.3 - La poche de coulées : en graphite de 50 kg est manipulée à l'aide d'un pont roulant. La poche est préalablement maintenue chauffée continuellement toute la journée à l'aide d'un brûleur à gaz qu'on remplit directement à partir du four de fusion en position avant, et c'est à partir de cette poche, montée sur un support pivotant et généralement munie d'un volant de manœuvre, que l'on coule les moules préparés ou que l'on remplit le four de maintien.

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

I.2.6.1.4 - Le pyromètre de Type K, c'est un thermocouple standard qui permet de mesurer dans une gamme de températures comprise entre de : $(-270 \div 1372) ^\circ\text{C}$ de composition : Chromel, alliage de (NiCr) et d'Alumel, alliage de (NiAl5Si)

I.2.6.2 - LA COULEE

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

- L'AlSi10Mg, $\approx (40 \div 50) \%$ $(140 \div 175) \text{ Kg}$ de lingots neufs de dimensions $(720 \times 100 \times 80) \text{ mm}^3$ livrés par Pechiney et d'un mélange de jets de coulée $\approx (50 \div 60) \%$ $(175 \div 210) \text{ Kg}$ de retour (masselottes, événements, trous et canaux de coulée, pièces défectueuses et rebutées ...etc.).

- AlSi13, $\approx 50\%$ (175Kg) de lingots neufs de dimensions $(720 \times 100 \times 80) \text{ mm}^3$ livrés par Pechiney et d'un mélange de jets de coulée $\approx 50\%$ (175Kg) de retours (masselottes, événements, trous et canaux de coulée, pièces défectueuses et rebutées ...etc.) et dont les brûleurs sont réglés convenablement.

Une fois la masse en fusion totale est devenue liquide à environ 700°C , on procède au premier dégrassage et écrémage à l'aide d'une louche poteyée et appropriée et on prélève une première éprouvette de spectrométrie pour analyse chimique immédiate. Des résultats de cette

analyse, on effectue la première correction s'il y a lieu. La masse liquide subit ensuite un traitement de dégazage suivi d'un deuxième décrassage et de couverture dans le four. Ensuite le métal est coulé dans une poche de préchauffage où l'on procède aux opérations d'affinages et de décrassages. On réalise une seconde éprouvette pour vérifier l'effet de correction. Si les résultats d'analyse de cette seconde éprouvette sont conformes, les pièces peuvent être coulées respectivement dans la coquille métallique unique ou des moules en sable préparés à cet effet, ainsi les éprouvettes de référence sont appelées brut de coulée notées : F.

Pour chercher à augmenter plus les caractéristiques de résistances de l'état F et obtenir essentiellement de grandes contraintes d'élasticité, de grands modules de rigidité avec de faibles déformations, les matériaux de désignations numériques 43000 et 44000 sont soumis aux traitements spécifiques T46.

La correction de la composition chimique de la masse liquide se fait à l'aide d'alliages - mères sous forme de lingots neufs en AlSi22, AlMg10 et AlMn10 livrés par Pechiney. Pour corriger la perte au feu en Magnésium due à la fusion, on ajoute $\approx 2\%$ (6kg) de AlMg10 en lingots neufs de dimensions (600 × 100 × 40) mm³, pour réajuster le titre en Manganèse ainsi que celui en Silicium dû à l'appauvrissement des jets de coulée, on introduit respectivement $\approx 1\%$ (3kg) de Al10Mn lingots neufs de dimensions (600 × 100 × 40) mm³ et quelquefois d'un pourcentage de AlSi22 lingots neufs de dimensions (740 × 100 × 80) mm³ à déterminer après analyse chimique de la charge pour l'obtention d'une concentration exacte en AlSi10Mg et ou en AlSi13 conforme à la norme NF A57-702.

I.2.6.2.1 - DEGAZAGE

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

Une fois la masse liquide en fusion totale, à environ 700°C, est corrigée, on introduit une quantité de dégazer qui se présente sous forme de pastille bleue de 200 grammes à la température 710°C environ; la dose d'emploi est environ 0,25 % (1Kg) de la charge totale. Ce dégazer appelé covéral 701 SM a pour fonctions de dégazage, de désoxydant et d'affinage puis on procède à l'opération de décrassage à l'aide d'une louche poteyée et appropriée. Ensuite, on introduit 1,5 à 2% (4Kg) de poudre appelée covéral 55 pour protection superficielle du bain liquide pour éviter toute oxydation à haute température et toute contamination extérieure.

I.2.6.2.2 - L’AFFINAGE

On mélange le sel de sodium dans une proportion d’alliage en AlSi10Mg et AlSi13. Cette opération a pour but : La modification de la texture et l’orientation des cristaux de silicium et affiner la structure. L’opération d’affinage du grain est indispensable pour obtenir de bonnes caractéristiques mécaniques et se fait dans la poche à une température de (730-750) °C.

Une fois l’opération de protection de la masse liquide est achevée dans le four, on procède à l’opération de coulée du métal liquide dans une poche de préchauffage de 50Kg où l’on procède à l’opération d’affinage. Pour cela, on introduit dans la poche remplie du métal fondu environ 0,5 % (0,25Kg) d’un mélange de sel de Sodium sous forme d’une poudre bleue d’affinage, appelée covéral 36 A, ensuite on décrasse le bain liquide. Puis attendre 10 à 15 secondes pour verser la poudre B (0,25Kg), puis décrasser une deuxième fois dans la même poche la surface du bain, puis verser les poches remplies de liquide affiné dans les moules en sable préparés à cet effet, ou bien remplir le four de maintien de 150 Kg à l’aide de poches pleines du même liquide qu’on verse à l’aide d’une louche poteyée dans la coquille une fois préparée. Pour éviter toute inclusion, impureté et toute quantité de peaux d'alumine restantes après plusieurs écrémages, des filtres, généralement en toile de verre, sont insérés par précaution dans les moules au niveau des canaux de coulée. La température de coulée varie en fonction de l’épaisseur de la pièce, elle est généralement comprise entre (680 - 750) °C. Les deux modes de coulée se fait par gravitation. Une fois les éprouvettes ont été coulées dans des moules en sable et en coquille, ainsi le métal solidifié est dit brut de coulée noté : F.

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

ensuite à l'aide de différents outils allant de la meule à ruban à la ponceuse à bande, finition, contrôle des côtes, poinçonnage, éventuellement traitements thermiques et essais mécaniques.

I.2.7 - MOULAGE

I.2.7.1 - EN SABLE

Deux types de sable peuvent être utilisés :

I.2.7.1.1 - Moulage au sable silico – argileux, sable noir ou "sable à vert "

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

I.2.7.1.2 - Moulage au sable à prise chimique

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

I.2.7.2 - EN COQUILLE

Dans ce mode de moulage, le moule se compose de deux chapes en acier (5% de chrome), qui a pour rôle de maintenir les empreintes. Ces chapes, séparées par un plan de joint, doivent être éventuellement préparées et chauffées à une température ($200 \div 300$)°C à l'aide d'un brûleur à gaz pour permettre à la masse liquide en fusion de bien occuper complètement tout le volume de l'emprunte afin d'éviter tous les défauts volumiques de criquabilité et de retassures. Pour augmenter la fluidité et la coulabilité du métal liquide à l'intérieur des

empreintes qui sont traités thermiquement et peuvent faire l'objet de traitements de surface (carbo - nitruration et traitement de surface), on doit appliquer sur les deux demies empreintes, deux couches de poteyage avec l'AQUAGEL87 et le DYCOTE 34 qui servent de protection, d'isolant et de conducteur, par contre les appendices de coulée (alimentation, masselottes, etc.), leur poteyage se fait avec une poudre le DYCOTE 140. Les AQUAGELS et les DYCOTES sont des pâtes de couleurs rouge et blanche. Leur préparation nécessite un mélange de 1Kg de cette poudre dans 8 litres d'eau qu'on projette à l'aide d'un pistolet à air comprimé. Les DYCOTES étant plus fins ce qui donne un meilleur plan et une bonne santé de pièce et après tous ça on remplit avec du métal en fusion pour obtenir l'éprouvette.

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

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

I.2.8 - PROCEDURE EXPERIMENTALE DE CHARGEMENT DU FOUR

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

- A 500°C, on procède au chargement de (25 ÷ 30) % (87,5 ÷ 105) kg du mélange de jets de coulée : retour de fonderie composé de préférence de la petite pièce puis on étale la première couche de couverture,
- A 680°C, on introduit (20 ÷ 25) % (70 ÷ 87,5) kg de lingots neufs,
- A 690°C, on ajoute les (20 ÷ 25) % (70 ÷ 87,5) kg de lingots neufs,
- A 710°C, on complète par (25 ÷ 30) % (87,5 ÷ 105) kg de retour suivi d'un premier écrémage,
- A 720°C, on introduit (1kg) de DEGAZER **covéral 701 SM** suivi d'un deuxième écrémage,
- A 740°C, on étale (4Kg) de poudre **covéral 55** pour protection superficielle du bain
- A 760°C, on remplit l'enceinte de préchauffé suivi d'un écrémage,

- A $(730 \div 750)$ °C. on procède aux opérations d'affinage avec 0,25Kg de **covéral 36 A**, ensuite on décrasse. Puis attendre 10 à 15 secondes pour verser 0,25Kg de **poudre B** suivi d'un écrémage
- **entre $(680 \div 750)$ °C.** coulées dans des moules en sable et en coquille avec *filtres en toile de verre* insérés par précaution dans les moules au niveau des canaux de coulée.

I.2.9 - RECOMMANDATIONS

- Par mesures de précautions, il est impérativement obligé de conserver les alliages d'élaboration de désignations AlSi10Mg et AlSi13, les alliages – mères de correction AlSi22, AlMg10 et AlMn10 livrés par Pechiney sous forme de lingots de dimensions normalisées, ainsi que le retour de fonderie composé d'appendices de coulée, de masselottes, d'évents etc. dans un endroit chauffé et couvert pour éviter toute humidité néfaste lors de la coulée.
- Les fours de fusion et de maintien ainsi que la poche de coulée doivent être calcinés et nettoyés périodiquement à chaque fin de journée à l'aide de matériel approprié.
- Chaque charge respective introduite progressivement dans le four de fusion doit être préchauffée sur le carreau de son couvercle principal pour éviter toute projection du métal.
- L'affinage dans le four de maintien doit être renouvelé à chaque heure car il perd son effet.
- L'alliage en fusion ne doit pas séjourner plus de 24h car il perd ses qualités.

I.2.10 - EN CONCLUSION

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

- Le **dégazage** consiste à éliminer les porosités formées par la quantité d'hydrogène dissous dans l'alliage liquide, provenant de la réduction de la vapeur d'eau.
- La **désoxydation** appropriée du bain de l'alliage par élimination totale des inclusions qui sont principalement des particules constituées par des oxydes formés lors de la fusion des alliages.
- Eviter l'apparition des défauts, d'une part de **retassures dues** à la contraction volumique qui s'effectue lors de la solidification qui doit être orientée de l'alliage en disposant convenablement des masselottes, d'autre part de **criques** causées par le choc thermique lors de la trempe en choisissant correctement la température du fluide de trempe.

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

L'Aluminium et ses alliages sont difficiles d'élaboration à haute température car ils s'oxydent facilement, attirent tous les gaz (Co, CO₂, H₂, H₂O, N₂ ...etc.) présents dans l'atmosphère et se contaminent facilement en contact des outils de manutention non protégés. Pour cela des règles strictes et précautions sont nécessaires à prendre.

I.2.11 - REGLES GENERALES DE FUSION

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

I.2.12 - PROPRIETES DOMINANTES

AlSi10Mg : alliage de fonderie ayant une très bonne coulabilité et une bonne tenue à la corrosion.

AlSi13 : alliage de fonderie ayant une excellente coulabilité et une bonne tenue aux agents atmosphériques et chimiques.

CHAPITRE I.3 - STRUCTURE ET TRAITEMENTS THERMIQUES

I.3.1 - STRUCTURE

Les propriétés extrinsèques d'un alliage d'aluminium sont intimement liées principalement au changement de sa structure cristalline, du type de liaison atomique, mais aussi, de sa composition chimique et de la densité des défauts internes extrinsèques. [1 -35]

I.3.1.1 - La microstructure de l'alliage est en générale affectée par

Son histoire

1. **thermique,**
2. **mécanique**
3. **thermomécanique** appropriée,
4. **Ajout judicieux d'éléments étrangers** à la matrice donnant lieu à la formation d'alliages,
5. **Le mode de fabrication,**
6. La présence de la **densité de défauts,**
7. **Le mode de coulée,**
8. **La vitesse de déformation,**
9. **La sensibilité de la masse appliquée,**
10. **Le temps d'application** de la charge,
11. **La forme et les dimensions** de l'éprouvette.

I.3.1.2 - Type de liaison atomique

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

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

I.3.1.3 - Composition chimique

Les trois matériaux étudiés sont :

- Al99,0% avec de très faibles quantités d'impuretés

Et deux alliages de fonderie Al-Si: AlSi10Mg (avec 10% Si, $\leq 1\%$ Mg) et AlSi13 (avec 13% Si) avec présence involontaire de très faibles quantités d'impuretés présentes dans les alliages.

I.3.1.4 - Défauts internes

Défauts chimiques extrinsèques

Les défauts de structure couramment rencontrés dans les cristaux sont de quatre types :

- Défauts ponctuels (dimension 0) : ordre de grandeur d'un atome : atome en substitution ou en insertion
- Défauts linéaires ou dislocations (dimension 1) : perturbations de la structure du cristal le long d'une ligne d'atomes ou d'une rangée réticulaire.
- Défauts bidimensionnels ou défauts plans (dimension 2) : imperfections situées à l'interface séparant deux cristaux: joint de grain, joint de macle
- Défauts volumiques (dimension 3) : retassures, cavités, micros retassures, criques, fentes, précipités, inclusions et pores.

Défauts physiques intrinsèques

- Défauts thermiques (phonons)

L'agitation thermique ($T \neq 0$) est décrite en termes d'un défaut (phonon).

- Défauts électroniques

Transition des électrons de la bande de valence vers la bande vacante. Cela se fait par le dopage qui conduit à l'augmentation de la conductivité

I.3.2 - TRAITEMENTS THERMIQUES DES ALLIAGES Al-Si

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

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

I.3.2.1 - Le traitement thermique de durcissement structural spécifique se fait en cinq étapes suivantes

1^{ère} étape : chauffage ($450^{\circ}\text{C} \div 600^{\circ}\text{C}$ pendant $4\text{h} \div 48\text{h}$, en fonction de l'alliage), mise en solution avec **homogénéisation** par diffusion afin d'obtenir une composition chimique uniforme.

2^{ème} étape : trempe structurale dans un fluide ($15^{\circ}\text{C} \div 70^{\circ}\text{C}$ en fonction des risques de tensions internes de l'alliage), figer la structure sursaturée à température considérée: température ambiante en évitant tout changement de phase.

Le choc thermique du à la trempe des alliages provoque instantanément un champ de contraintes internes résiduelles avec un retrait de compression en surface et un autre de traction au cœur.

3^{ème} étape : maturation ($- 20^{\circ}\text{C} \div + 40^{\circ}\text{C}$ pendant $0\text{h} \div 24\text{h}$, en fonction de l'alliage), recherche d'une structure stable avec début de relaxation des contraintes internes résiduelles dues au choc thermique de la trempe et léger durcissement de l'alliage causé par une précipitation des zones de Guinier - Preston cohérentes avec la matrice élevant sensiblement les propriétés mécaniques de l'alliage

4^{ème} étape : revenu ($150^{\circ}\text{C} \div 200^{\circ}\text{C}$, pendant $4\text{h} \div 25\text{h}$, en fonction de l'alliage avec refroidissement à l'air ambiant.), recherche d'une structure d'équilibre avec accélération d'une part de la relaxation des contraintes internes résiduelles et d'autre part du durcissement structural par précipitation de l'alliage considéré (Zone G.P. ou précipités cohérents), puis diminuent jusqu'à l'atteinte de l'équilibre (précipités semi cohérents puis incohérents). Cela est dû à l'évolution de la taille des précipités et des grains et à leur nature. Ces précipités sont de type **Mg₂Si** pour des alliages **Al-Si-Mg**.

5^{ème} étape : Vieillessement de dégradation dû à la corrosion par une perte de matière par réaction chimique de l'alliage avec son environnement, réaction qui se produit en surface de la pièce considérée.

I.3.2.2 – Différents recuits

On distingue trois types de recuits

- **Recuit de restauration**

Il s'effectue à température ($250^{\circ}\text{C} \div 300^{\circ}\text{C}$, pendant $1\text{h} \div 8\text{h}$), avec un refroidissement à température ambiante ($20^{\circ}\text{C} \div 25^{\circ}\text{C}$) de l'alliage.

Ce type de recuit consiste en général à redonner une certaine malléabilité à l'alliage sans changement de cristallisation.

- **Recuit de recristallisation**

Il s'opère à température $350^{\circ}\text{C} \div 400^{\circ}\text{C}$, pendant $1\text{h} \div 3\text{h}$, en fonction de l'alliage trempant ou non suivi d'un refroidissement respectif dans le four ou à l'air ambiant.

Ce recuit supprime principalement l'effet de l'écrouissage

- **Recuit de coalescence**

Il s'exécute à température $450^{\circ}\text{C} \div 600^{\circ}\text{C}$, pendant 2 h, suivi immédiatement d'un refroidissement de l'alliage dans le four afin d'annuler les effets de la trempe.

I.3.3 - PRINCIPAUX PARAMETRES INFLUENÇANT LES TRAITEMENTS THERMIQUES

Le bon choix d'un cycle de traitement de durcissement structural d'un alliage dépend de six facteurs essentiels. Son importance a une très grande influence sur une nette amélioration des caractéristiques mécaniques de l'alliage.

I.3.3.1 - Température de mise en solution

En principe la température de mise en solution est juste en dessous de celle de l'eutectique

Mais deux choix peuvent se présenter

1^{er} choix : La température est inférieure à celle requise, l'homogénéisation ainsi que l'uniformité de la composition chimique seront inachevées ce qui entraîne l'obtention de faibles caractéristiques mécaniques que celles recherchées.

2^{er} choix : La température est supérieure à celle requise: l'homogénéisation ainsi que l'uniformité de la composition chimique seront complètes mais on constate un phénomène de brûlure aux joints des grains qui entraîne une détérioration des caractéristiques mécaniques que celles recherchées.

I.3.3.2 - Temps de mise en solution

Cette durée est fonction :

- de l'homogénéité de l'alliage,
- de la masse de la pièce,

- de sa forme (prismatique, cylindrique, conique, sphérique.....),
- du four utilisé

I.3.3.3 - Vitesse de refroidissement

La vitesse de refroidissement dépend essentiellement du fluide de trempe qui peut être : l'air sous pression, l'huile et l'air à l'ambient ou dans le four éteint, l'eau potable et l'eau de mer à (15°C ÷ 70°C)

Selon le fluide considéré, on peut aboutir soit à une trempe ou un recuit de l'alliage.

I.3.3.4 - Durée de la maturation

L'évolution des phases durcissantes en taille et en nombre dépendent du temps de maturation.

I.3.3.5 - Température de revenu et I.3.3.6 - Durée de revenu

Ces deux paramètres ont pour influence d'accélérer d'une part la relaxation des contraintes internes résiduelles dues au choc thermique de la trempe et d'autre part une augmentation de plus en plus du durcissement structural par précipitation de l'alliage considéré.

I.3.4 - DIFFERENTS DURCISSEMENTS

Le durcissement des alliages consiste en général à l'augmentation des caractéristiques de résistance en général au détriment des caractéristiques de ductilité par :

- L'empêchement du mouvement des dislocations,
- L'ancrage des dislocations sur des défauts,

Il existe plusieurs méthodes pour ralentir le glissement des dislocations

Dans notre cas, pour améliorer les caractéristiques mécaniques des deux alliages étudiés, il existe quatre possibilités pour gêner le mouvement des dislocations dans toute la masse de l'alliage :

I.3.4.1 - Durcissement par solution solide d'insertion ou de substitution

On constate deux facteurs qui génèrent le blocage du mouvement des dislocations :

- L'interaction entre ce champ de contrainte (tension dans le cas d'insertion et compression dans le cas de substitution) et les dislocations rend leur déplacement difficile,
- Les atomes en solution solide tendent à diffuser vers les dislocations, dislocations ancrées par ces atomes.

I.3.4.2 - Durcissement structural ou par précipitation

Obtention d'une répartition optimale des précipités (**Mg₂Si**) dans la matrice Al. Plus les précipités sont petits et nombreux, plus ils génèrent des obstacles aux déplacements des dislocations.

Il peut alors se produire deux mécanismes lors du passage d'une dislocation au niveau de ces précipités :

- **cisaillement** des précipités par la dislocation,
- **contournement** des précipités et création de défauts.

Mais dans les deux cas, il faut plus d'énergie à la dislocation pour passer au niveau des précipités, ce qui augmente la valeur de σ_e .

I.3.4.3 - Durcissement par affinement de la taille des grains

L'affinement de la taille des grains entraîne l'augmentation des joints de grain dont leur rôle est double. Ils peuvent constituer respectivement soient des pièges ou des barrières avec disparition ou accumulation des dislocations

Plus il y a de joints de grains, plus la déformation plastique est difficile.

La loi de **Hall-Petch décrit la limite d'élasticité en** fonction de la taille du grain ou du précipité

$$\sigma_e = \sigma_e^0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad 1.3.1$$

avec σ_e est la limite d'élasticité (en cisaillement),

σ_e^0 est la contrainte de cisaillement nécessaire au mouvement des dislocations dans le réseau parfait (limite élastique initiale),

k = coefficient de Petch dont la valeur dépend du matériau lié à la contrainte d'activation des sources (écrouissage),

d = diamètre moyen des grains.

I.3.4.4 - Existence de dislocations initiales

Il existe des champs de déformation autour des dislocations qui exercent une influence sur leur mobilité. Les interactions entre dislocations étant plus répulsives, le déplacement de chacune se trouve entraver par la présence des autres.

Une contrainte en cisaillement supplémentaire, est nécessaire pour faire avancer les dislocations au voisinage d'autres dislocations.

Conclusion:

Tout ce qui bloque le mouvement des dislocations augmente les caractéristiques de résistance des alliages Al-Si considérés.

I.3.5 - STRUCTURE DE SOLIDIFICATION DES ALLIAGES AlSi10Mg ET AlSi13

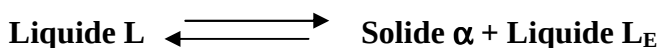
Le principe fondamental de la solidification des alliages d'aluminium Al-Si eutectique et hypoeutectique est basé sur la naissance en particulier des cristaux solides α en nombre limité qui grandissent de plus en plus en volume à l'approche de la température de l'eutectique et baignant dans un liquide. Au fur et à mesure qu'on se rapproche de la température ambiante, d'autres particules de types α et β en formes de lamelles germent tandis que l'alliage se solidifie complètement.

Les cristaux solides α sont riches en aluminium et pauvres en silicium par contre les particules β , en solution solide sont de composition inverse, riches en silicium et pauvres en aluminium.

I.3.5.1 - Alliage hypoeutectique AlSi10Mg

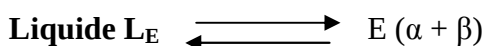
- Si $T > 600^\circ\text{C}$ l'alliage **AlSi10Mg** est à l'état **liquide**
- Si $T_E = 577^\circ\text{C} < T < 600^\circ\text{C}$ l'alliage **AlSi10Mg** est en grande partie à l'état **liquide** avec naissance des phases en solution solide α en nombre restreint qui croissent de plus en plus à l'approche de la température de l'eutectique.

Réaction monotectique



- Si $T = T_E = 577^\circ\text{C}$ la solution solide α n'aura aucune transformation, par contre le **Liquide L_E** eutectique se transformera suivant la réaction:

Réaction eutectique



La phase α est la solution solide du silicium dans l'aluminium

La phase β est la solution solide de l'aluminium dans le silicium

- Si $T < T_E = 577^\circ\text{C}$ formation des précipités incohérents de la phase $E(\alpha + \beta)$ en nombre croissant qui viennent "cimenter" complètement les phases α en nombre limité.

L'eutectique E ($\alpha + \beta$) est formé principalement de deux phases α et β en formes de lamelles disposées l'une sur l'autre qui croissent en volume au fur et à mesure qu'on se rapproche de la température ambiante ou l'alliage **AlSi10Mg** se trouve complètement à l'état **solide**.

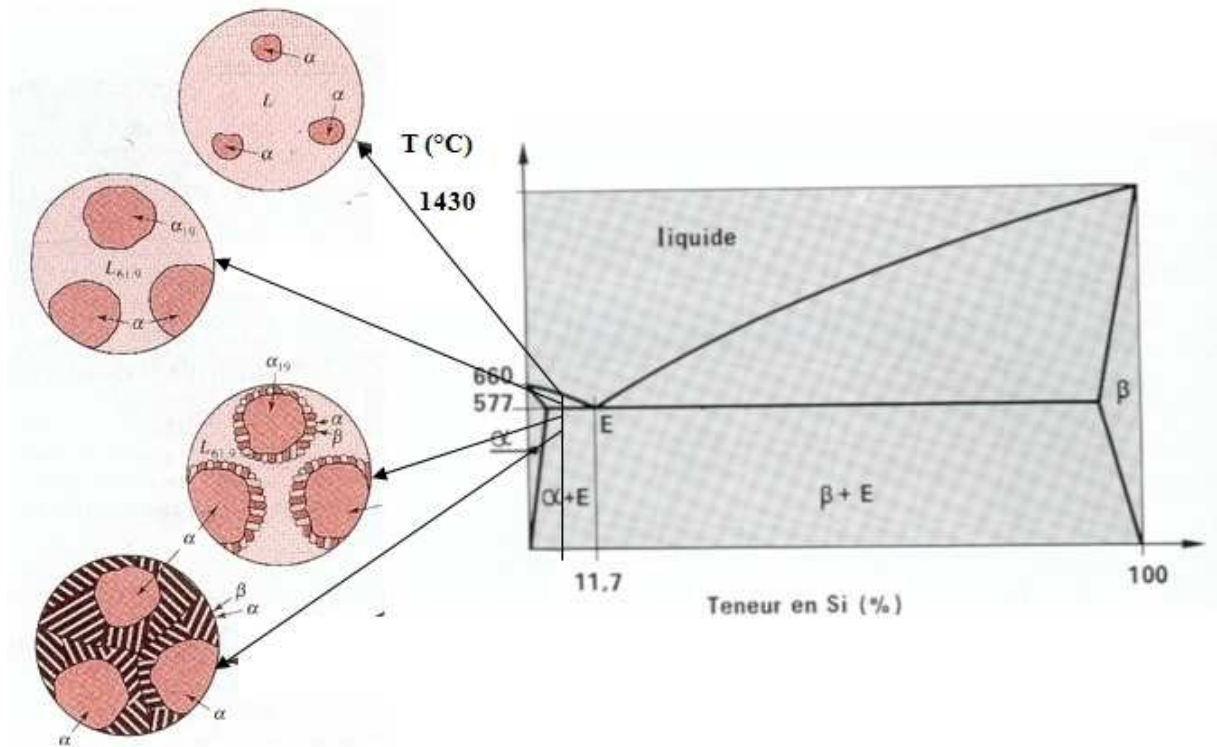


Fig. I.3.1 - Diagramme et structures de solidification de l'alliage polycristallin AlSi10Mg.

I.3.5.2 - Alliage eutectique AlSi13

- Si $T > T_E = 577^\circ\text{C}$ l'alliage **AlSi13** est à l'état **liquide**
- Si $T = T_E = 577^\circ\text{C}$ température du point eutectique correspondant au passage direct de l'état liquide à l'état Solide de l'alliage AlSi13, sa structure comporte l'eutectique E ($\alpha + \beta$).

Réaction eutectique



La phase α est la solution solide du silicium dans l'aluminium

La phase β est la solution solide de l'aluminium dans le silicium

- Si $T < T_E = 577^\circ\text{C}$ formation des précipités incohérents de la phase ($\alpha + \beta$) en nombre restreint.

L'eutectique E ($\alpha+\beta$) est formé principalement de deux phases α et β sous formes de lamelles disposées l'une sur l'autre qui croissent en volume au fur et à mesure qu'on se rapproche de la température ambiante ou l'alliage **AlSi13** se présente complètement à l'état **solide**.

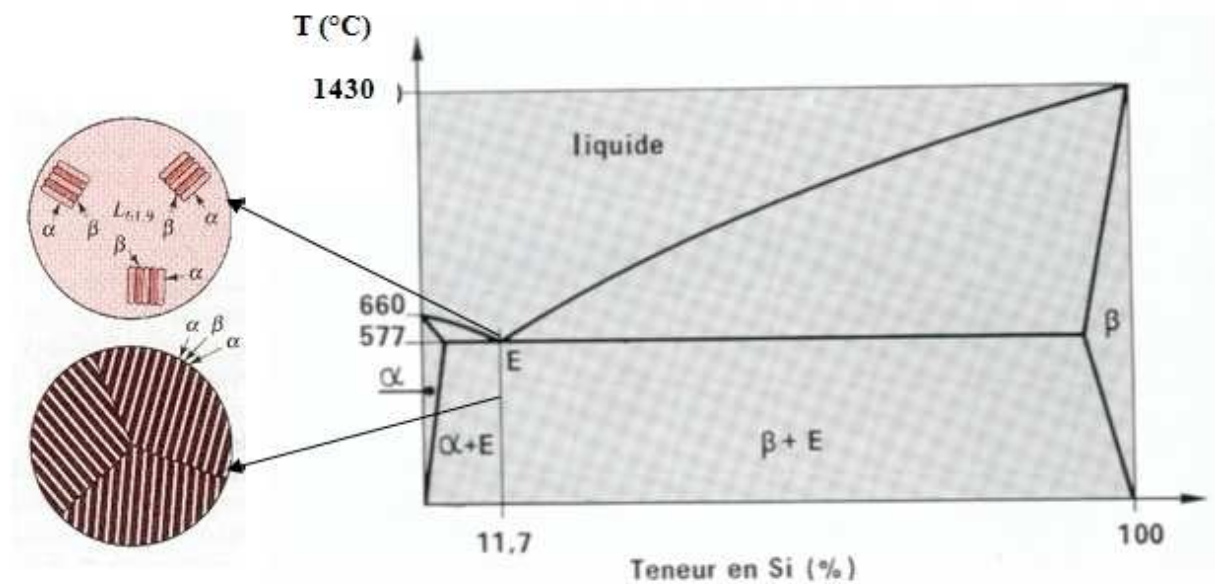


Fig. I.3.2 - Diagramme et structures de solidification de l'alliage binaire AlSi13.

CHAPITRE.I.4 – PROPRIETES MECANQUES

INTRODUCTION

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

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

- Essais destructifs
 - La traction pour identifier les différentes contraintes,
 - La résilience nous renseigne sur le mode de fracture, la fragilité et la résistance au choc
- Essais non destructifs
 - La dureté HB et la microdureté Hv pour identifier l'intensité du champ de contraintes,
 - La microstructure pour identifier les différentes structures.

en raison de leur simplicité de mise en œuvre et par leur richesse des informations fournies telles que valeurs des propriétés mécaniques essentielles (σ_e , σ_m , σ_r , HB, Hv, n, E, ν , A%, Z%, Zu%, et Kcv) que les concepteurs utilisent ensuite dans leurs calculs.

Toutes ces méthodes expérimentales permettent ensuite d'établir des relations entre structure et propriétés - [1 – 67]

I.4.1 – ESSAI DE TRACTION MONOTONE

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

I.4.1.1 - Graphe conventionnel et rationnel

I.4.1.1.1 - Relation entre déformation conventionnelle et déformation rationnelle

La déformation conventionnelle de l'éprouvette est :

$$\epsilon_c = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (\text{I.4.1})$$

Avec ΔL l'allongement en traction d'une portion L_0 de l'éprouvette

la déformation logarithmique ou déformation rationnelle.

$$\begin{aligned} \epsilon_r &= \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln \frac{L}{L_0} = \ln \left(\frac{L_0 + \Delta L}{L_0} \right) = \ln (1 + \epsilon_c) \\ \epsilon_r &= \ln (1 + \epsilon_c) \end{aligned} \quad (\text{I.4.2})$$

I.4.1.1.2 - Relation entre contrainte conventionnelle et déformation rationnelle

la contrainte conventionnelle σ_c :

$$\sigma_c = \frac{F}{S_0} \quad (\text{I.4.3})$$

la contrainte rationnelle σ_r qui rapporte la force appliquée à la section instantanée courante S de l'éprouvette évoluant avec la déformation.

$$\sigma_r = \frac{F}{S} \quad (\text{I.4.4})$$

Le lien entre ces deux contraintes est établi en admettant que le volume de la partie calibrée de l'éprouvette reste constant lorsqu'il est déformé plastiquement. On néglige les variations de volume provoquées par les déformations élastiques. Le volume initial V_0 est alors égal au volume instantané courant V :

$$\begin{aligned} V_0 &= S_0 L_0 = s L = s(L_0 + \Delta L) = V \\ \frac{\sigma_r}{\sigma_c} &= \frac{S_0}{S} = \frac{L}{L_0} = \left(1 + \frac{\Delta L}{L_0}\right) = 1 + \epsilon_c \end{aligned}$$

Le lien entre les contraintes est alors obtenu :

$$\sigma_r = \sigma_c (1 + \epsilon_c) \quad (\text{I.4.5})$$

La courbe $\left(\frac{F}{S}, \epsilon_r\right)$ est le diagramme rationnel de traction. Il se déduit du diagramme

conventionnel ayant pour courbe $(\frac{F}{S_0}, \epsilon_c)$.

Dans le domaine élastique, on constate qu'il n'y a pas de différence entre le tracé conventionnel et le tracé rationnel car les déformations élastiques sont très faibles. Par contre dans le domaine de déformation plastique homogène, la courbe prend une allure parabolique. Dans la zone de déformation plastique hétérogène, il faut tenir compte de l'effet de concentration de contrainte obtenu par variation rapide de la section.

I.4.2 – ETUDE DU COMPORTEMENT MICROSCOPIQUE D'UNE EPROUVETTE METALLIQUE EN TRACTION SIMPLE

I.4.2.1 – EPROUVETTE DUCTILE

On distingue principalement trois domaines de comportement mécaniques

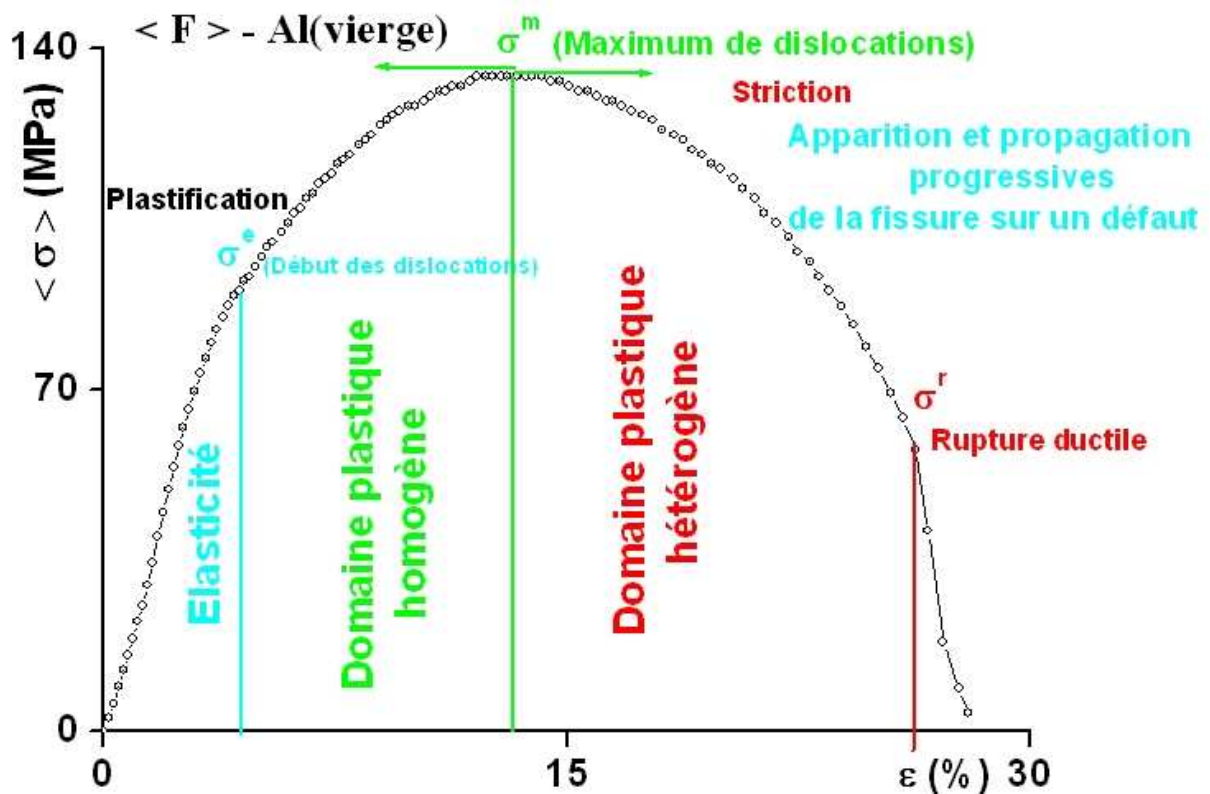


Fig. I.4.1 – Essai en traction monotone d'une éprouvette ductile.

La figure I.4.1 - montre une courbe contrainte- déformation typique obtenue sur l'aluminium lors d'un essai en traction monotone.

I.4.2.1.1 – un domaine de comportement purement élastique réversible (domaine de déformation en service), où l'arrêt de la sollicitation permet à l'éprouvette de retourner dans son état initial, et où les contraintes et les déformations sont reliées linéairement par la loi de Hooke.

Dans ce domaine élastique la déformation longitudinale est proportionnelle à la contrainte. Ce comportement est traduit par la relation unidimensionnelle :

$$\sigma_e = E \varepsilon_e = E \frac{\Delta L_e}{L_0} = E \frac{L_e - L_0}{L_0} \quad (\text{I.4.6})$$

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

On définit également σ_e la contrainte limite entre le domaine élastique et le domaine plastique.

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

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

La déformation élastique est suivie de la déformation plastique.

I.4.2.1.2 – un domaine de comportement plastique homogène (domaine de la mise en forme) apparaît au-delà de la limite d'élasticité σ_e correspond à la contrainte à partir de laquelle le matériau commence à se déformer plastiquement, caractérisé par une déformation irréversible du matériau due aux mouvements de dislocations ou les mécaniciens ont souvent cherché une représentation analytique du domaine plastique des courbes obtenues en traction.

$$\text{Hollomon } \sigma = K \varepsilon^n \quad (\text{I.4.7})$$

La déformation plastique des matériaux cristallins ductiles provient du glissement irréversible de certains plans les uns par rapport aux autres.

Ce glissement se produit suivant certains plans et selon certaines directions cristallographiques. Les plans de glissement actifs dans les métaux, dont les structures cristallographiques les plus courantes sont CC, CFC et HC, sont les plans de plus forte densité atomique. Par ailleurs dans chacun de ces plans, la direction de glissement est la direction cristallographique de plus grande densité atomique.

On appelle **système de glissement**, la combinaison d'un plan de glissement et d'une direction de glissement située dans ce plan. Le nombre de systèmes de glissement possibles

pour une structure cristalline donnée fournit une première indication sur la ductilité de cette structure.

Les métaux cubiques sont donc les plus ductiles

Structure cristalline	Plans de glissement	Directions de glissement	Vecteurs de Burgers	Nombre de systèmes de glissement
CFC	[111]	$\langle 110 \rangle$	$\frac{a}{2} \langle 110 \rangle$	24
CC	[110], [112], [123]	$\langle 111 \rangle$	$\frac{a}{2} \langle 111 \rangle$	24
HC	[001], [101]	$\langle 110 \rangle$	$a \langle 110 \rangle$	6

Tableau. I.4.1 – Structure cristalline et système de glissement

Les imperfections dans les métaux appartiennent à quatre classes différentes :

- les défauts ponctuels,
- les défauts linéaires,
- les défauts plans ou surfaciques,
- et les défauts volumiques.

Le comportement plastique homogène s'explique par la présence du mouvement des dislocations qui appartiennent à la classe des défauts linéaires.

I.4.2.1.3 – un autre domaine de comportement plastique cette fois-ci hétérogène ou d'endommagement, initié par l'apparition d'une "striction" par la propagation brutale de fissures « ténacité » apparaît au-delà de la contrainte maximale qu'un matériau supporte avant de se rompre correspond à la contrainte à partir de laquelle débute la fissuration du matériau. Cette résistance est fonction de l'intensité des liaisons mais également de la forme des pièces ou de ses défauts. La déformation se localise dans l'éprouvette jusqu'à rupture de celle-ci.

Avec

$$\text{Le coefficient de striction : } Z\% = \frac{S_0 - S_u}{S_0} \times 100 \quad (\text{I.4.8})$$

$$\text{L'allongement de striction : } Z_u\% = \frac{S_0 - S_u}{S_u} \times 100 \quad (\text{I.4.9})$$

Ou S_u est la section minimale de l'éprouvette après rupture

Mécanismes mis en jeu lors des déformations plastiques

- $\sigma_e < \sigma < \sigma_m$ la densité des dislocations augmente dans le matériau,
- $\sigma = \sigma_m$ Le nombre des dislocations atteint son maximum,
- $\sigma > \sigma_m$ Apparition aléatoire de la striction correspond à la concentration des contraintes sur un défaut (externe : rayure, interne : porosité). Ce phénomène correspond à la rupture des liaisons atomiques jusqu'à création, croissance et coalescence de microfissures. Ces dernières se rejoignent et se propagent jusqu'à la **rupture** de l'éprouvette.

I.4.2.2 – EPROUVETTE FRAGILE

On distingue successivement deux domaines de comportements mécaniques

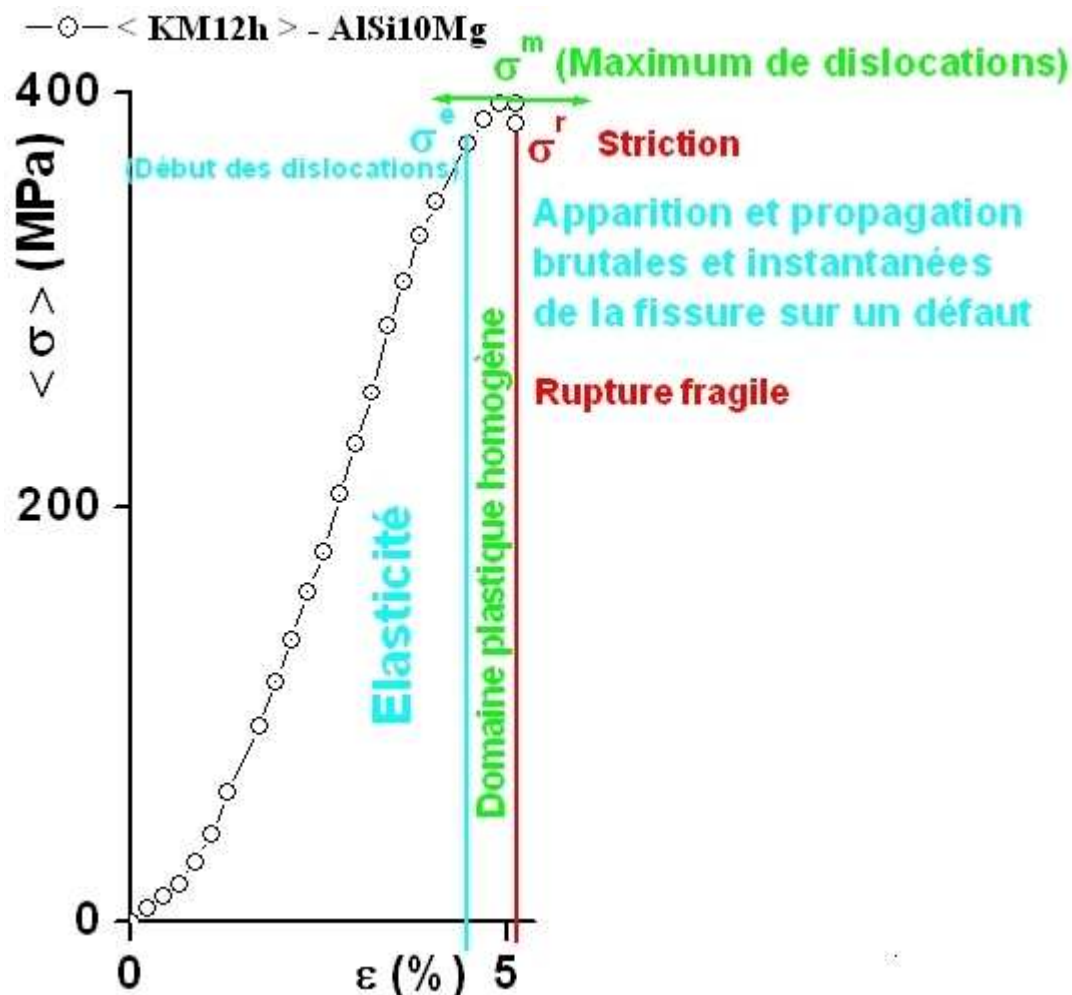


Fig. I.4.2 – Essai en traction monotone d'une éprouvette fragile.

I.4.2.2.1 – Un grand domaine de comportement purement élastique (domaine de déformation en service)

La déformation élastique réversible est sous la dépendance de l'énergie des liaisons interatomiques. La force de rétraction élastique résulte d'un déplacement minime des atomes du solide de leur position d'équilibre. L'énergie de cohésion de ces solides est très élevée. Les forces de rétraction élastique sont intenses, le module d'élasticité est élevé et le domaine élastique réversible limité

La déformation élastique est réversible, dans ce cas si on relâche la contrainte, l'éprouvette reprend ses dimensions initiales

I.4.2.2.2 – Un autre domaine très restreint de comportement plastique homogène (domaine de la mise en forme)

L'éprouvette sur laquelle on exerce une traction peut être considérée comme un empilement de plans atomiques. La déformation plastique des matériaux cristallins ductiles provient du glissement irréversible de certains plans les uns par rapport aux autres.

I.4.3 – TENACITE

La **ténacité** représente la quantité d'énergie absorbée à la rupture par un matériau. Elle caractérise la résistance à la propagation brutale de fissures. Sa valeur est égale à l'aire de la surface sous la courbe contrainte-déformation jusqu'au point de rupture.

Dans le cas d'un essai de traction uni axiale, on a

$$W = \int_0^{L_f} f(\Delta L) \cdot dL$$

$$\frac{dW}{dV} = \int_0^{\epsilon_r} d\sigma \cdot d\epsilon \quad (\text{MPa}) \quad (\text{I.4.10})$$

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

I.4.4 – L'ALLONGEMENT A LA RUPTURE

$$A\% = \frac{L_u - L_0}{L_0} \times 100 = \frac{\Delta L}{L_0} \times 100 \quad (\text{I.4.11})$$

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

Ou L_u Longueur de l'éprouvette reconstituée après rupture.

I.4.5 – LE MACLAGE

La génération de macles est une autre possibilité pour générer du glissement plastique. Ce mode de déformation est nettement moins fréquent que le glissement des dislocations. On le détecte toutefois assez fréquemment dans les structures hexagonales. Le maclage correspond à un basculement d'une partie du cristal par rapport à l'autre

I.4.6 – TYPES DE RUPTURE

Il existe deux types de rupture : la rupture ductile et la rupture fragile

I.4.6.1 – Rupture ductile

La rupture est ductile pour cinq raisons essentielles suivantes:

1. L'allongement à la rupture : $A\% \geq 5\%$
2. Le comportement durant la striction, par la valeur du coefficient de striction : $Z > 0,5$
3. La résilience K_{cv} est grande
4. L'énergie de déformation volumique ou ténacité K_c est très grande
- 5.

$$W = W_e + W_{pho} + W_{phe} \quad (\text{I.4.12})$$

avec W_e : Energie élastique, W_{pho} : Energie plastique homogène et W_{phe} : Energie plastique hétérogène

6. Les faciès de rupture en traction et en résilience présentent un aspect mat avec texture fibreuse

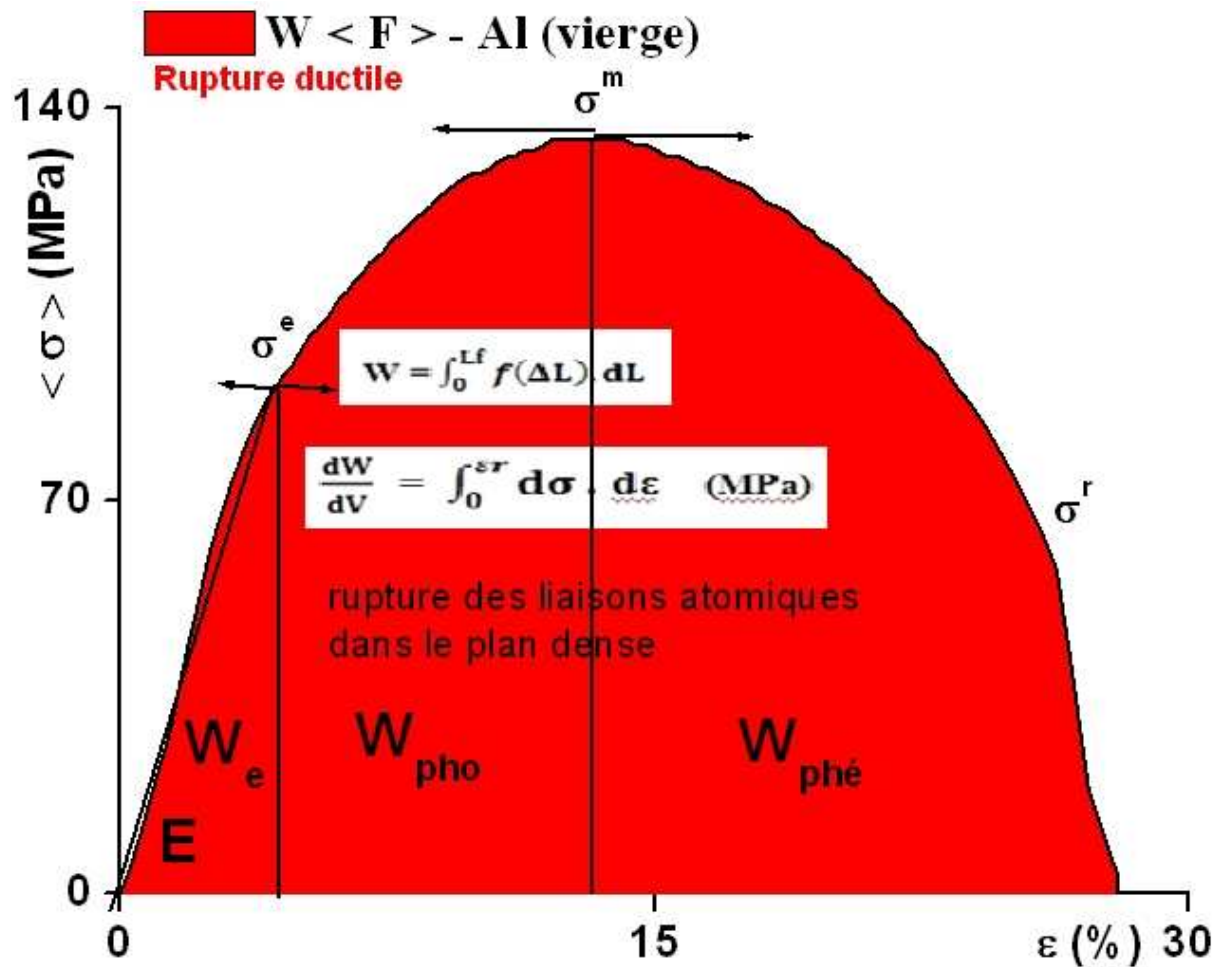


Fig. I.4.3 – Aire sous la courbe (contrainte – déformation) d’une éprouvette ductile.

I.4.6.2 – Rupture fragile

Une rupture a un comportement fragile pour cinq raisons principales suivantes:

1. L’allongement à la rupture : $A\% < 5\%$,
2. La valeur du coefficient de striction $Z < 0,1$,
3. La résilience K_{cv} est très faible,
4. L’énergie de déformation volumique ou ténacité K_c est très faible

$$W = W_e + W_{pho} \quad (\text{I.4.13})$$

avec W_e : Energie élastique et W_{pho} : Energie plastique homogène

5. Les faciès de rupture en traction et en résilience présentent un aspect brillant à grain.

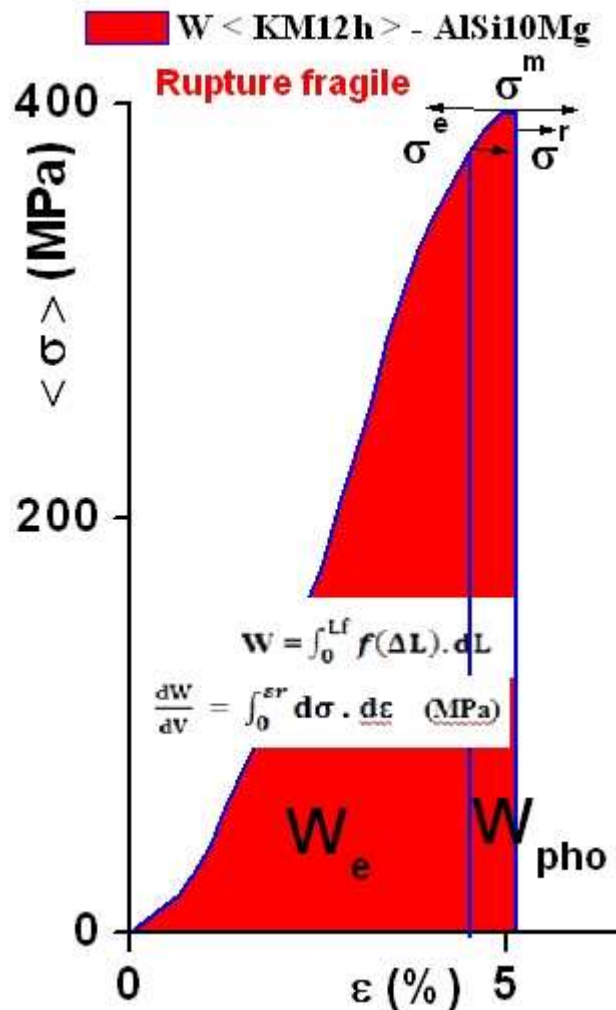


Fig. I.4.4 – Aire sous la courbe (contrainte – déformation) d’une éprouvette fragile.

I.4.7 - DURETE

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

I.4.7.1 - Dureté Brinell :

L’essai consiste à imprimer dans la pièce à essayer une bille en acier trempé (dureté HBS) ou en carbure de tungstène (dureté HBW) de diamètre D (mm) sous une charge F , et à mesurer le diamètre d de l’empreinte laissée sur la surface après enlèvement de la charge F . L’empreinte est une calotte sphérique de diamètre moyen d en mm, moyenne de deux diamètres orthogonaux mesurés à l’aide d’un appareil optique approprié. La charge d’essai $F(N)$ est choisie dans une gamme normalisée adaptée à D et au matériau testé.

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

$$HB = \frac{0,102 \times 2F}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (\text{I.4.14})$$

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

I.4.7.2 - Dureté Vickers:

l'essai consiste à imprimer dans la pièce à essayer un pénétrateur en diamant et en forme de pyramide droite à base carrée d'angle au sommet 136°, sous une charge F et à mesurer la diagonale d de l'empreinte laissée sur la surface S après enlèvement de la charge. L'empreinte est une pyramide en creux de diagonale moyenne d (en mm), moyenne des deux diagonales du carré de base, mesurées à l'aide d'un appareil optique approprié. La charge d'essai F(N) est choisie dans une gamme normalisée. Les domaines d'application de l'essai Vickers concernent toutes les pièces plus dures que dans le cas de l'essai Brinell et ayant des dimensions pouvant atteindre de faibles épaisseurs.

La dureté Vickers est proportionnelle au rapport $\frac{F}{S}$ comme le montre la relation ci-dessous :

$$H_v = \frac{0,189 \times F}{d^2} \quad (\text{I.4.15})$$

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

I.4.8 - MICRODURETE

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

I.4.9 - ESSAI DE RESILIENCE

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

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

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

$$K = \frac{W}{S} \quad \textbf{(I.4.16)}$$

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

Partie II

PROCEDURE EXPERIMENTALE 44

PROCEDURE EXPERIMENTALE

II.1 - INTRODUCTION GENERALE

Cette partie se scinde d'une part en une première étude qui sera consacrée à montrer les caractéristiques mécaniques médiocres de deux types d'aluminium industriel dont l'un est vierge, l'autre vieilli électriquement, soumis à l'influence de variations de températures de revenu par incrément de 10°C et du recuit de coalescence sur l'évolution des principales caractéristiques mécaniques de traction, de dureté Brinell HB, de micro dureté $Hv_{0,1}$, de résilience et la microstructure de deux types d'aluminium monocristallin ayant des propriétés très réduites qui interdisent son emploi dans certaines applications ; suivie d'autre part d'une deuxième étude principale qui consiste à augmenter plus les caractéristiques de résistances de l'aluminium industriel à caractéristiques médiocres, pour cela on est amené à ajouter respectivement deux ou un éléments de très faible densité dont 10% ou 13% de silicium et quelques traces de magnésium inférieur à 1% ($\leq 1\%$ Mg) qui est le plus léger de tous les métaux stables susceptibles d'un emploi industriel pour améliorer leurs propriétés et obtenir ainsi deux alliages de fonderie de désignations chimiques AlSi10Mg et AlSi13 supers légers qui sont ensuite soumis aux traitements thermiques de durcissement structural par précipitation pour augmenter encore plus les caractéristiques mécaniques de résistances. [1 – 31]

La totalité des différences expériences se sont déroulées dans les laboratoires nationaux suivants :

- Unité fonderie aluminium de la SNVI de Rouïba,
- Hall de technologie d'Oued Aïssi, département de Génie Mécanique,
- Laboratoire des Sciences Des Matériaux (SDM), département de Génie Mécanique,
- Laboratoire de Génie Civil,
- Laboratoire du département de Génie Mécanique,
- Laboratoire de la microscopie électronique à balayage, Hasnaoua,
- Laboratoire de Métallurgie de l'Entreprise Electro-Industries de Fréha
- Unité fonderie aluminium coulé sous pression de l'Entreprise Electro-Industries de Fréha,
- Laboratoire de métallurgie de l'Entreprise Nationale des Industries Électro-Ménagers (ENIEM)

II.2 - Problématique

Notre objectif consiste à apporter une contribution directe quant à l'étude des caractéristiques mécaniques de traction, de dureté, de microdureté, de résilience et structurales des alliages de fonderie AlSi10Mg et AlSi13 utilisés dans le moulage en sable et en coquille métallique aussi bien mécanique que manuel et des deux monocristaux d'aluminium.

L'état de référence est désigné par Brut de Coulée, noté : F. Pour chercher à augmenter plus les caractéristiques de résistances de l'état F et obtenir essentiellement un compromis ayant de grandes contraintes d'élasticité, de grands modules de rigidité avec de faibles déformations, les matériaux de désignation numérique 43000 et 44100 sont soumis aux traitements spécifiques de mûrissement par variation de températures par incrément de 2heures dont les états sont notés respectivement : T – Trempé, Mûrissements (M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h). Par contre, pour améliorer les propriétés mécaniques des deux types d'aluminium industriels, on les soumet aux traitements thermiques par variation de la température de revenu et de recuit

II.3 - MATERIAUX ETUDIES

Les matériaux utilisés sont gracieusement fournis par la S.N.V.I et l'Electro - Industrie. Il s'agit des alliages AlSi10Mg et AlSi13, par excellence convoités par les constructeurs et les fondeurs en raison de leur excellente coulabilité et de leurs remarquables caractéristiques en général et de deux lots d'aluminium industriel dont l'un est vierge ou neuf, l'autre ayant subi un vieillissement électrique.

L'AlSi10Mg et L'AlSi13 donnent des résultats sûrs, reproductibles et conformes à la norme, lorsque :

La composition chimique de l'alliage reste dans les tolérances prévues par la norme,

Les règles générales de fusion sont observées,

Le traitement obligatoire « d'affinage » ou de « modification » est effectué correctement.



Compositions chimiques des alliages EN AC – 43000 et EN AC-44100

Après analyse, les éprouvettes coulées en sable et en coquille métallique par gravitation ont les compositions chimiques suivantes :

Eléments chimiques	Si	Mg	Fe
% selon analyse effectuée	9,28	0,4	0,19

Tableau.II.1 - Résultats de l'analyse chimique après contrôle sur éprouvettes coulées en sable et en coquille de l'alliage AlSi10Mg

Eléments chimiques	Si	Mg	Fe
% selon analyse effectuée	12,5	0,07	0,5

Tableau.II.2 - Résultats de l'analyse chimique après contrôle sur éprouvettes coulées en sable et en coquille de l'alliage AlSi13

✚ Après analyse, les éprouvettes de l'aluminium industriel ont la composition chimique suivante :

Type	Quantité en %						
	Fe	Si	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
Al 99,0	0,30	0,20	0,05	0,03	0,03	0,20-0,50	0,03

Tableau. II.3 - Résultats de l'analyse chimique après contrôle sur éprouvettes de l'aluminium industriel.

II.4 - PREMIERE ETUDE

L'aluminium non allié ayant des propriétés mécaniques très réduites, conduisent à lui subir des traitements thermiques de durcissement structural par précipitation pour tenter d'augmenter plus les caractéristiques mécaniques de résistances.

Deux types de matériaux d'aluminium industriel respectivement vierge et vieilli électriquement ont été choisis afin de réaliser notre étude. Les matériaux suscités ont été élaborés par tréfilage et fourni gracieusement par l'E.I. Après leur élaboration, cinq états structuraux ont été pris en considération pour chaque type, état de référence : brut de coulée désigné : F, recuit d'homogénéisation et mise en solution à une température de 540 °C avec un maintien pendant 10 h suivi d'un refroidissement d'une part à l'air ambiante dans le cas des états recuits notés : Rc d'autre part dans de l'eau à température ambiante, d'une maturation de 12h et des différents revenus états désignés: Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C et d'un refroidissement à l'air libre. Les caractéristiques mécaniques ont été déterminées à

l'aide d'une machine de traction à faible vitesse de déformation et à température ambiante. Pour chaque état du matériau, nous avons réalisé 5 essais.

En parallèle, des mesures de dureté, de micro dureté, de résilience et de prises métallographiques ont été effectuées. Pour les cinq états considérés de l'aluminium industriel choisi, nous avons suivi l'évolution des variations de la limite élastique, de la résistance à la traction et à la rupture, de la dureté Brinell HB, de la micro dureté $Hv_{0,1}$, de l'élongation A%, du coefficient et de l'allongement de striction Z% et Zu%, de la résilience Kcv, et de la structure en fonction de la variation de la température de revenu du matériau étudié. Les valeurs de ces caractéristiques représentent en moyennant les 5 mesures.

Une fois les traitements sont effectués, le matériau sera soumis aux essais quasi statiques de traction uni axiale à faibles charges et vitesses, de dureté Brinell, de micro dureté et quasi dynamique de résilience pour chiffrer les différentes caractéristiques, de résistances et de ductilité, nécessaires aux différents calculs dont on a besoin l'ingénieur de conception au niveau du bureau d'études. La microstructure complètera l'étude pour identifier complètement le matériau.

II.5 - DEUXIEME ETUDE : ALLIAGES D'ALUMINIUM DE FONDERIE

AlSi10Mg et AlSi13

II.5.1 - INTRODUCTION

Les alliages aluminium – silicium, dont de nombreuses nuances existent, souvent avec adjonction de magnésium qui est le principal agent d'amélioration des **caractéristiques mécaniques**, sont les plus appropriés à la réalisation des pièces de fonderie qui est le mode d'obtention le plus simple et le moins coûteux des pièces mécaniques simples ou de forme complexe et d'épaisseurs très réduites dont 90% de ces dernières sont directement mises en service. Ces alliages sont de plus en plus utilisés de nos jours dans les domaines automobile, aérospatiale, aéronavale et sur rail car ils permettent d'alléger le poids des engins et diminuer ainsi la consommation d'énergie, ceci grâce à leur faible densité ($\sim 2,7$) accouplée à leurs bonnes résistances mécaniques après traitements. Ils présentent de bonnes propriétés de fonderie. L'augmentation de la teneur en silicium de ces alliages se traduit par une bonne coulabilité et une excellente aptitude au remplissage du moule, par conséquent, de limiter les risques de criques et de retassures. Il s'agit d'une caractéristique importante pour le moulage des pièces de grandes dimensions ou pour le remplissage de moules à géométrie complexe.

Leur faible température de fusion fait de ces alliages les plus convoités par les maîtres fondeurs des alliages légers.

L'obtention de résistances supérieures sûres, reproductibles et conformes à la norme, obligent une élaboration précise et bien contrôlée, celle-ci devient délicate et nécessite beaucoup de soins et de précautions à prendre. Pour cela, la mise en service du four ainsi que son chargement doit obéir aux règles strictes et bien précises afin d'obtenir une composition chimique correcte de la masse liquide en fusion dans l'intervalle de tolérance prévue par la norme, les règles générales de fusion doivent être observées, conjointement aux traitements obligatoires de dégazages, de couvertures et d'affinages qui devront être effectués correctement et soigneusement.

II.5.2 - TRAITEMENTS THERMIQUES

La composition de l'alliage seule n'est pas suffisante pour conférer au matériau les propriétés mécaniques requises pour les applications industrielles, c'est pourquoi on a recours à des traitements thermiques, qui, selon les cas, produisent un adoucissement ou un durcissement, ainsi que des changements de comportement vis-à-vis de la résistance à la corrosion, de la fatigue, du fluage, de l'allongement.

Les traitements thermiques sont destinés à améliorer les caractéristiques mécaniques des pièces obtenues en fonderie d'aluminium. Avant de commencer tout traitement, on doit prélever des éprouvettes et des échantillons de traction de chaque mode d'élaboration à l'état brut de coulée noté : F pris comme référence. Le reste des échantillons et des éprouvettes subira les traitements suivants :

II.5.2.1 - Traitement de mise en solution et d'homogénéisation : il consiste à chauffer et en un maintien à une température de 540°C pendant 10 h dans un four de trempe.

II.5.2.2 - Traitement de trempe: à la fin du cycle d'homogénéisation correspondant à 540°C pendant 10 h, les éprouvettes et les échantillons seront trempés dans un bac rempli d'eau à température ambiante. Un lot d'éprouvettes et d'échantillons pour les 02 modes seront prélevés et appelés état trempé : T

II.5.2.3 - Vieillessement naturel : une fois les éprouvettes et les échantillons sont trempés, on les laisse à l'air libre pour subir un vieillissement naturel appelé maturation M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h.

II.5.2.4 - Traitement de revenu : les éprouvettes et les échantillons trempés et vieillis naturellement subiront ensuite un revenu à 160°C pendant 6 h pour AlSi0Mg et pour AlSi13 dans un four de revenu.

Compte tenu des déformations que peut engendrer la trempe, il est souvent nécessaire d'effectuer un redressage dans les quelques heures qui suivent cette dernière (et avant revenu). Cette opération doit être rapidement effectuée, sous peine de devenir impossible à cause du phénomène de maturation.

II.6 - ESSAIS MECANQUES ET MICROSTRUCTURE EVENTUELS

La caractérisation physique, chimique en général et mécanique en particulier revêt une importance capitale pour le dimensionnement de différentes pièces métalliques soumises aux efforts extérieurs variés constituant divers mécanismes en mouvement composants un dispositif mécanique. Le concepteur ne peut donc ni calculer, ni dimensionner ces pièces sans identifier et chiffrer leurs caractéristiques. Pour les déterminer, on reproduit ces sollicitations à l'aide d'essais statiques ou dynamiques, généralement effectués sur des éprouvettes normalisées.

Cette partie est consacrée à la présentation des différentes méthodes et techniques expérimentales utilisées. Nous avons utilisé principalement cinq techniques à savoir :

- La traction pour identifier les différentes contraintes,
- La dureté Brinell HB et la micro dureté pour identifier l'intensité du champ de contraintes,
- La résilience Kcv nous renseigne sur le mode de fracture, la fragilité et la résistance au choc,
- Et la métallographie et la microstructure pour identifier les différentes structures.

Nous allons dans la suite décrire et présenter dans les détails, les principales caractéristiques mécaniques obtenues des quatre types de matériaux de compositions chimiques Al99,0% dont l'un est vierge, l'autre vieilli électriquement, AlSi10Mg et AlSi123 faisant objet de cette étude.

Partie III

EFFETS DU MODE D'ELABORATION ET DE MATURATION SUR LES PROPRIETES MECANQUES ET LA MICROSTRUCTURE DES ALLIAGES DE FONDERIE Al-Si

Chapitre III.1	Influence des traitements sur l'évolution des principales caractéristiques de résistance, de ductilité et structurale du monocristal d'aluminium	50
Chapitre III.2	Influence du mûrissement sur l'évolution des caractéristiques de résistance, de ductilité et structurale de l'alliage polycristallin 43000	82
Chapitre III.3	Influence du comportement et de l'endommagement en traction et au choc sur l'évolution des propriétés d'élasticité, de plasticité et structurale de l'alliage binaire 44100	112

CHAPITRE.III.1 - INFLUENCE DES TRAITEMENTS SUR L'EVOLUTION DES PRINCIPALES CARACTERISTIQUES DE RESISTANCE, DE DUCTILITE ET STRUCTURALE DU MONOCRISTAL D'ALUMINIUM

RESUME

L'influence de la variation de la température de revenu par incrément de 10°C et du recuit de coalescence sur l'évolution des principales caractéristiques mécaniques moyennant les valeurs de cinq éprouvettes identiques : limite élastique $\langle \sigma^e \rangle$, la résistance maximale $\langle \sigma^m \rangle$, la résistance à la rupture $\langle \sigma^r \rangle$, la dureté Brinell $\langle HB \rangle$, la micro dureté $\langle HV_{0,1} \rangle$, l'allongement à la rupture $\langle A\% \rangle$, coefficient et allongement de striction $\langle Z\% \rangle$ et $\langle Zu\% \rangle$, la résilience $\langle Kcv \rangle$ et la microstructure de deux types de monocristaux d'aluminium industriel dont l'un est vierge, l'autre vieilli électriquement, a été étudié. On a constaté que les cinq premières caractéristiques de résistance décroissent brutalement de l'état brut de coulée noté : F aux autres états suivant la croissance de la température de revenu du matériau choisi au détriment des quatre caractéristiques de ductilité qui croissent en sens inverse pour les cinq états considérés : brut de coulée noté : F, recuit noté : Rc et revenus notés : Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C. Par ailleurs, il est important de signaler que les revenus et le recuit effectués conduisent respectivement à une malléabilisation considérable. Cet adoucissement du matériau considéré peut être associé à l'immigration des éléments d'impuretés des dislocations.

Mots-clés : pureté, aluminium, Propriétés, mécaniques, dureté.

III.1.1 - INTRODUCTION

La présente étude consiste à déterminer le rôle essentiel de la variation de la température de revenu par incrément de 10°C et du recuit de coalescence sur l'évolution des principales caractéristiques mécaniques de traction, de dureté Brinell HB, de micro dureté $Hv_{0,1}$ et de résilience de deux types d'aluminium monocristallin ayant des propriétés très réduites qui

interdisent son emploi pour certaines applications, pour cela il est possible d'améliorer notablement ses propriétés en ajoutant des éléments formant ainsi des alliages qui modifient plus ou moins profondément la microstructure.

Les atomes des éléments d'addition peuvent :

- être en solution solide de substitution ou d'insertion: ils prennent la place des atomes d'aluminium dans le réseau. Leur taille est plus petite ou plus grande que l'atome d'aluminium ce qui perturbe le réseau qui devient plus difficile à déformer.

- former des précipités hors solution solide : cohérents, semi-cohérents, ou incohérents avec la matrice d'aluminium. L'effet provoqué est le même sur la difficulté de déformation du réseau.

Le durcissement de l'aluminium sera ainsi d'autant plus conséquent que le nombre et l'importance de ces perturbations seront plus grands : la nature, la teneur, la répartition de ces éléments d'addition sont primordiales à cet égard.

Les éléments d'addition sont peu nombreux : silicium, cuivre et magnésium.

Deux types de matériaux d'aluminium industriel respectivement vierge et vieilli électriquement ont été choisis afin de réaliser notre étude. Les matériaux suscités ont été élaborés par coulée en coquilles métalliques. Après leur élaboration, cinq états structuraux ont été pris en considération pour chaque type, état de référence : brut de coulée désigné : F, recuit d'homogénéisation et mise en solution à une température de 540 °C avec un maintien pendant 10 h suivi d'un refroidissement d'une part à l'air ambiante dans le cas des états recuits notés : Rc d'autre part dans de l'eau à température ambiante, d'une maturation de 12h et des différents revenus états désignés: Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C et d'un refroidissement à l'air libre. Les caractéristiques mécaniques ont été déterminées à l'aide d'une machine de traction à faible vitesse de déformation et à température ambiante. Pour chaque état du matériau, nous avons réalisé 5 essais.

En parallèle, des mesures de dureté, de micro dureté, de résilience et de prises métallographiques ont été effectuées. Pour les cinq états considérés de l'aluminium industriel choisi, nous avons suivi l'évolution des variations de la limite élastique, de la résistance à la traction et à la rupture, de la dureté Brinell HB, de la micro dureté $Hv_{0,1}$, de l'élongation A%, du coefficient et de l'allongement de striction Z% et Zu%, de la résilience Kcv, et de la structure en fonction de la variation de la température de revenu du matériau étudié. Les valeurs de ces caractéristiques représentent en moyennant les 5 mesures.

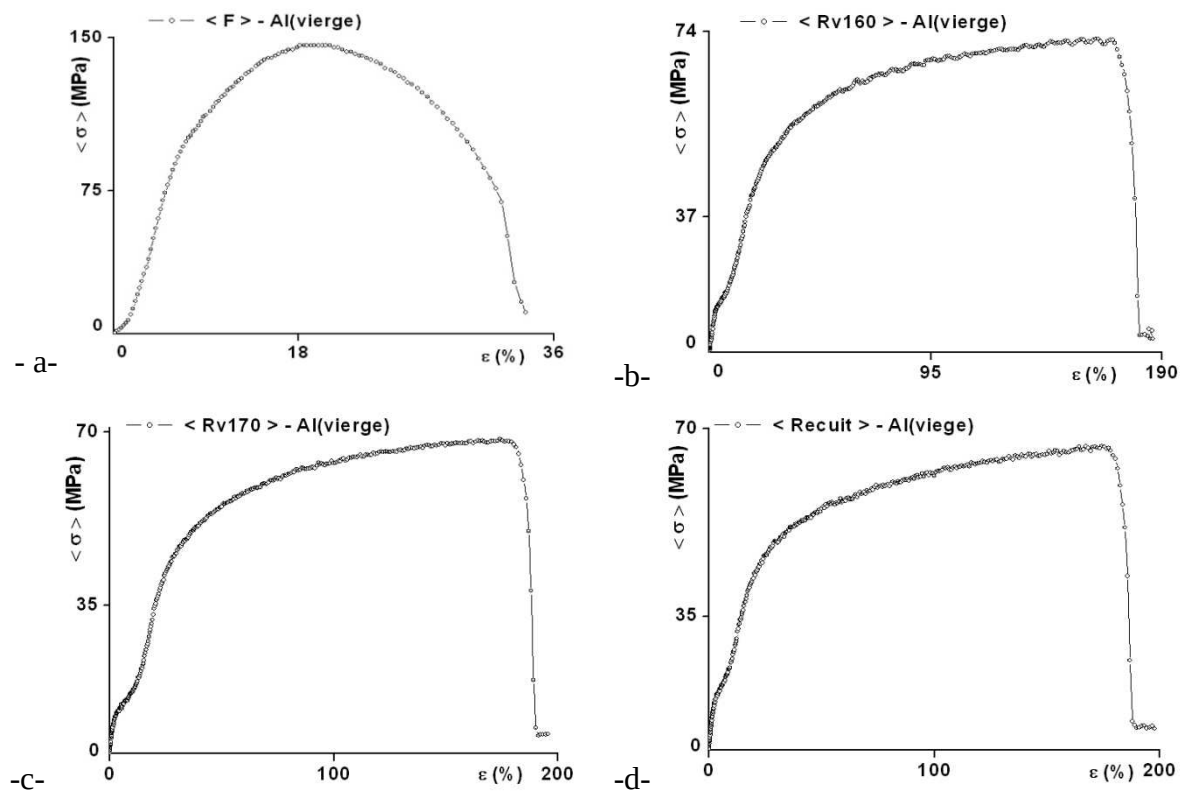
Une fois les traitements sont effectués, le matériau sera soumis aux essais quasi statiques de traction uni axiale à faibles charges et vitesses, de dureté Brinell, de micro dureté et quasi dynamique de résilience pour chiffrer les différentes caractéristiques, de résistances et de ductilité, nécessaires aux différents calculs dont on a besoin l'ingénieur de conception au niveau du bureau d'études. La microstructure complètera l'étude pour identifier complètement le matériau. [1 – 21]

III.1.2 - RESULTATS OBTENUS ET DISCUSSION

Les valeurs moyennes des caractéristiques mécaniques de traction, de résilience, de micro dureté, de dureté et des courbes moyennes des deux types d'aluminium industriel dont l'un est vierge, l'autre vieilli électriquement sont respectivement la moyenne donnée par cinq éprouvettes identiques et elles sont représentées par les Fig.III.1.1 à Fig.III.1.47 ci-dessous.

III.1.2.1 - Courbes moyennes de traction (contrainte – déformation) des cinq états de

III.1.2.1.1 - L'aluminium vierge



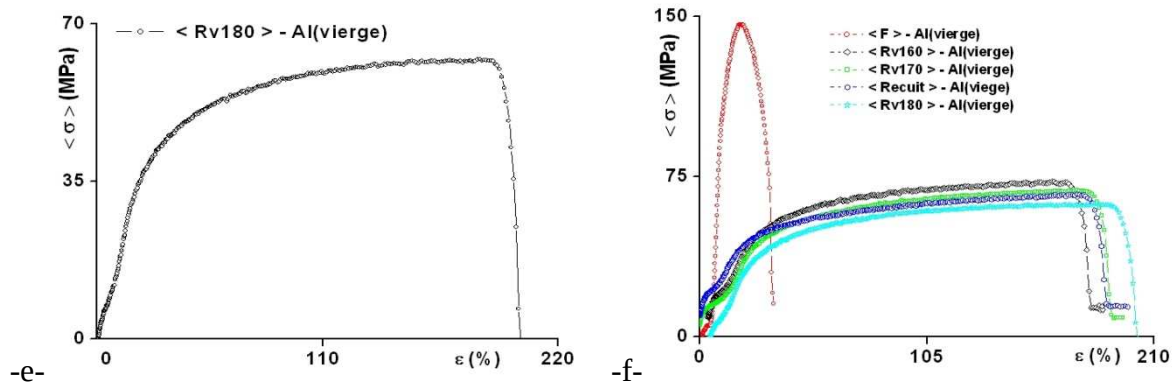
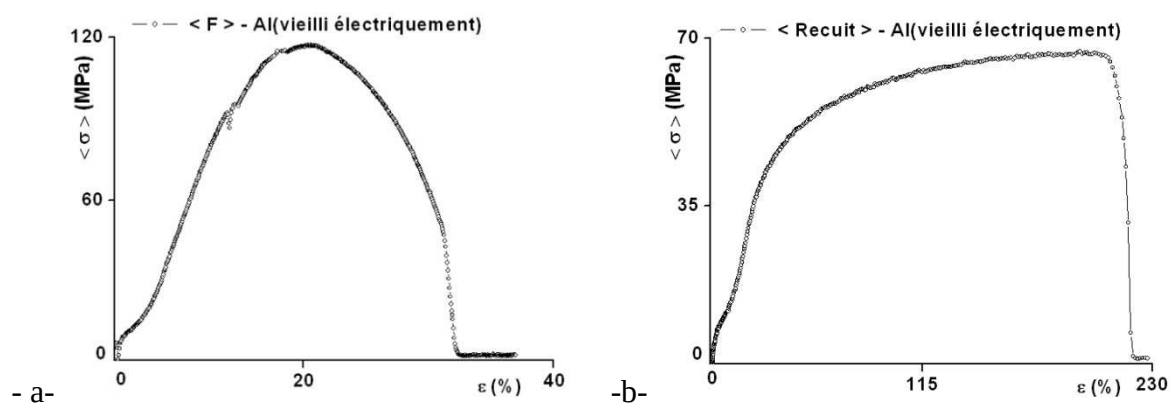


Fig.III.1.1 – Courbes de traction (contrainte – déformation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge des états : a - brut de coulée noté : F, b – Rv160, c - Rv170, d – Rc, e – Rv180, f - Groupement des courbes de comparaison des 5 états : F, Rv160, Rv170, Rc et Rv180 avec $\langle \sigma \rangle$ - Contrainte moyenne, $\varepsilon(\%)$ - déformation, Rv – Revenus (160, 170, 180)°C et Rc – Recuit.

Discussion : La courbe de l'état brut de coulée notée : F de l'aluminium vierge présente une très grande résistance maximale avec un très faible allongement par rapport à celles des autres états Rv160°C, Rv170°C, Recuit et Rv180°C qui ont respectivement par ordre de décroissance de faibles résistances avec de grands allongements (**Fig.III.1.1**)

III.1.2.1.2 - L'aluminium vieilli électriquement



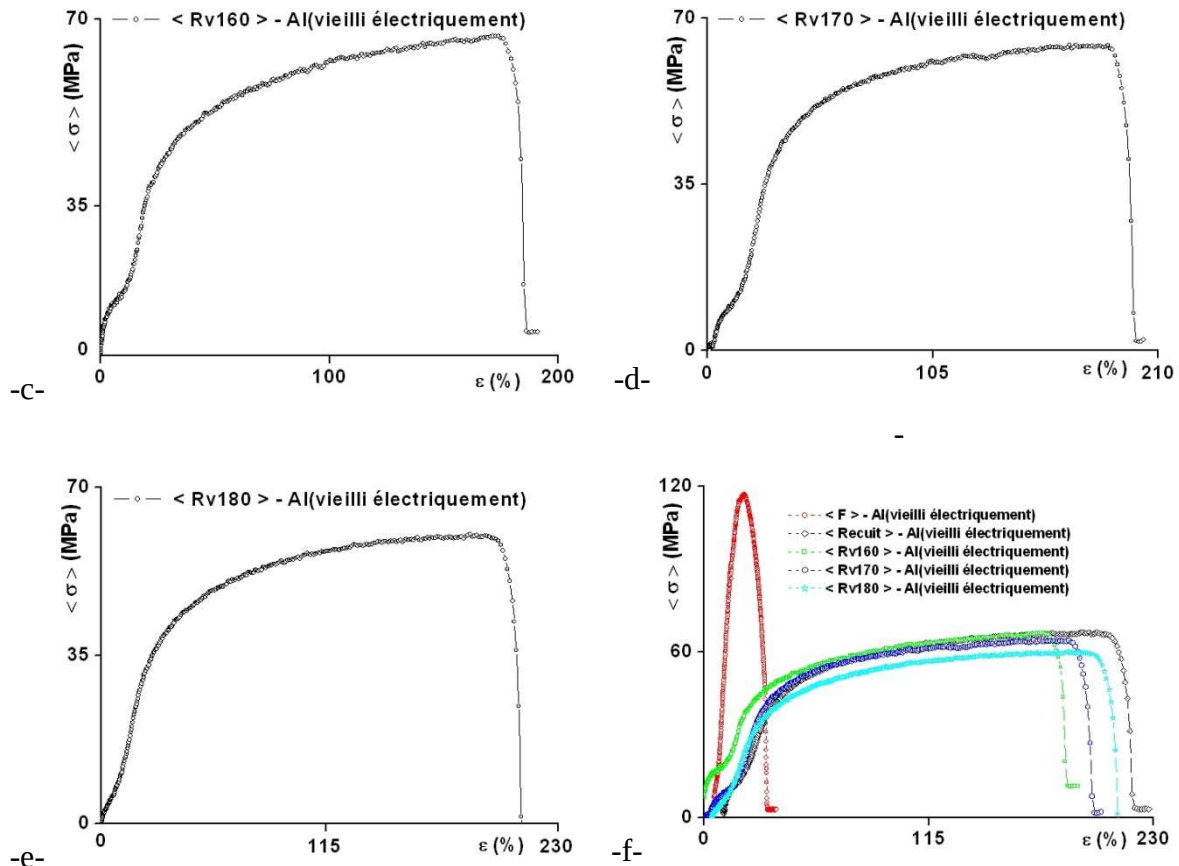


Fig.III.1.2 – Courbes de traction (contrainte – déformation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vieilli électriquement des états : a - brut de coulée noté : F, b – Rv160, c - Rv170, d – Rc, e – Rv180, f - Groupement des courbes de comparaison des 5 états : F, Rv160, Rv170, Rc et Rv180 avec $\langle \sigma \rangle$ - Contrainte moyenne , $\epsilon(\%)$ - déformation , Rv – Revenus (160, 170, 180)°C et Rc – Recuit.

Discussion : de même la courbe de l'état brut de coulée notée : F de l'aluminium vieilli électriquement présente une grande résistance maximale avec un faible allongement par rapport à celles des autres états Rv160°C, Recuit, Rv170°C et Rv180°C qui ont respectivement par ordre de décroissance de faibles résistances avec de très grands allongements (**Fig.III.1.2**)

III.1.2.1.3 - L'aluminium vierge et vieilli électriquement à l'état recuit de coalescence

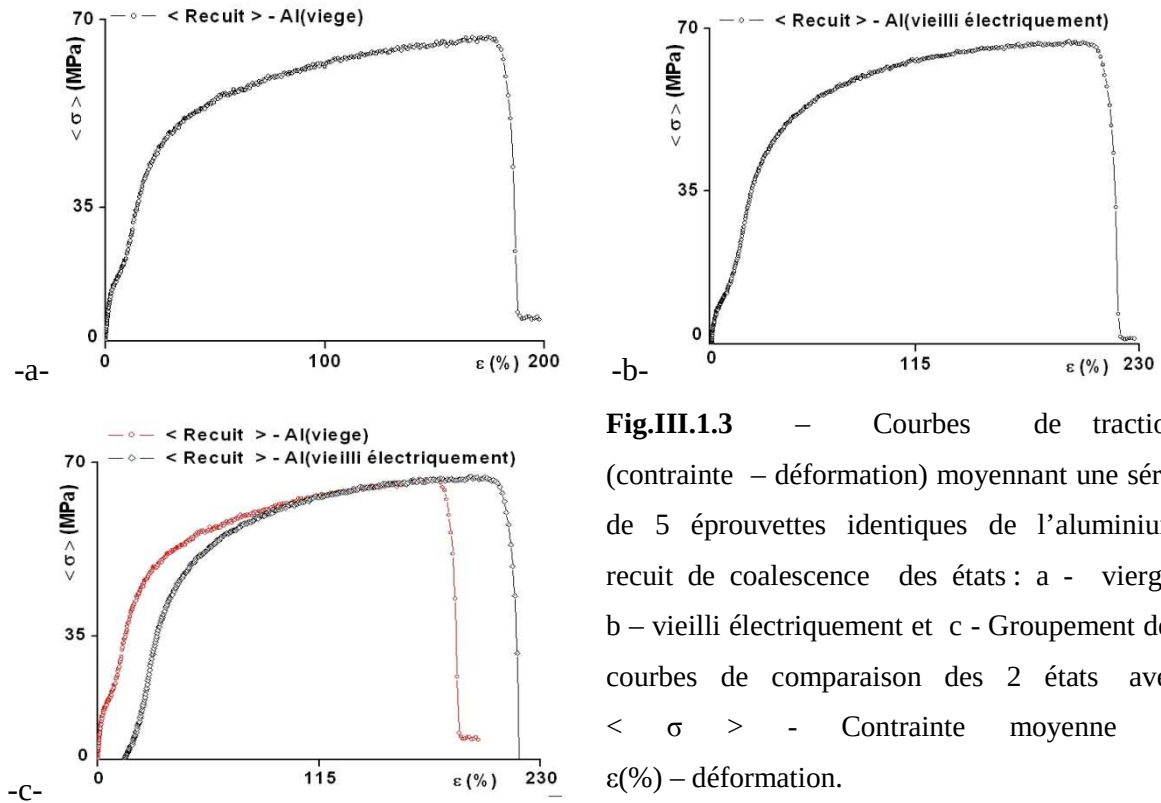


Fig.III.1.3 – Courbes de traction (contrainte – déformation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium recuit de coalescence des états : a - vierge, b – vieilli électriquement et c - Groupement des courbes de comparaison des 2 états avec $\langle \sigma \rangle$ - Contrainte moyenne et $\varepsilon(\%)$ – déformation.

Discussion : la ductilité de la courbe de l'état recuit de l'aluminium vierge est plus faible que celle du même état de l'aluminium vieilli électriquement au détriment des caractéristiques de résistances (**Fig.III.1.3**).

caractéristiques de résistance, de ductilité et structurale du monocristal d'aluminium.

III.1.2.2 - Influence de la variation de la température de revenu et du recuit de l'aluminium vierge sur l'évolution des principales caractéristiques de

III.1.2.2.1 - Résistances

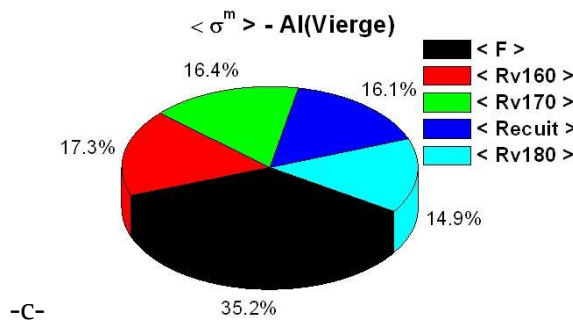
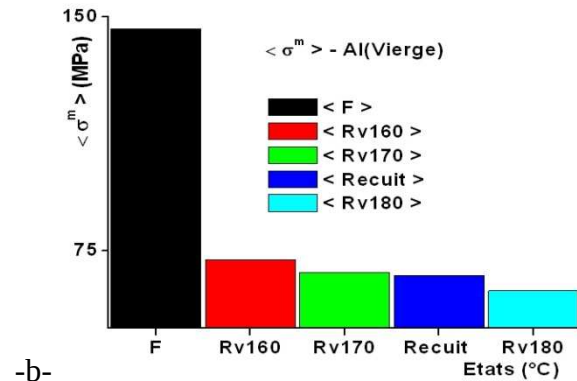
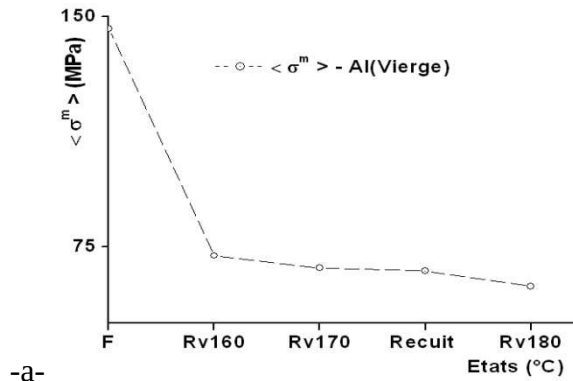


Fig.III.1.4 – a - graphe et b - histogramme ($\langle \sigma^m \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle \sigma^m \rangle$ (%), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle \sigma^m \rangle$ - Contrainte moyenne maximale.

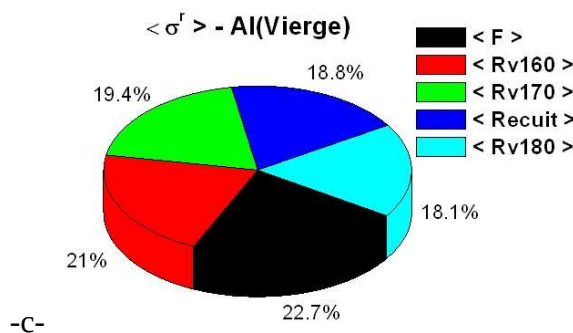
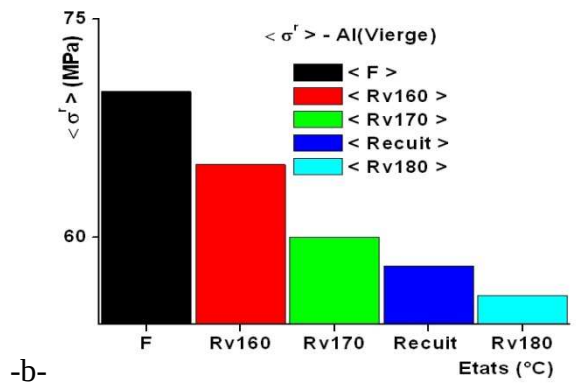
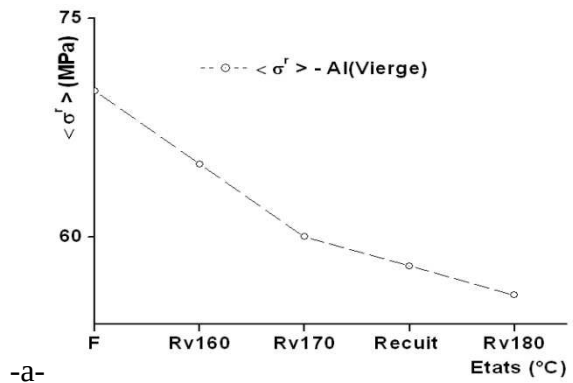
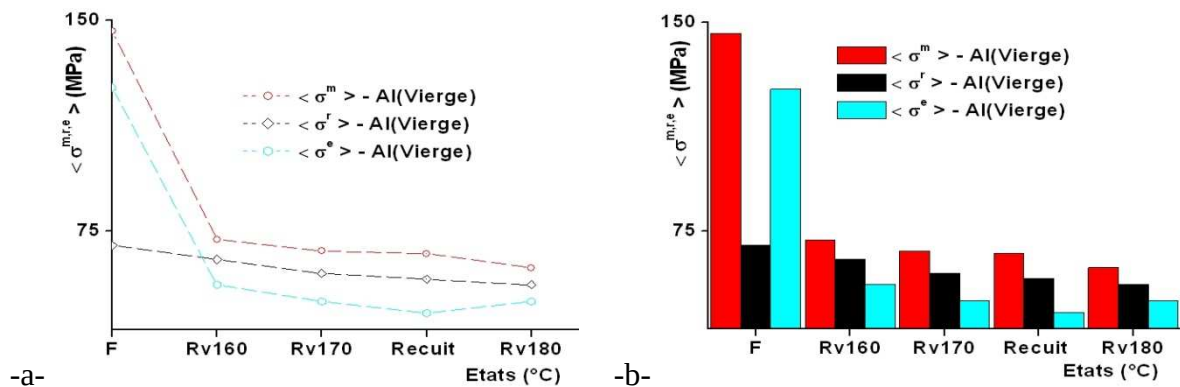
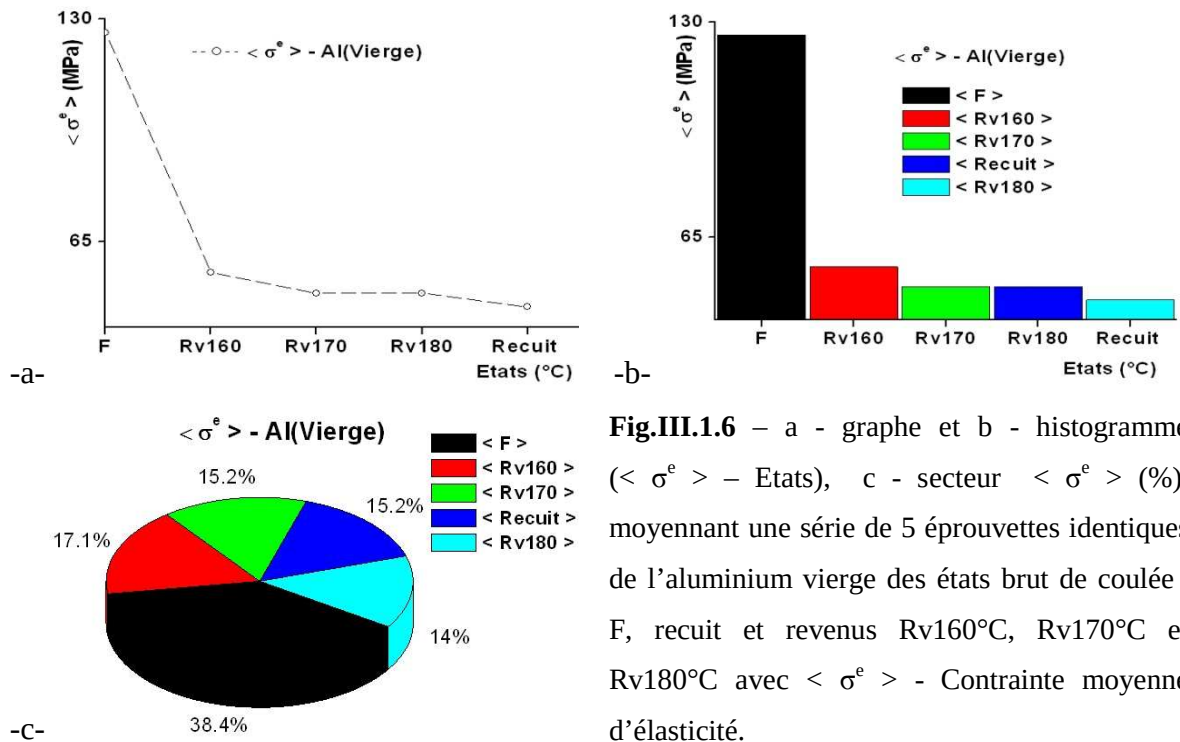


Fig.III.1.5 – a - graphe et b - histogramme ($\langle \sigma^r \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle \sigma^r \rangle$ (%), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle \sigma^r \rangle$ - Contrainte moyenne de rupture.

caractéristiques de résistance, de ductilité et structurale du monocristal d'aluminium.



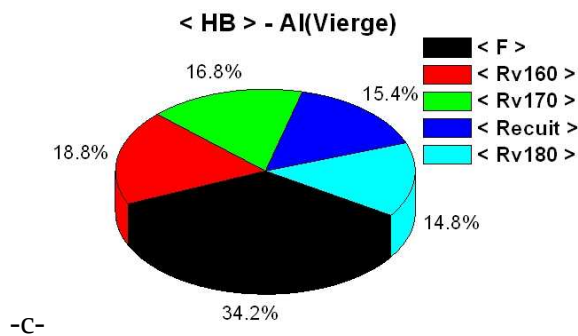
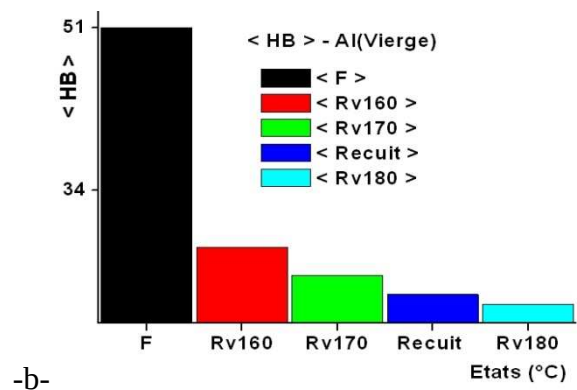
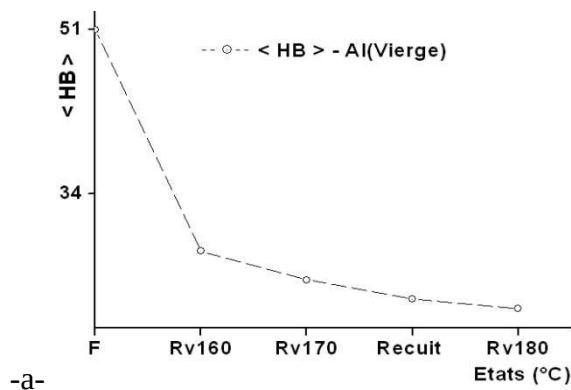


Fig.III.1.8 – a - graphe et b - histogramme ($\langle HB \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle HB \rangle$ (%), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle HB \rangle$ - dureté Brinell moyenne.

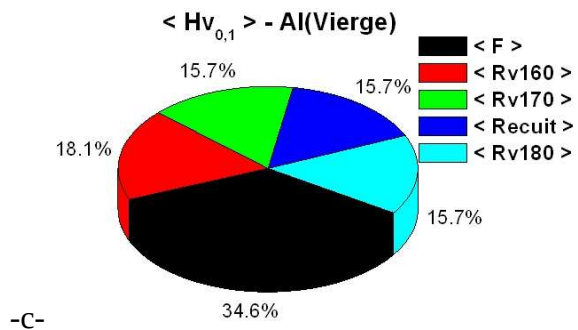
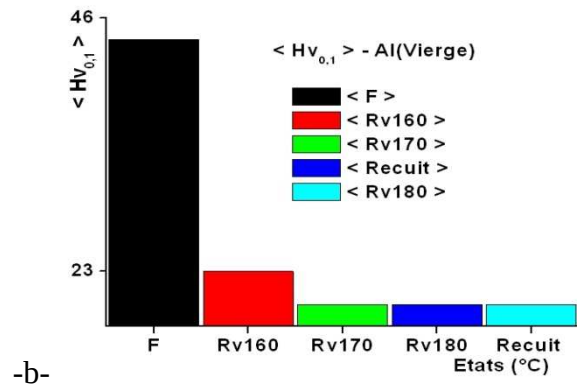
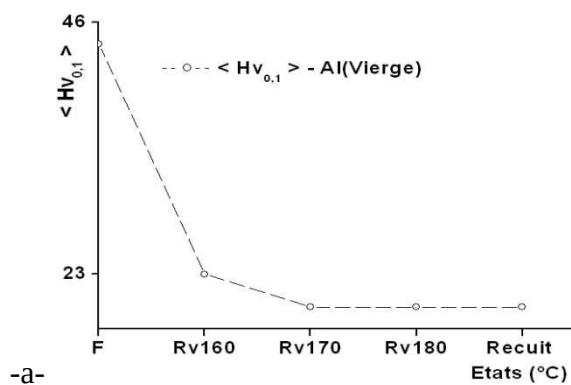


Fig.III.1.9 – a - graphe et b - histogramme ($\langle Hv_{0,1} \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle Hv_{0,1} \rangle$ (%), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle Hv_{0,1} \rangle$ - micro dureté moyenne.

caractéristiques de résistance, de ductilité et structurale du monocristal d'aluminium.

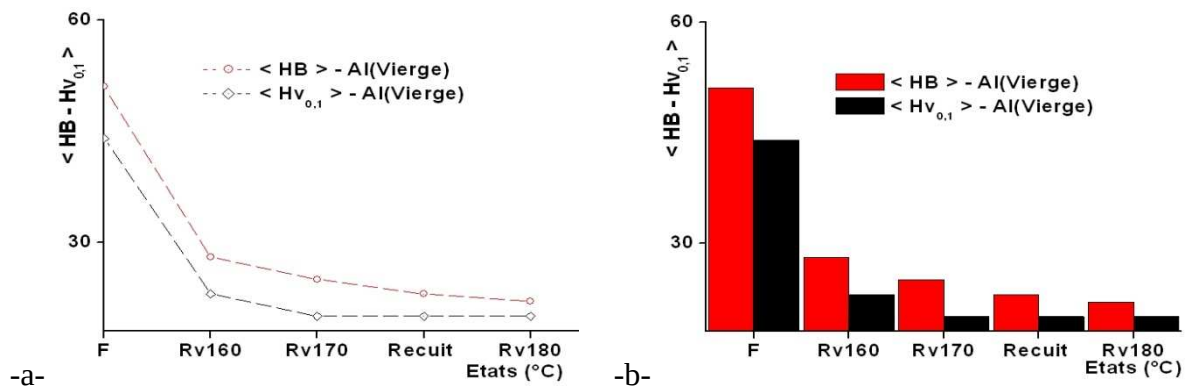


Fig.III.1.10 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison ($\langle HB \rangle$ et $\langle Hv_{0,1} \rangle$ – Etats), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle HB \rangle$ - dureté Brinell moyenne et $\langle Hv_{0,1} \rangle$ - micro dureté moyenne.

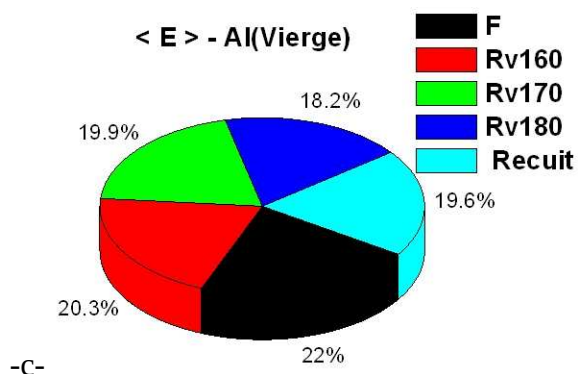
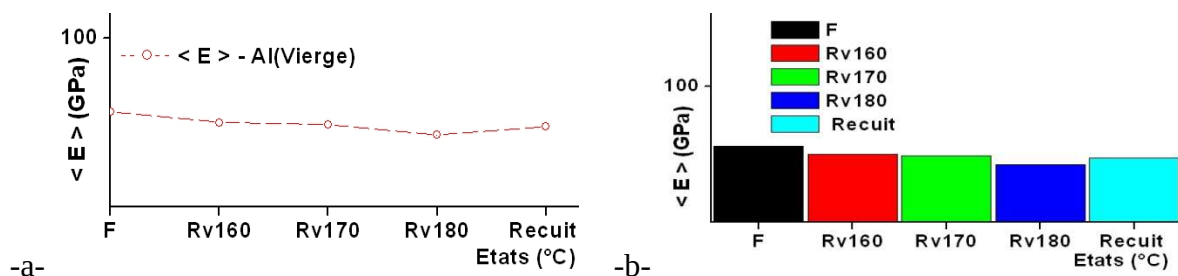


Fig.III.1.11 – a - graphe et b - histogramme ($\langle E \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle E \rangle$ (%), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle E \rangle$ - module d'Young moyen.

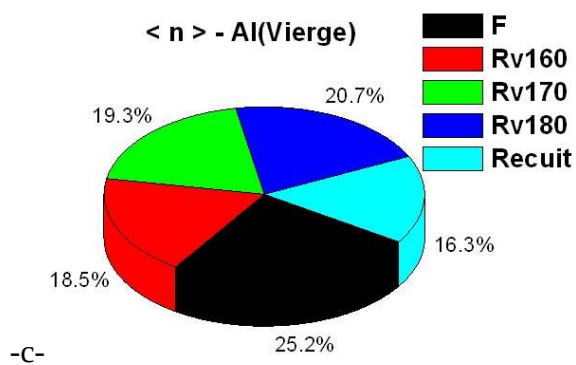
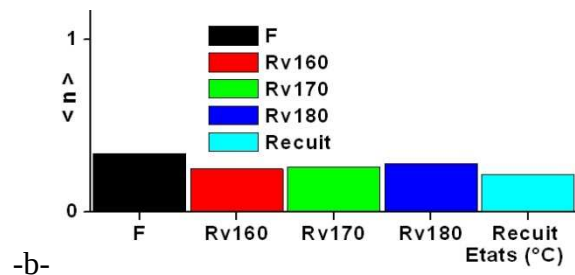
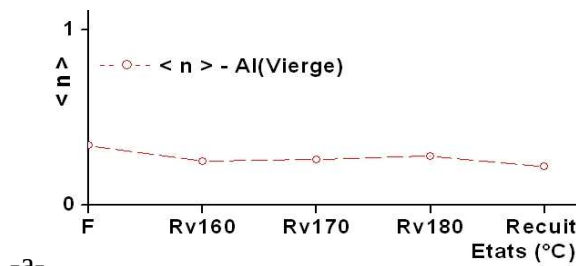


Fig.III.1.12 – a - graphe et b - histogramme ($\langle \epsilon \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle \epsilon \rangle$ (%), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle \epsilon \rangle$ - coefficient d'écrouissage moyen.

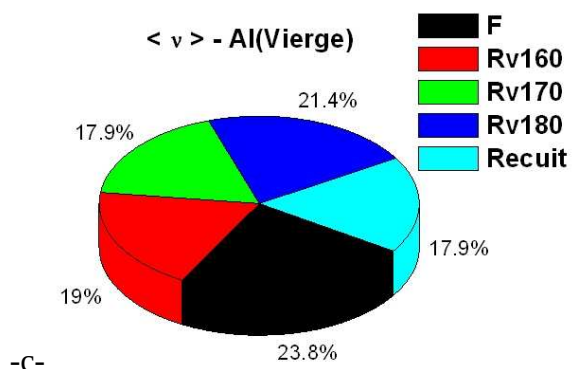
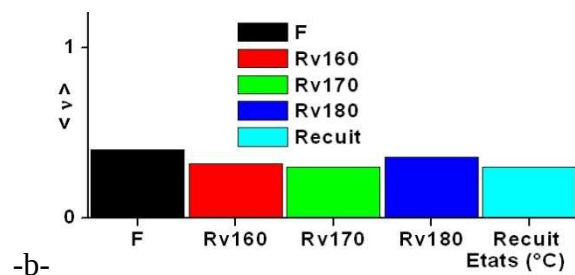
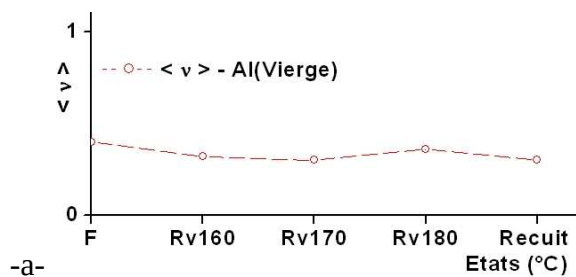


Fig.III.1.13 – a - graphe et b - histogramme ($\langle \nu \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle \nu \rangle$ (%), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle \nu \rangle$ - coefficient de Poisson moyen.

III.1.2.2.2 - Ductilité

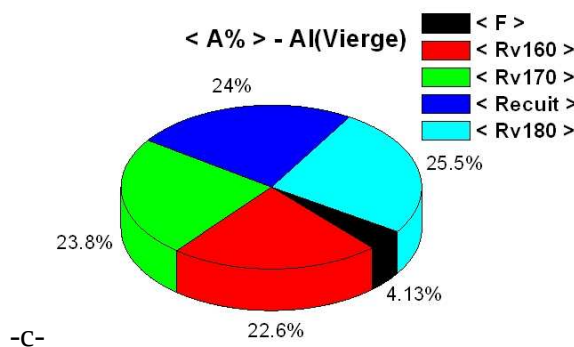
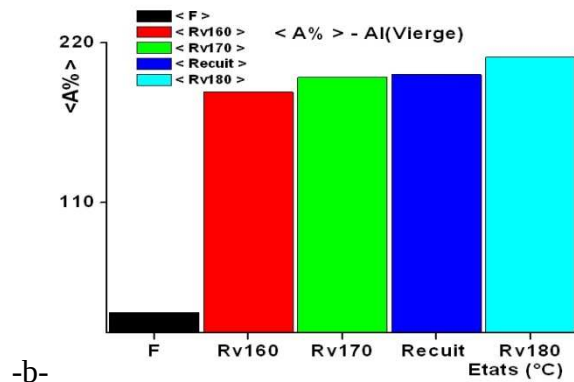
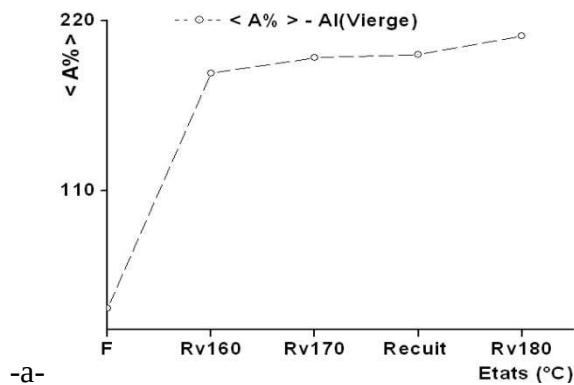


Fig.III.1.14 – a - graphe et b - histogramme (<A%> – Etats), c - secteur <A%> (%), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec <A%> - allongement moyen en pourcentage.

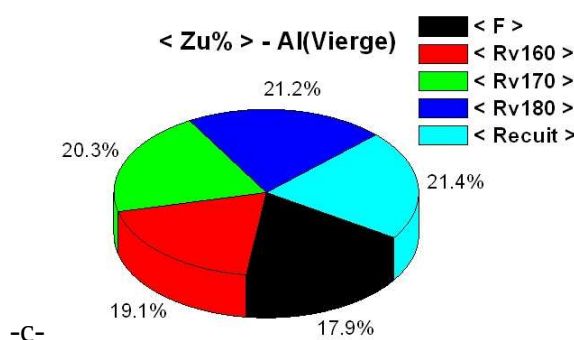
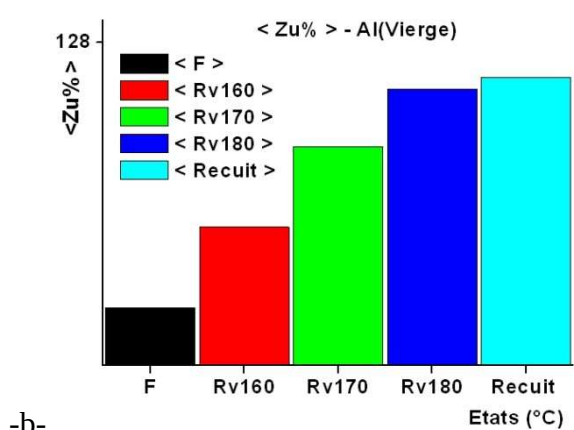
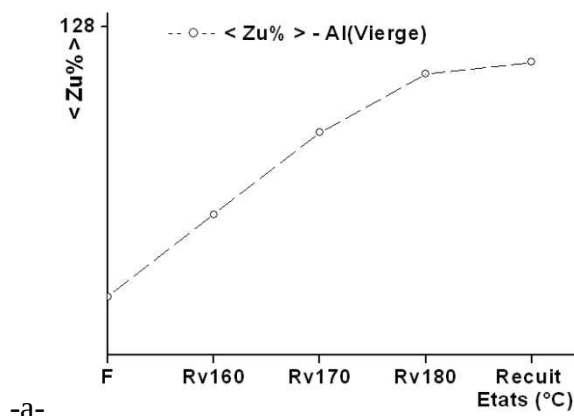


Fig.III.1.15 – a - graphe et b - histogramme (<Zu%> – Etats), c - secteur <Zu%> (%), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec <Zu%> - allongement moyen de striction.

caractéristiques de résistance, de ductilité et structurale du monocristal d'aluminium.

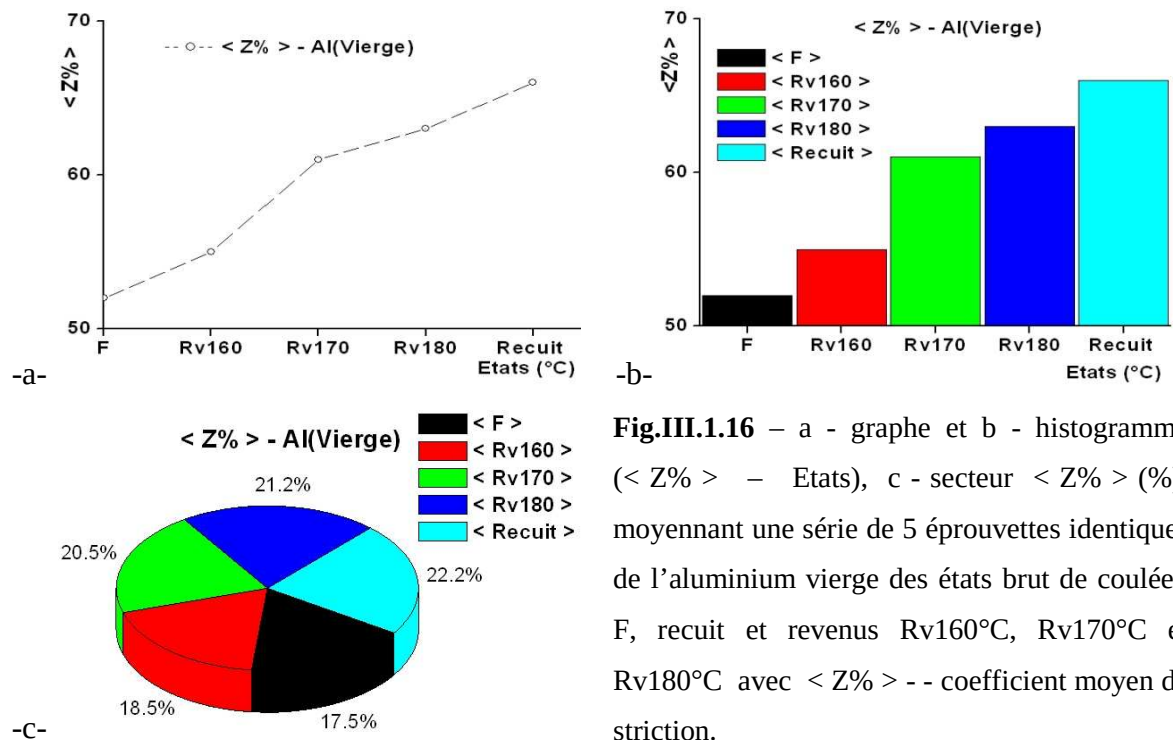


Fig.III.1.16 – a - graphe et b - histogramme (<Z%> – Etats), c - secteur <Z%> (%), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec <Z%> - coefficient moyen de striction.

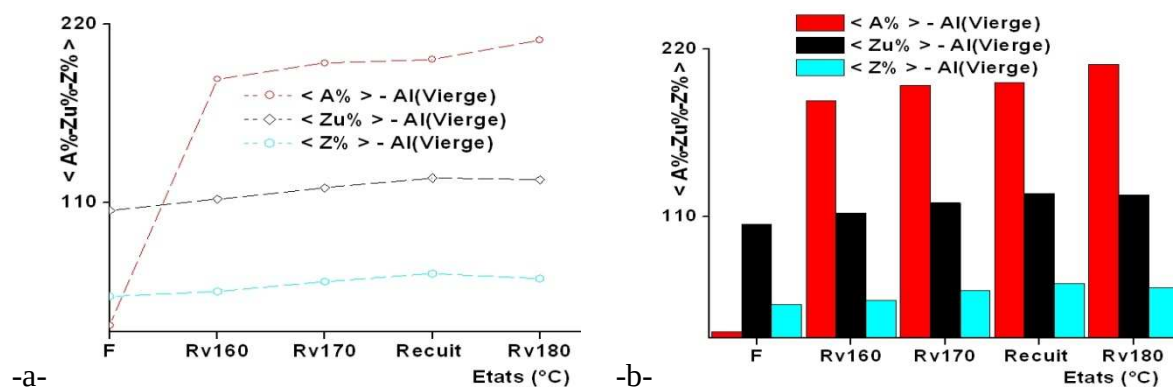


Fig.III.1.17 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison (<A%>, <Zu%> et <Z%> – Etats) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec <A%> - allongement moyen en pourcentage <Zu%> - allongement moyen de striction et <Z%> - coefficient moyen de striction.

caractéristiques de résistance, de ductilité et structurale du monocristal d'aluminium.

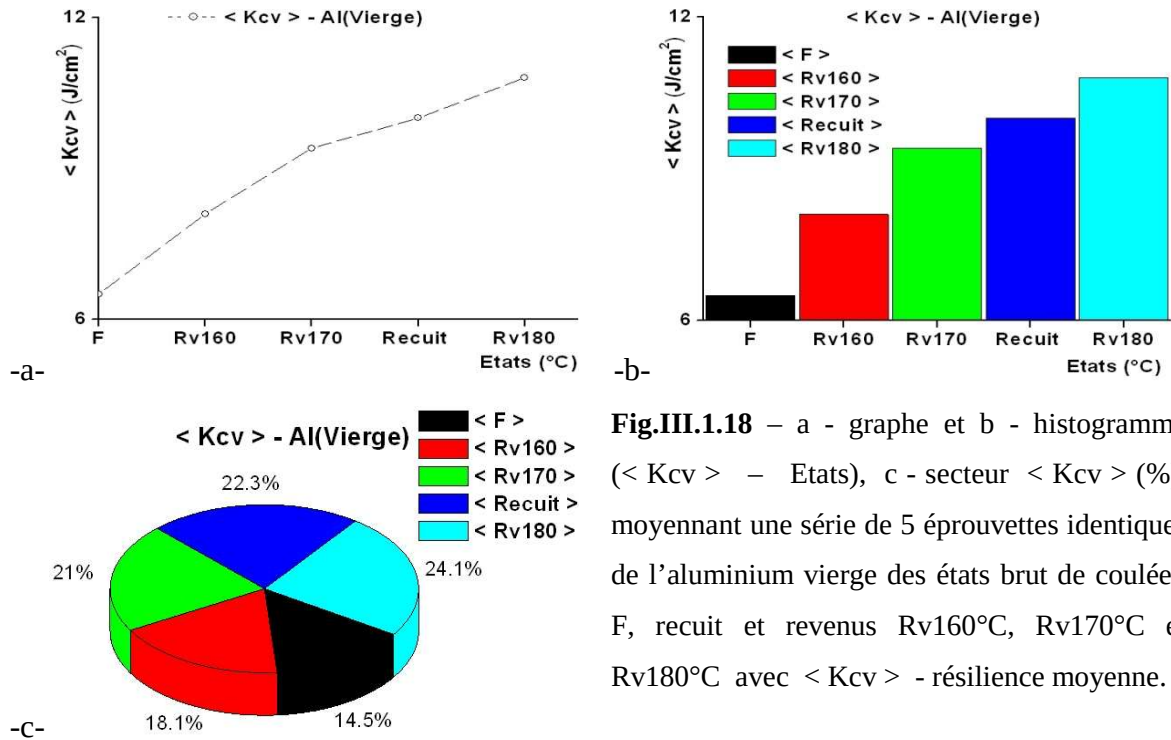


Fig.III.1.18 – a - graphe et b - histogramme ($\langle Kcv \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle Kcv \rangle$ (%), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle Kcv \rangle$ - résilience moyenne.

Discussion : Les Figures (III.1.4 – III.1.18) de l'aluminium vierge nous indiquent le suivi de l'évolution de variations des principales caractéristiques mécaniques en fonction de la variation de la température de revenus des états F, Rv160°C, Rv170°C, Recuit et Rv180°C du matériau étudié et nous montrent que les graphes moyens des huit caractéristiques mécaniques de résistances décroissent respectivement de l'état brut de coulée : F à l'état final Rv180°C au détriment des quatre caractéristiques de ductilité qui croissent en sens inverse, toutefois la vitesse de décroissance et de croissance respectivement de résistance et de ductilité varie différemment selon les caractéristiques mécaniques de l'état considéré. On constate (Fig.III.1.7) aussi que les graphes moyens des contraintes maximales sont en dessus de ceux des contraintes de rupture qui sont eux même en dessus de ceux des contraintes élastiques. De même la (Fig.III.1.10) nous montre que le graphe de la dureté Brinell $\langle HB \rangle$ est juste en dessus de celui de la micro dureté $\langle Hv_{0,1} \rangle$ au détriment de la plasticité dont le graphe de $\langle A\% \rangle$ est en dessus de celui de $\langle Zu \rangle$ qui est lui-même en dessus de celui de $\langle Z \rangle$ (Fig.III.1.17)

caractéristiques de résistance, de ductilité et structurale du monocristal d'aluminium.

III.1.2.3 - Influence de la variation de la température de revenu et du recuit de l'aluminium vieilli électriquement sur l'évolution des principales caractéristiques de

III.1.2.3.1 - Résistances

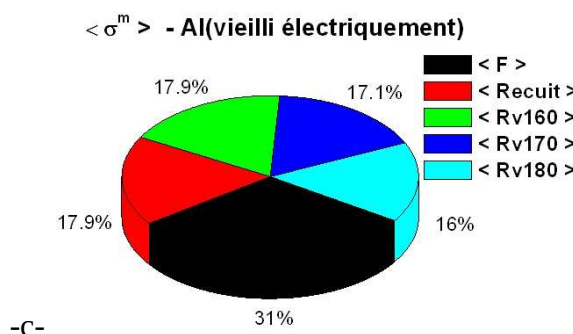
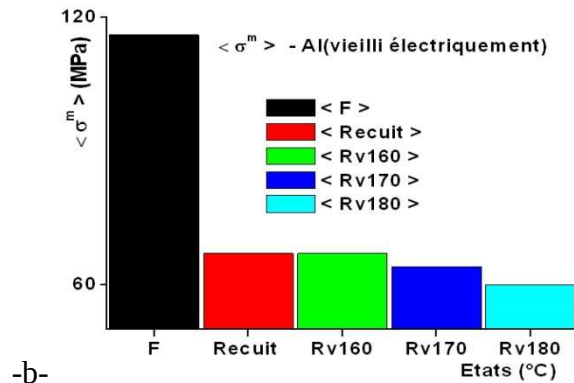
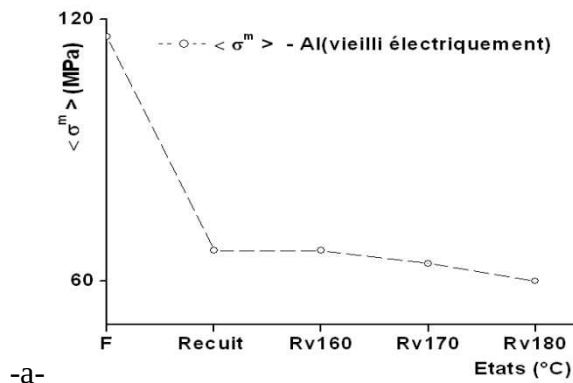


Fig.III.1.19 – a - graphe et b - histogramme ($\langle \sigma^m \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle \sigma^m \rangle$ (%), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle \sigma^m \rangle$ - Contrainte moyenne maximale.

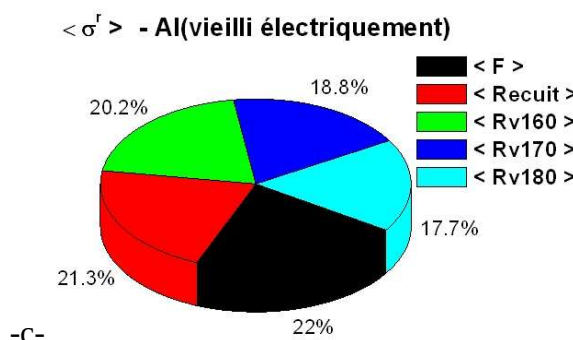
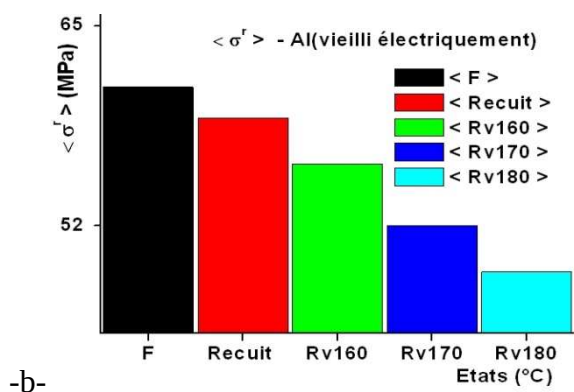
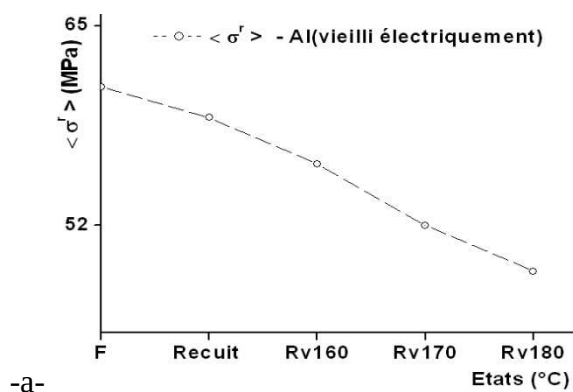
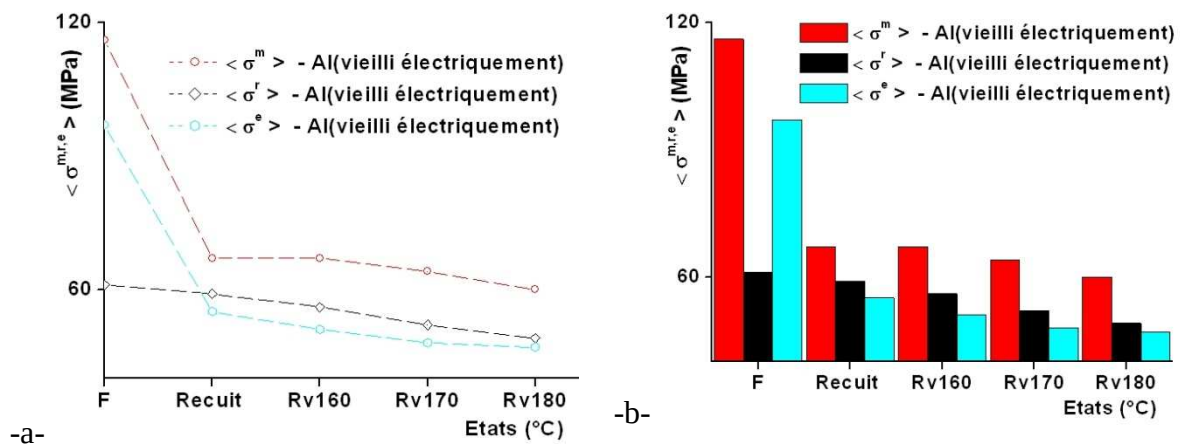
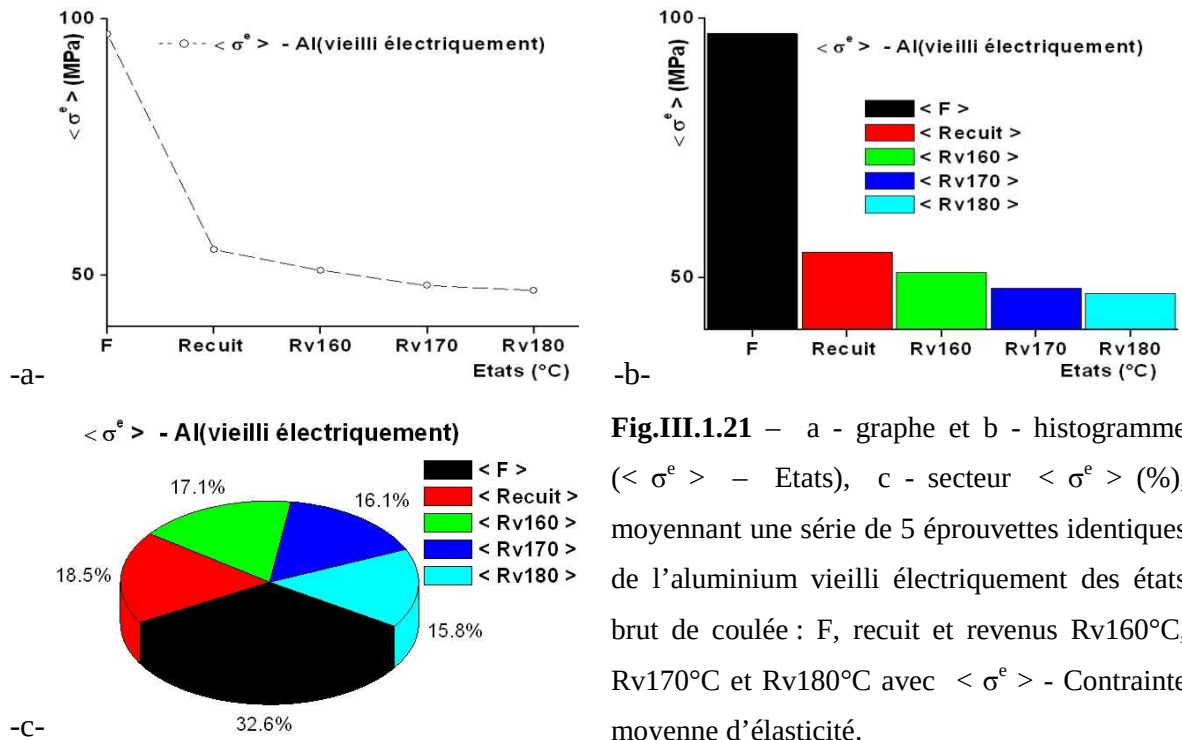
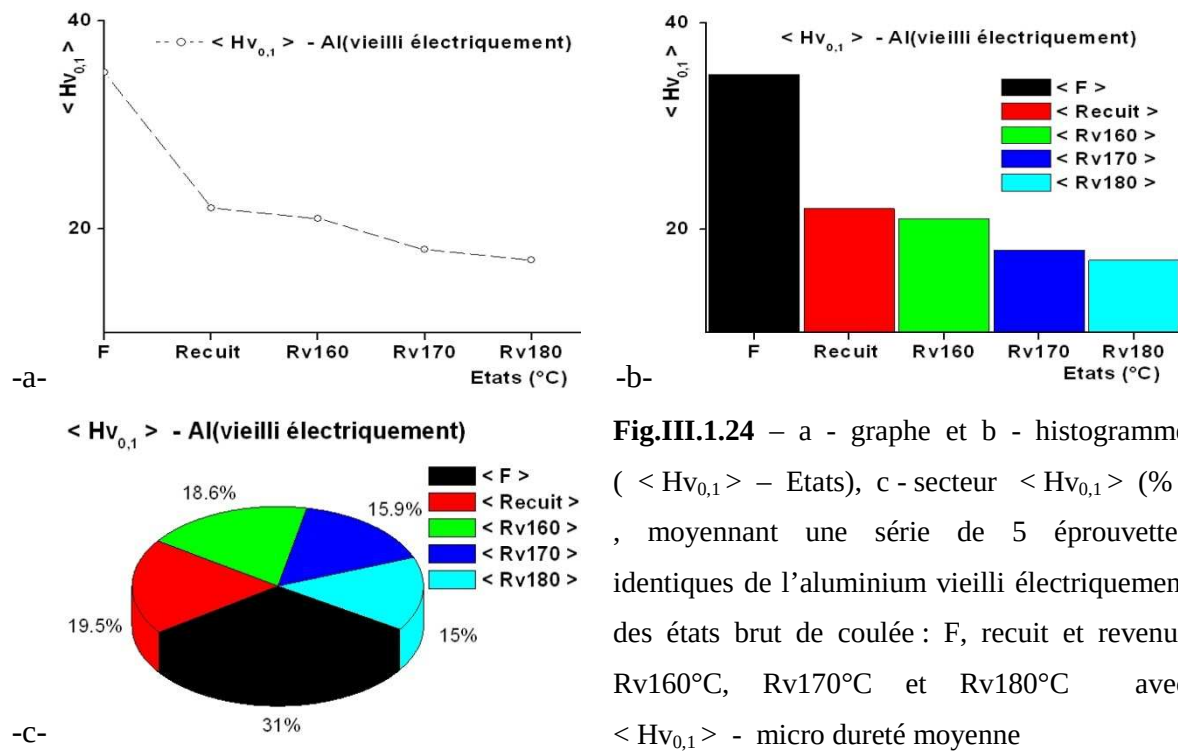
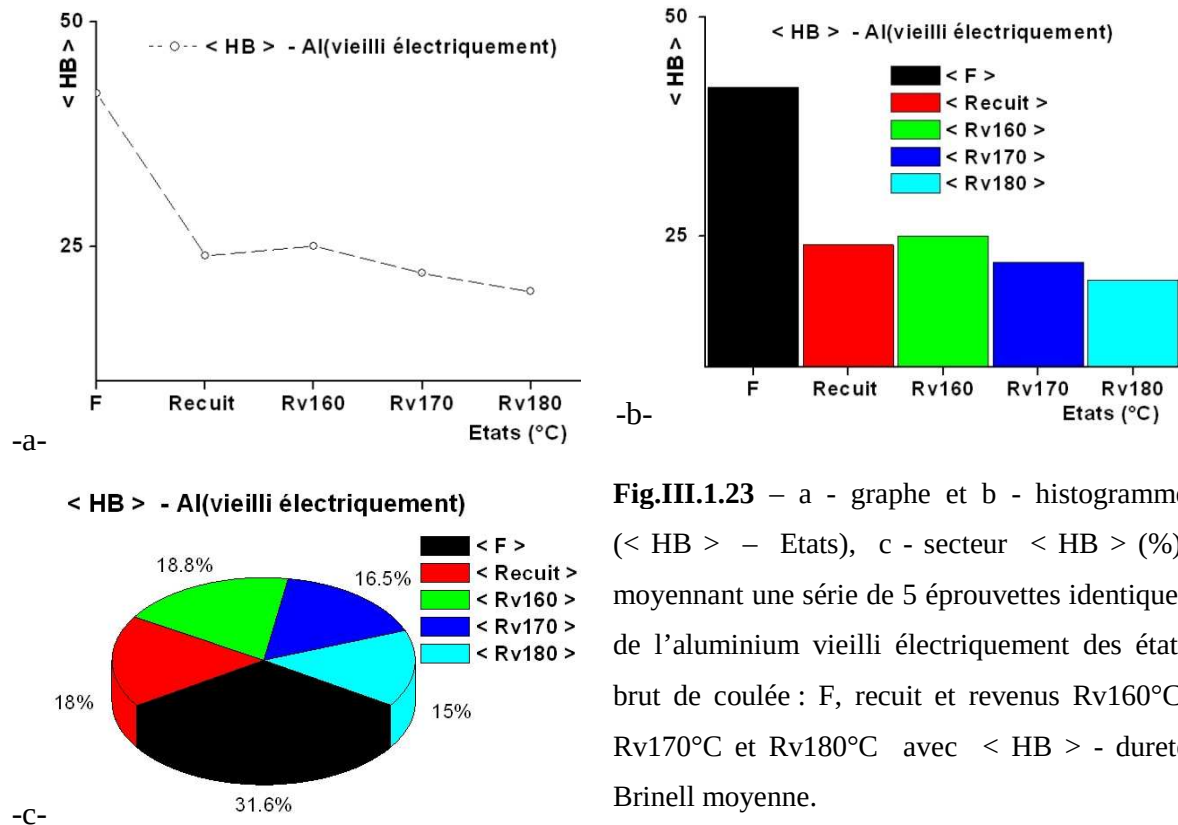


Fig.III.1.20 – a - graphe et b - histogramme ($\langle \sigma^r \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle \sigma^r \rangle$ (%), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle \sigma^r \rangle$ - Contrainte moyenne de rupture.

caractéristiques de résistance, de ductilité et structurale du monocristal d'aluminium.



caractéristiques de résistance, de ductilité et structurale du monocristal d'aluminium.



caractéristiques de résistance, de ductilité et structurale du monocristal d'aluminium.

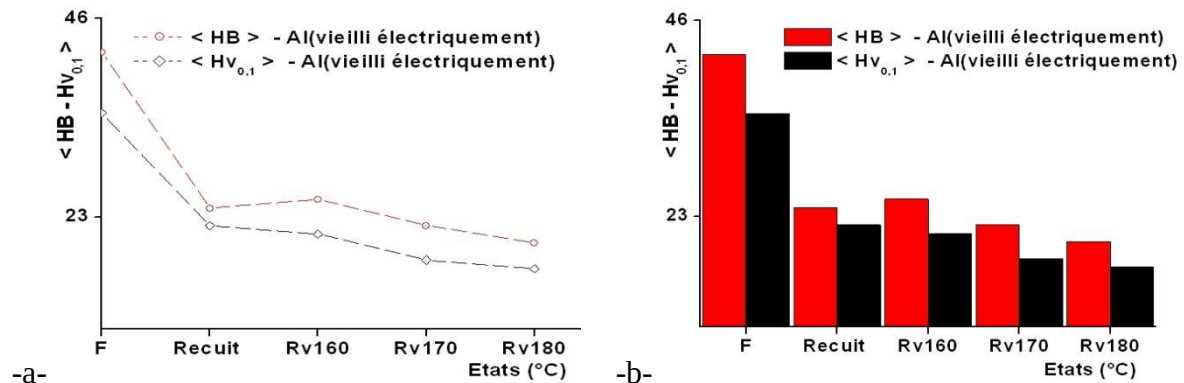


Fig.III.1.25 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison ($\langle HB \rangle$ et $\langle Hv_{0,1} \rangle$ - Etats), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle HB \rangle$ - dureté Brinell moyenne et $\langle Hv_{0,1} \rangle$ - micro dureté moyenne.

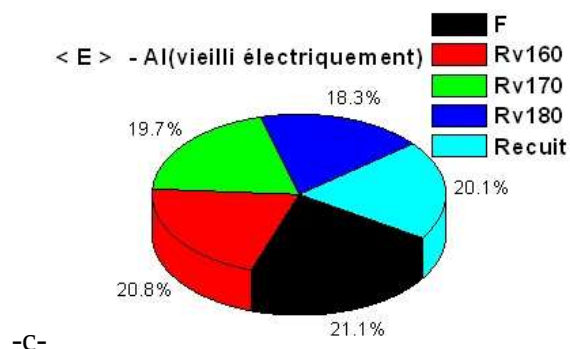
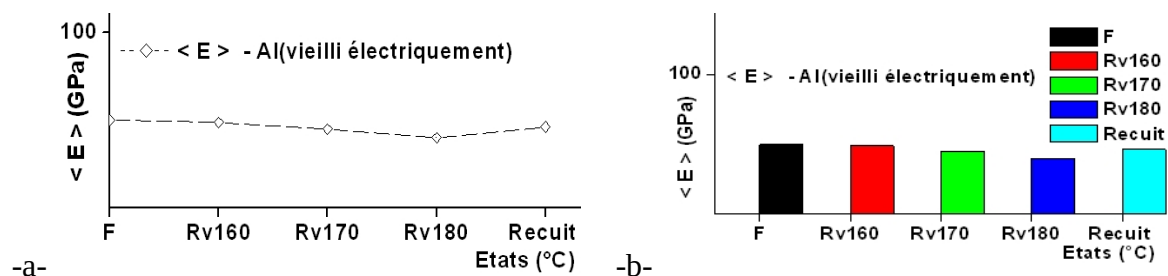


Fig.III.1.26 – a - graphe et b - histogramme ($\langle E \rangle$ - Etats), c - secteur $\langle E \rangle$ (%), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle E \rangle$ - module d'Young moyen.

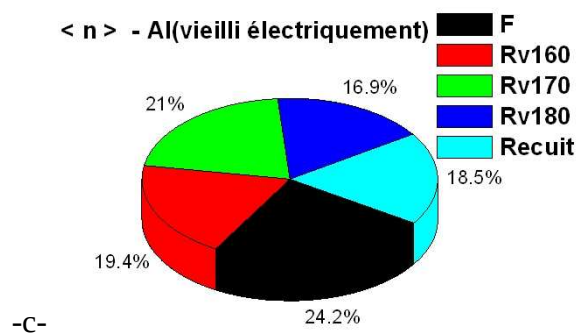
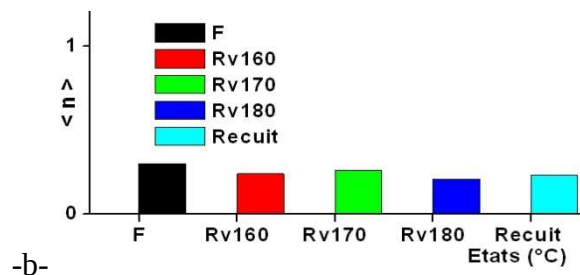
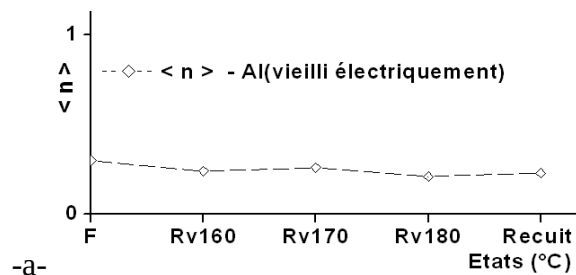


Fig.III.1.27 – a - graphe et b - histogramme ($\langle n \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle n \rangle$ (%), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle n \rangle$ - coefficient d'écrouissage moyen.

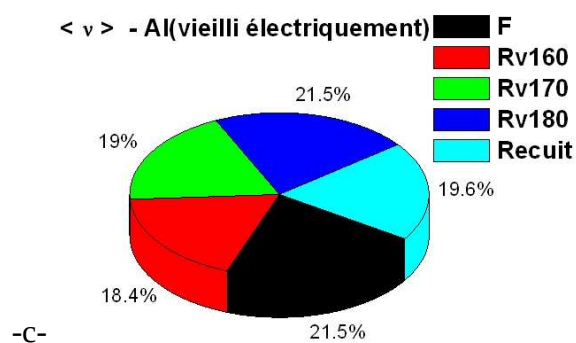
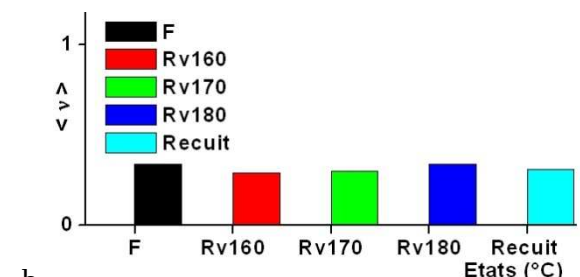
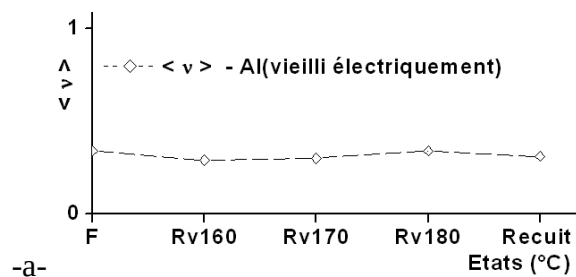


Fig.III.1.28 – a - graphe et b - histogramme ($\langle v \rangle$ – Etats), c - secteur $\langle v \rangle$ (%), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle v \rangle$ - coefficient de Poisson moyen.

III.1.2.3.2 - Ductilité

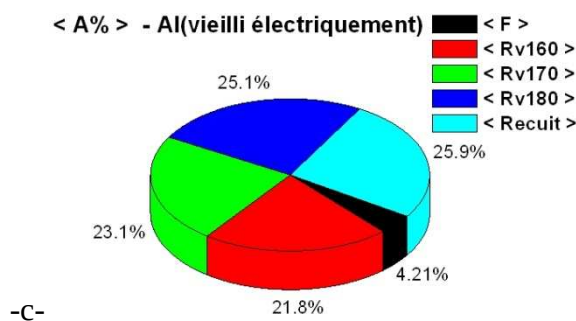
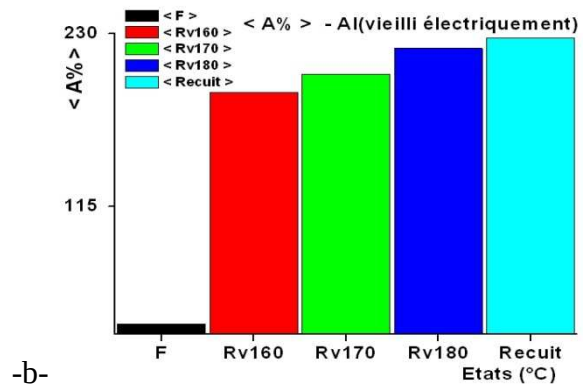
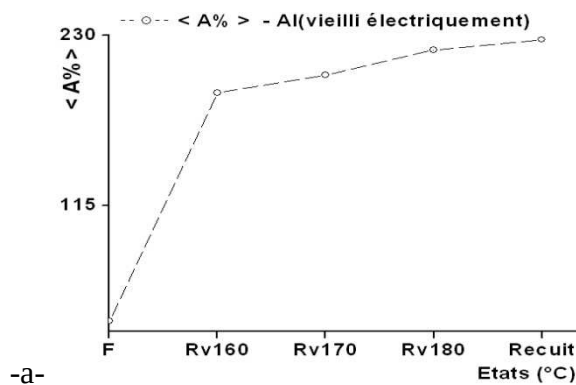


Fig.III.1.29 – a - graphe et b - histogramme (< A% > – Etats), c - secteur < A% > (%), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec A% > - allongement moyen en pourcentage.

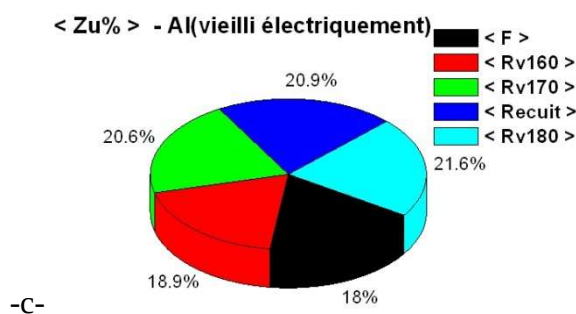
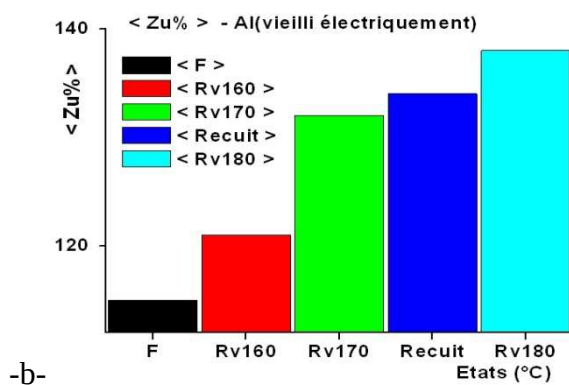
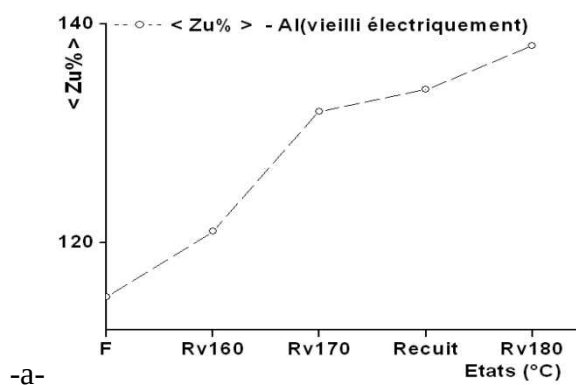
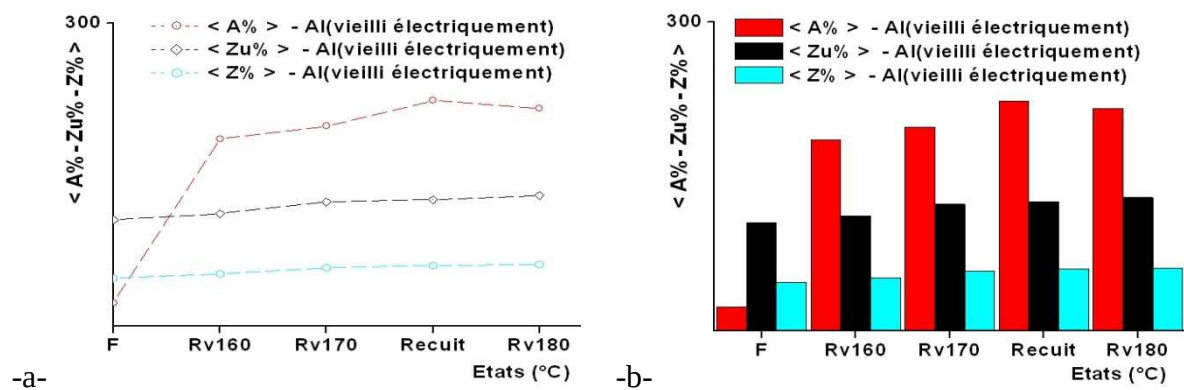
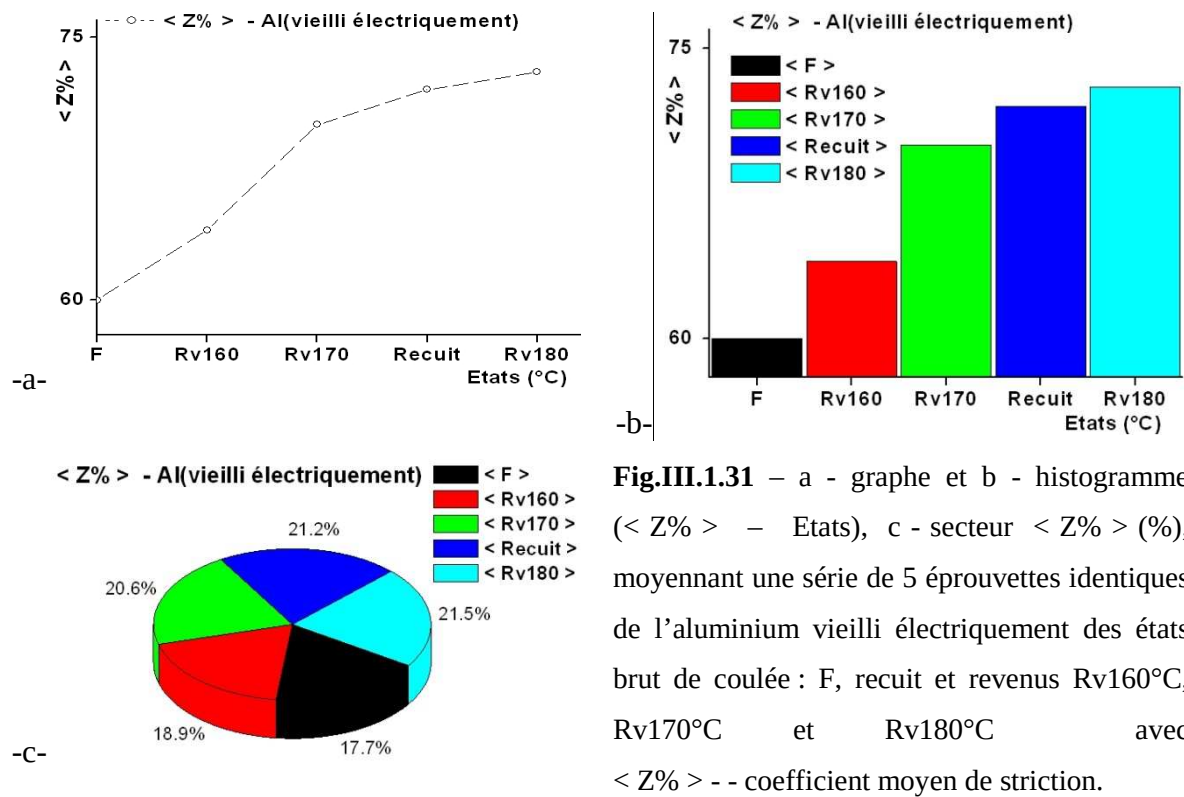


Fig.III.1.30 – a - graphe et b - histogramme (< Zu% > – Etats), c - secteur < Zu% > (%), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec < Zu% > - allongement moyen de striction.

caractéristiques de résistance, de ductilité et structurale du monocristal d'aluminium.



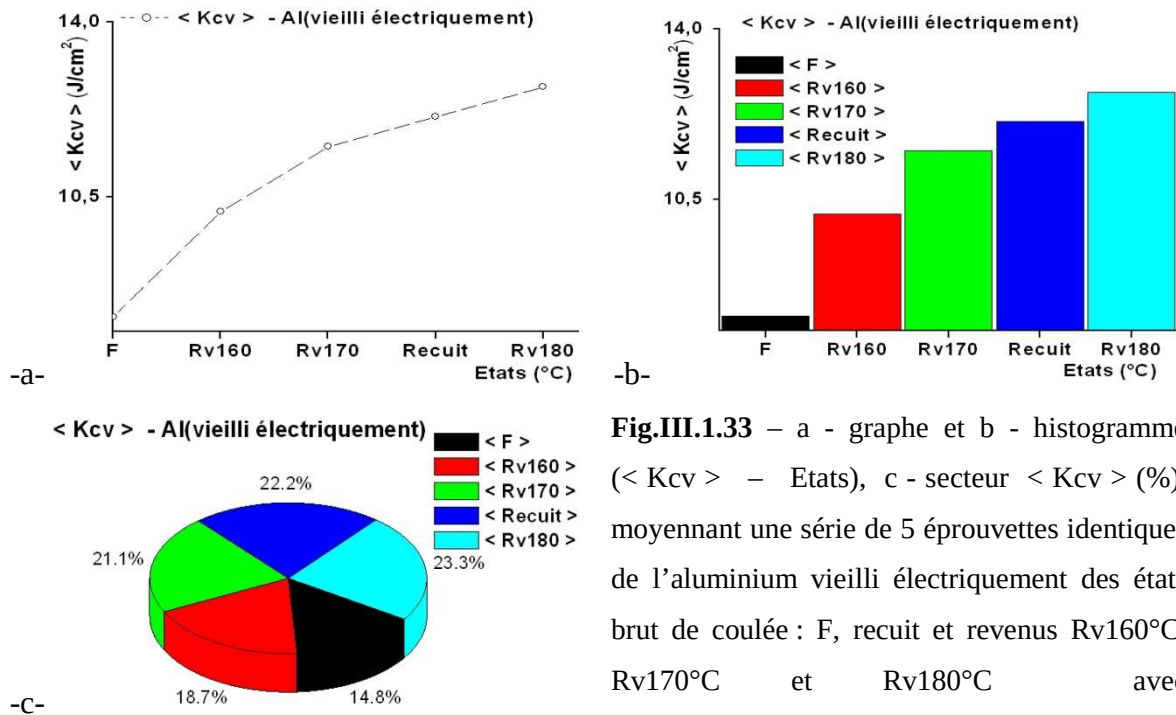


Fig.III.1.33 – a - graphe et b - histogramme (< Kcv > – Etats), c - secteur < Kcv > (%), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec < Kcv > - résilience moyenne.

Discussion : Les Figures (III.1.19 – III.1.33) nous montrent en détail l'influence de la variation de la température de revenu et du recuit de l'aluminium vieilli électriquement sur l'évolution réelle des caractéristiques d'élasticité, de plasticité, de dureté, de micro dureté, de résilience et de striction du matériau. Sur les différents graphes, on observe une décroissance brusque de l'état brut de coulée à l'état recuit puis elle devient constante jusqu'à l'état final Rv180°C de toutes les caractéristiques de résistance au détriment des caractéristiques de ductilité qui croissent différemment selon l'état considéré au fur et à mesure de la croissance effective de la variation de la température.

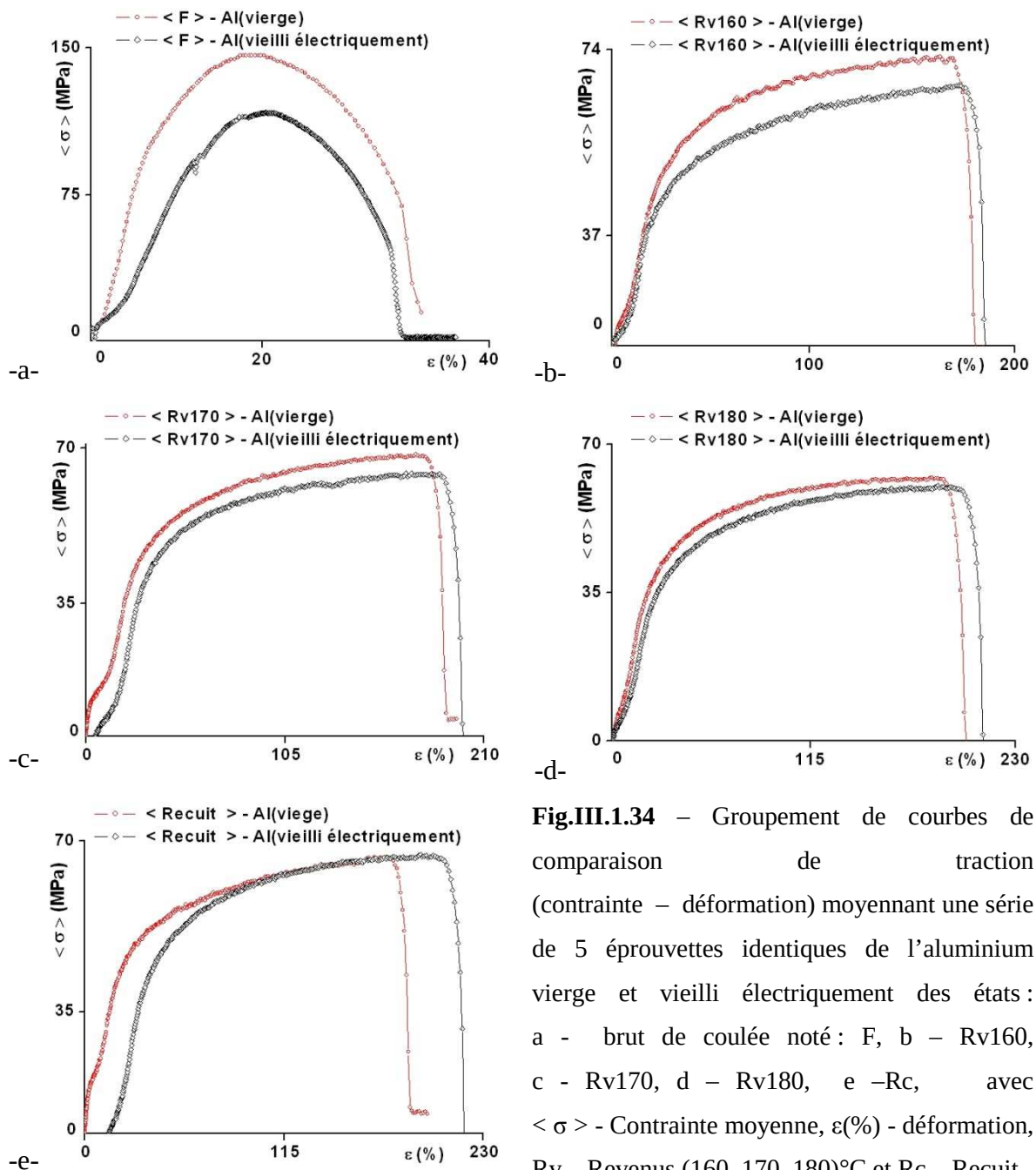
Sur la (Fig.III.1.22) – on constate que le graphe de $\langle \sigma^m \rangle$ est en dessus de celui de $\langle \sigma^r \rangle$ qui se trouve lui-même en dessus de celui de $\langle \sigma^e \rangle$ des mêmes états considérés.

Le même phénomène se produit pour la dureté $\langle HB \rangle$ qui se positionne juste en dessus de la micro dureté $\langle Hv_{0,1} \rangle$ (Fig.III.1.25) au détriment de la ductilité dont le graphe de $\langle A \rangle$ est en dessus de celui de $\langle Zu \rangle$ qui est lui-même en dessus de celui de $\langle Z \rangle$ (Fig.III.1.32).

caractéristiques de résistance, de ductilité et structurale du monocristal d'aluminium.

III.1.2.4 - Etude comparative des deux monocristaux d'aluminium respectivement vierge et vieilli électriquement soumis aux traitements de revenus et de recuit sur l'évolution des principales caractéristiques de

III.1.2.4.1 - Résistances



caractéristiques de résistance, de ductilité et structurale du monocristal d'aluminium.

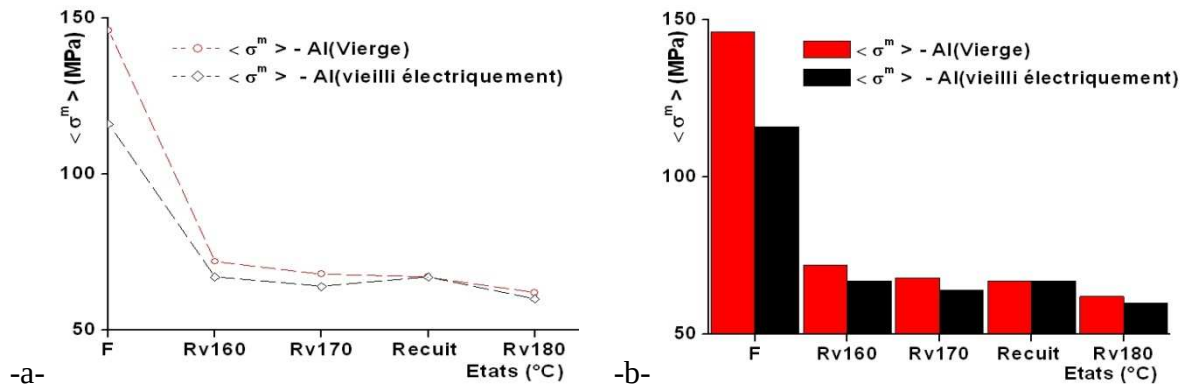


Fig.III.1.35 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison ($\langle \sigma^m \rangle$ – Etats), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle \sigma^m \rangle$ - Contrainte moyenne maximale.

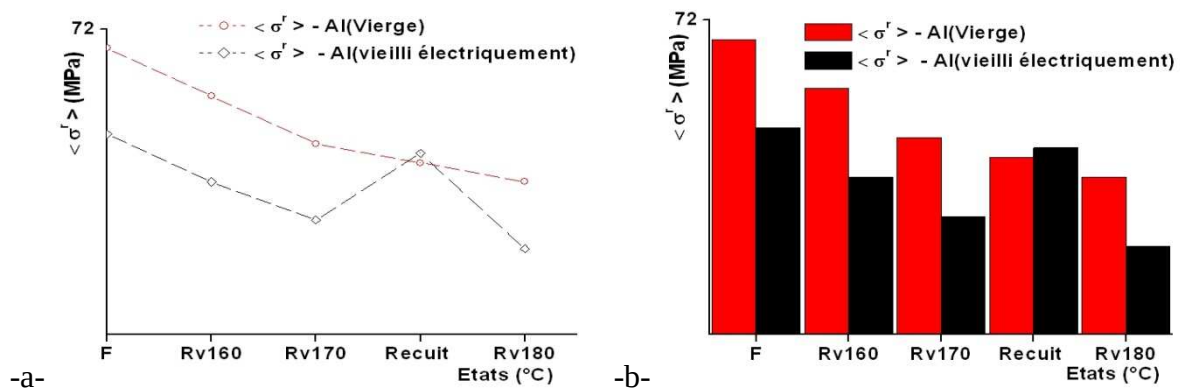


Fig.III.1.36 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison ($\langle \sigma^r \rangle$ – Etats), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle \sigma^r \rangle$ - Contrainte moyenne de rupture.

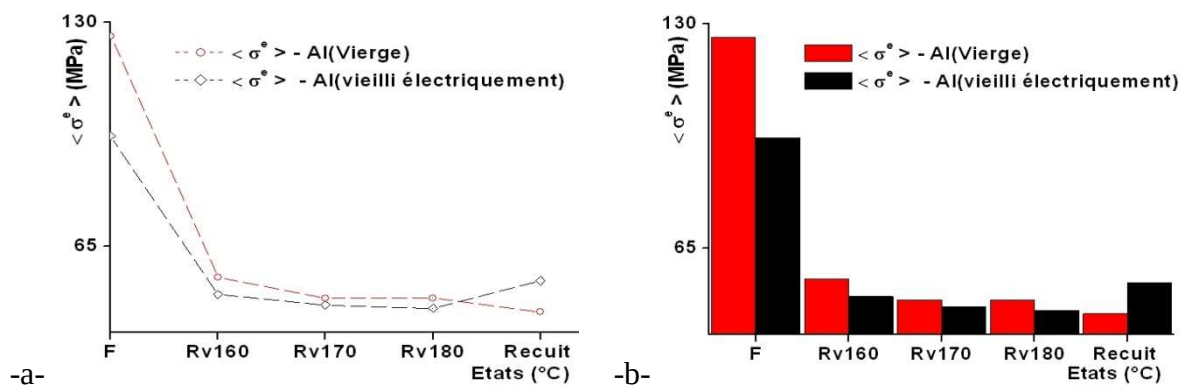


Fig.III.1.37 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison ($\langle \sigma^e \rangle$ – Etats), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle \sigma^e \rangle$ - Contrainte moyenne d'élasticité.

caractéristiques de résistance, de ductilité et structurale du monocristal d'aluminium.

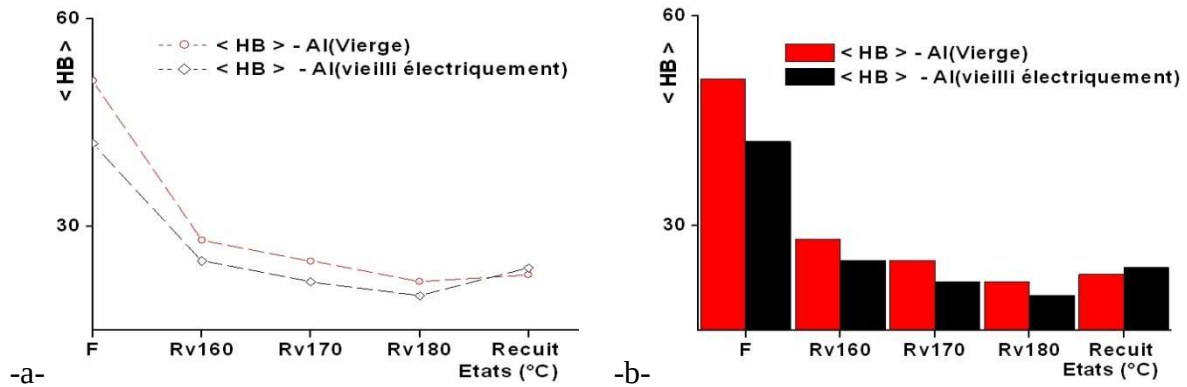


Fig.III.1.38 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison (< HB > – Etats), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec < HB > - dureté Brinell moyenne.

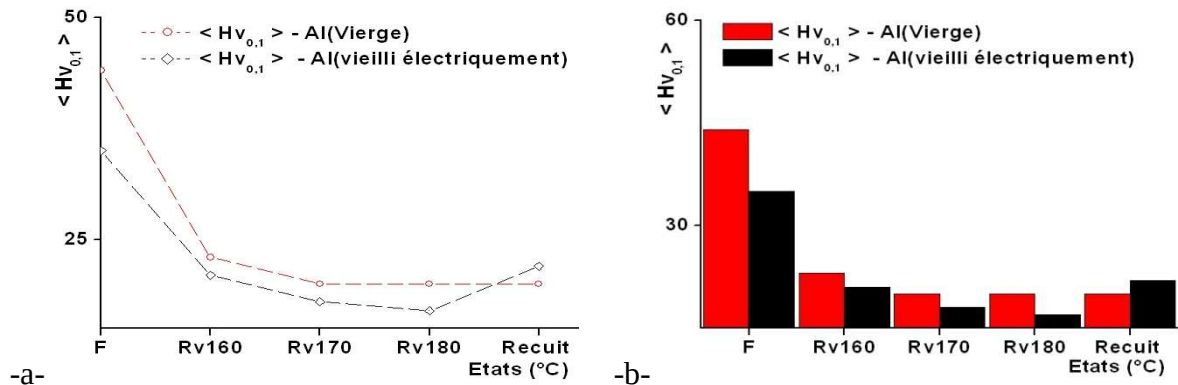


Fig.III.1.39 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison (< Hv_{0,1} > – Etats), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec < Hv_{0,1} > - micro dureté moyenne.

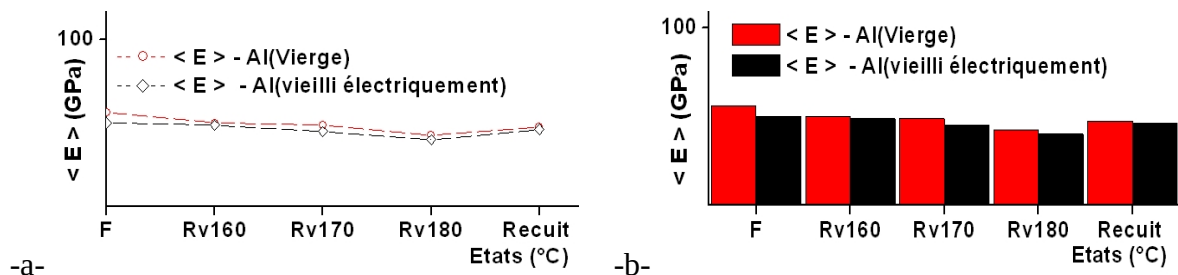


Fig.III.1.40 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison (< E > – Etats), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec < E > - module d'Young moyen.

caractéristiques de résistance, de ductilité et structurale du monocristal d'aluminium.

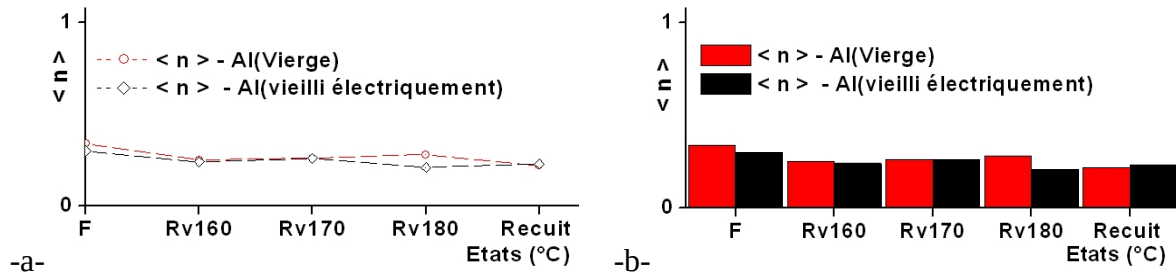


Fig.III.1.41 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison ($\langle n \rangle$ – Etats), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle n \rangle$ - coefficient d'écrouissage moyen.

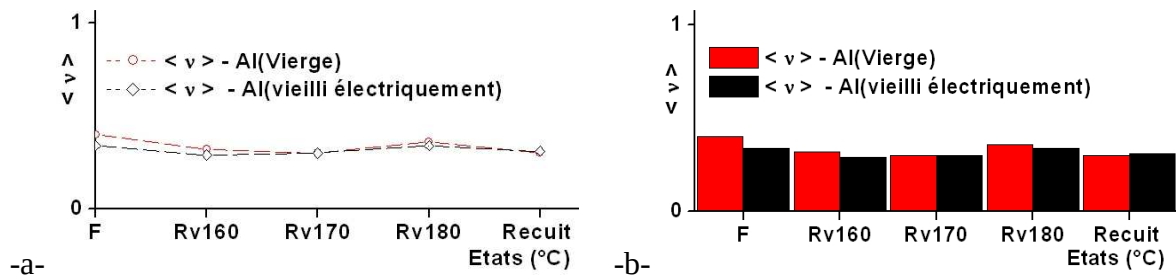


Fig.III.1.42 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison ($\langle v \rangle$ – Etats), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée : F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle v \rangle$ - coefficient de Poisson moyen.

Discussion : Pour les cinq états structuraux considérés des deux monocristaux d'aluminium dont l'un est neuf ou vierge et l'autre ayant subi un traitement de vieillissement électrique choisis, nous avons suivi l'évolution de variations des huit principales caractéristiques de résistances : la résistance moyenne à la traction $\langle \sigma^m \rangle$, la résistance moyenne de rupture $\langle \sigma^r \rangle$, la limite élastique moyenne $\langle \sigma^e \rangle$, la micro dureté moyenne $\langle Hv_{0,1} \rangle$, la dureté Brinell moyenne $\langle HB \rangle$, le module de rigidité moyen $\langle E \rangle$, le coefficient de consolidation moyen $\langle n \rangle$ et le coefficient de Poisson $\langle v \rangle$ en fonction de la de la température du matériau étudié.

Les Figures (III.1.34 – III.1.42) montrent que les graphes moyens des huit caractéristiques mécaniques de résistances des cinq états considérés décroissent en fonction de la croissance du de la température au détriment des caractéristiques de ductilité, cependant la vitesse de décroissance varie différemment selon la caractéristique mécanique et l'état considérés.

On constate aussi que les graphes moyens des huit caractéristiques de résistances ainsi que les courbes moyennes groupées (contrainte – déformation) (Fig.III.1.34) du monocristal d'aluminium vierge sont situés juste en dessus de ceux et celles du monocristal d'aluminium ayant subi un traitement de vieillissement électrique.

III.1.2.4.2 - Ductilité

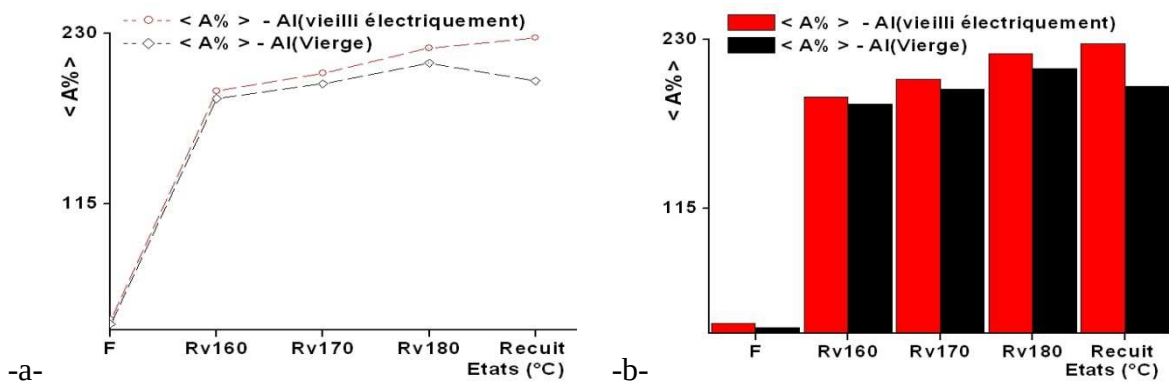


Fig.III.1.43 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison (< A% > – Etats), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée: F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec < A% > - allongement moyen.

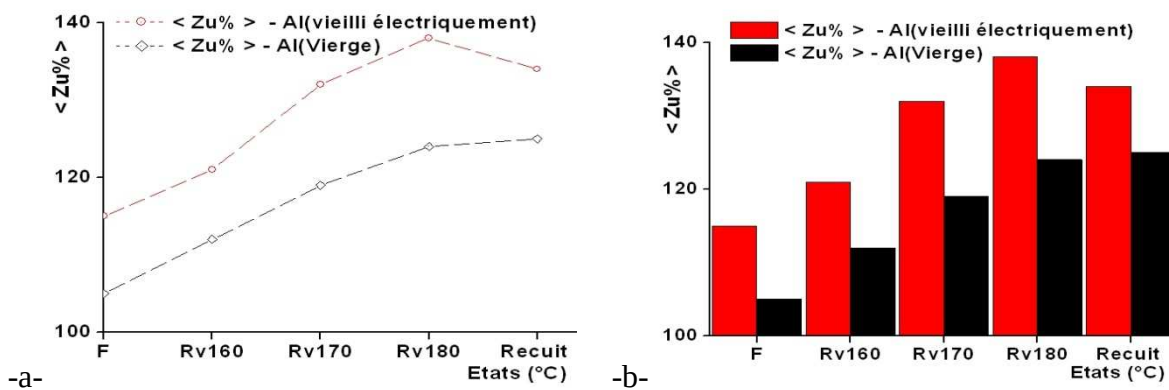


Fig.III.1.44 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison (< Zu% > – Etats), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée: F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec < Zu% > - allongement moyen de striction.

caractéristiques de résistance, de ductilité et structurale du monocristal d'aluminium.

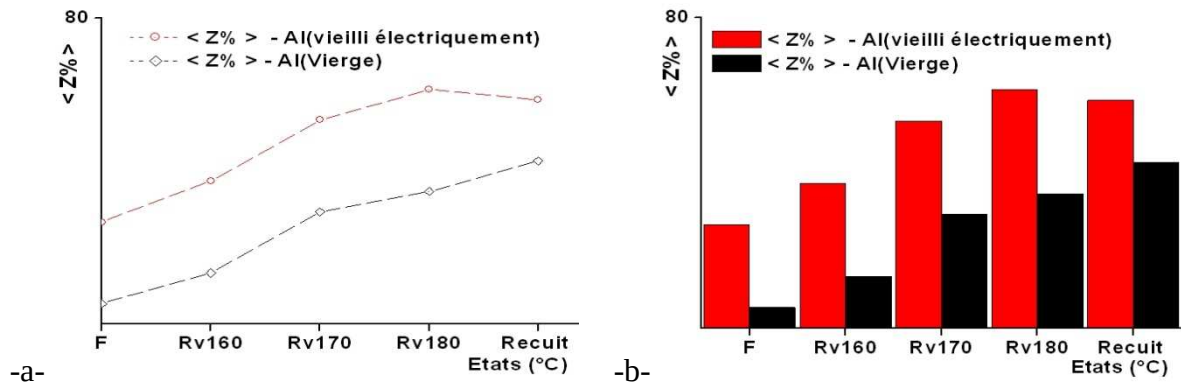


Fig.III.1.45 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison ($\langle Z\% \rangle$ – Etats), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée: F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle Z\% \rangle$ - coefficient moyen de striction.

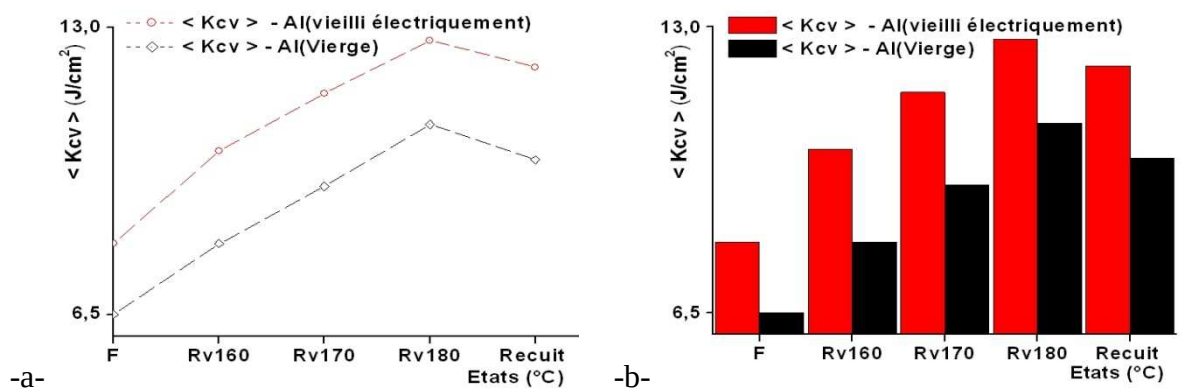


Fig.III.1.46 – Groupement a - graphe et b - histogramme de comparaison ($\langle Kcv \rangle$ – Etats), moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états brut de coulée: F, recuit et revenus Rv160°C, Rv170°C et Rv180°C avec $\langle Kcv \rangle$ - résilience moyenne.

Discussion : De même pour les cinq états structuraux considérés des deux monocristaux d'aluminium dont l'un est neuf ou vierge et l'autre ayant subi un traitement de vieillissement électrique choisis, nous avons aussi suivi l'évolution de variations des quatre principales caractéristiques de ductilité : allongement de striction moyen désigné $\langle Zu\% \rangle$, coefficient de striction moyen désigné $\langle Z\% \rangle$, allongement moyen désigné $\langle A\% \rangle$ et résilience moyenne désignée $\langle Kcv \rangle$ en fonction de la de la température du matériau étudié.

Les Figures (III.1.43 – III.1.46) montrent que les graphes moyens des quatre caractéristiques mécaniques de ductilité des cinq états considérés croissent en fonction de la

croissance de la température au détriment des caractéristiques de résistance, toutefois la vitesse de croissance varie différemment selon la caractéristique mécanique et l'état considérés.

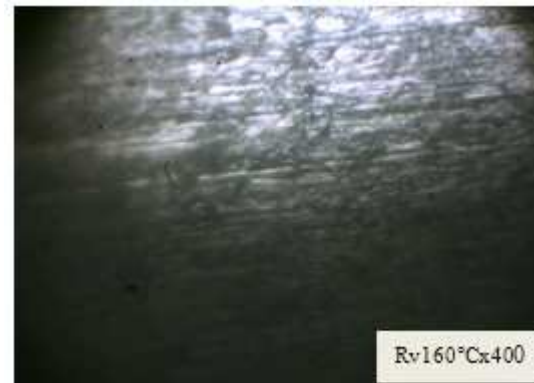
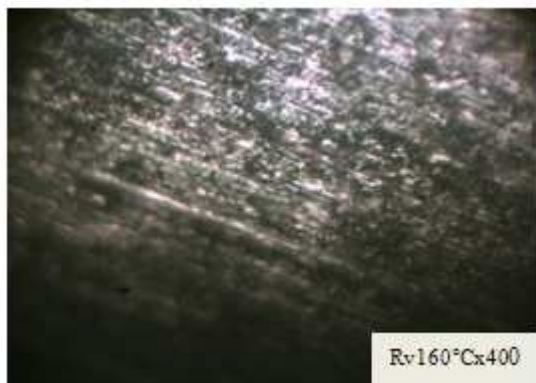
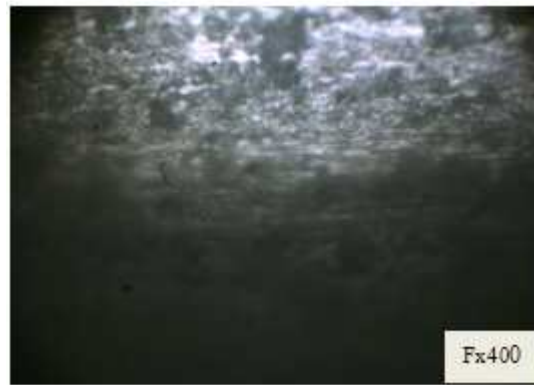
On constate aussi que les graphes moyens des quatre caractéristiques de ductilité du monocristal d'aluminium ayant subi un traitement de vieillissement électrique sont situés nettement en dessus de ceux du monocristal d'aluminium vierge.

III.1.3 - MICROSTRUCTURE DE L'ALUMINIUM

VIERGE



VIEILLI ELECTRIQUEMENT



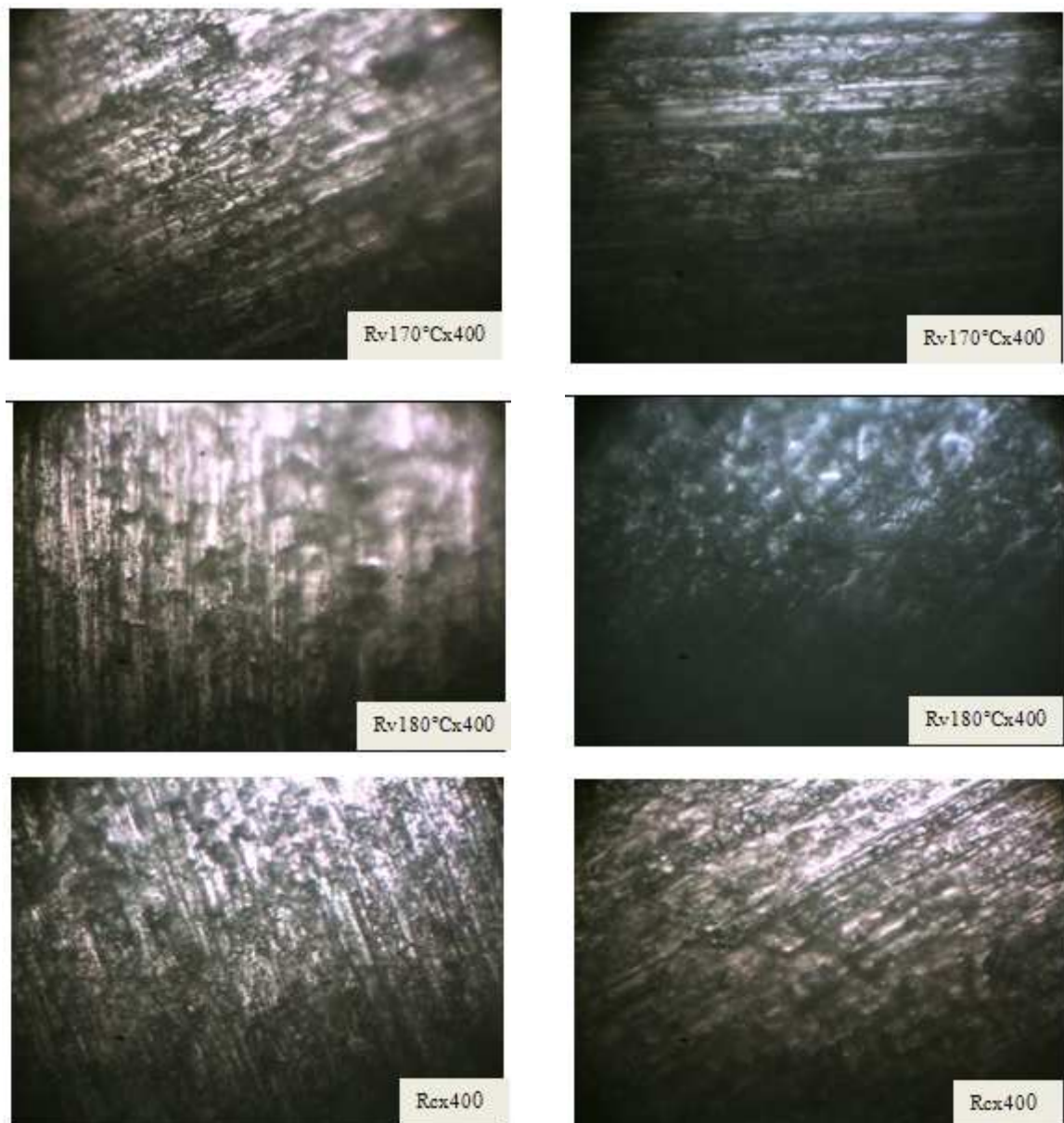


Fig.III.1.47 - Structures micrographiques des deux monocristaux d'aluminium dont l'un est vierge et l'autre vieilli électriquement.

III.1.4 - INTERPRETATION

Les figures (III.1.7 et III.1.10) ainsi que les figures (III.1.22 et III.1.25) représentant respectivement les groupements de graphes et histogrammes de l'aluminium vierge et vieilli électriquement nous montrent une chute brutale des caractéristiques mécaniques de résistances de l'état brut de coulée aux autres états au détriment des figures (III.1.17 et III.1.18) ainsi que les figures (III.1.32 et III.1.33) qui nous montrent la ductilité des mêmes

monocristaux respectifs qui augmentent d'une manière significative de l'état brut de coulée aux autres états considérés.

Cette présente étude nous montre donc que les traitements thermiques de revenu et du recuit ont un effet néfaste sur les caractéristiques mécaniques de résistances qui chutent brutalement de l'état brut de coulée: F à l'état Rv160°C en poursuivant la décroissance avec une vitesse sensiblement constante jusqu'à l'état final Rv180°C au détriment des caractéristiques de ductilité des deux types de matériau.

Par contre les traitements thermiques favorisent très positivement la ductilité et agissent très favorablement sur la plasticité des deux types de monocristaux qui régissent notre étude.

Le vieillissement électrique agit négativement sur les caractéristiques mécaniques de résistances qui les dégrade à long terme, pour cette raison, toutes les courbes et tous les graphes de ces dernières de l'aluminium vierge sont en général en dessus de celles et ceux de l'aluminium vieilli électriquement au détriment des courbes et des graphes des caractéristiques de ductilité du monocristal vieilli électriquement qui sont situés en dessus de celles et ceux du monocristal vierge.

La Fig.III.1.34 représentant le groupement de courbes de comparaison de traction (contrainte – déformation) de l'aluminium vierge et vieilli électriquement des états présentent : a - brut de coulée noté : F de grandes contraintes avec de moyennes déformations (grande résistance avec une ductilité moyenne), b – Rv160, c - Rv170, d – Rv180 et e –Recuit de faibles contraintes avec de très grandes déformations (résistance faible avec une très grande ductilité). Dans les deux cas, les deux matériaux supportent respectivement de moyennes et grandes déformations plastiques sans rupture brutale.

III.1.5 - CONCLUSION

De cette étude, il ressort que :

- Le vieillissement électrique agit négativement sur les caractéristiques mécaniques de résistances qui les dégrade à long terme.
- Les caractéristiques de résistances du monocristal d'aluminium vierge sont plus grandes que celles du monocristal d'aluminium ayant subi un traitement de vieillissement électrique quels que soient les états considérés au détriment des caractéristiques de ductilité.

- Pour des pièces de résistances, nous recommandons l'aluminium vierge ou neuf à l'état brut de coulée noté : F sans traitement thermique spécifique.
- Par contre pour des pièces de ductilité, on recommande l'aluminium vierge ou neuf : travail par déformation (filage, tréfilage emboutissage, découpage, laminage) : l'état revenu à 180°C (Rv180°C) ou par enlèvement de copeaux (usinage : tournage, fraisage, perçage, rectification) : l'état recuit.
- D'une manière générale les caractéristiques mécaniques extrinsèques du matériau qui dépendent du changement de microstructure sont toutes celles de résistances et de ductilité à l'exception de celles qui sont intrinsèques au matériau telles que : le module de rigidité et le coefficient de Poisson (Fig.III.1.40-42) qui restent presque invariants.

Les traitements thermiques jouent le rôle d'accélérateur de dégradation par vieillissements des propriétés de résistance des deux types d'aluminium

➤ **Grossissement du grain**

III.1.6 - TYPE DE RUPTURE

La rupture des deux types d'aluminium commercial est ductile pour cinq raisons essentielles suivantes:

1. L'allongement à la rupture : $A\% \geq 5\%$
2. Le comportement durant la striction, par la valeur du coefficient de striction : $Z > 0,5$
3. La résilience K_{cv} est grande
4. L'énergie de déformation volumique ou ténacité K_c est très grande avec apparition et propagation **progressive** de la fissure sur un défaut

$$W = W_e + W_{pho} + W_{phe}$$

avec W_e : Energie élastique, W_{pho} : Energie plastique homogène et W_{phe} : Energie plastique hétérogène

5. Les faciès de rupture en traction et en résilience présentent un aspect mat avec texture fibreuse

Leur mode de rupture est probablement de **type II** avec chargement dans le plan de la fissure.

CHAPITRE.III.2 - INFLUENCE DU MÛRISSEMENT SUR L'EVOLUTION DES CARACTERISTIQUES DE RESISTANCE, DE DUCTILITE ET STRUCTURALE DE L'ALLIAGE POLYCRISTALLIN 43000.

RESUME

L'élaboration et la caractérisation mécanique d'un matériau sont d'une importance capitale car l'ingénieur ne peut calculer ni déterminer les charges admissibles d'une pièce sans connaître les caractéristiques mécaniques du matériau qu'il compte utiliser. Entre outre, il doit savoir à partir de quelle charge la pièce commence à se déformer de façon irréversible (limite d'élasticité), entraînant ainsi une modification de sa géométrie (allongements résiduels) et à partir de quelle charge il y a risque de rupture (résistance à la traction ou limite de rupture).

La présente étude a pour but de déterminer l'influence du mûrissement, de la composition chimique et du mode d'élaboration des pièces métalliques destinées aux différentes réalisations de la SNVI (Unité Fonderie Aluminium de Rouiba) et de l'ENEL (Unité Moteurs de Fréha à Tizi-Ouzou) Algérie sur l'évolution du comportement et de l'endommagement en traction, la dureté Brinell, la résilience et la microstructure de l'alliage de fonderie de désignation chimique AlSi10Mg et numérique 43000 en considérant dix états du matériau : brut de coulée noté : F, trempé noté : T et maturations désignées respectivement M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h suivis d'un revenu ; l'ajout de 10% de silicium qui donne d'excellentes aptitudes à la coulée et d'un pourcentage de magnésium ($\leq 1\% \text{Mg}$) à l'aluminium sont les principaux agents d'amélioration des caractéristiques mécaniques en plus des traitements thermiques spécifiques qui font apparaître des précipités de différents genres qui entravent le mouvement de dislocations.

Le choix de ce matériau a été dicté par le fait qu'il présente de nombreux avantages, son utilisation a connu ces dernières années une expansion très importante en particulier dans les secteurs de haute technologie comme l'aéronautique ou l'industrie spatiale. Sa légèreté couplée à des caractéristiques mécaniques élevées en ont fait un matériau de choix pour les applications mécaniques variées.

III.2.1 - INTRODUCTION

La caractérisation physique, chimique en général et mécanique en particulier revêt une importance capitale pour le dimensionnement de différentes pièces métalliques soumises aux efforts extérieurs variés constituant divers mécanismes en mouvement composant un dispositif mécanique. Le concepteur ne peut donc ni calculer, ni dimensionner ces pièces sans identifier et chiffrer leurs caractéristiques. Pour les déterminer, on reproduit ces sollicitations à l'aide d'essais statiques ou dynamiques, généralement effectués sur des éprouvettes normalisées.

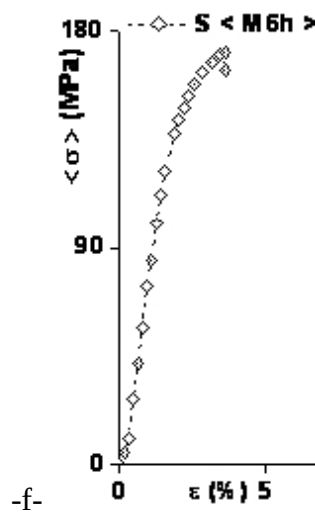
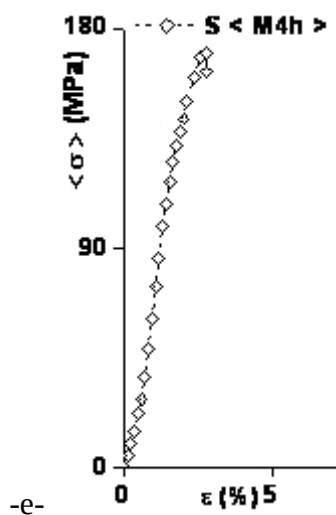
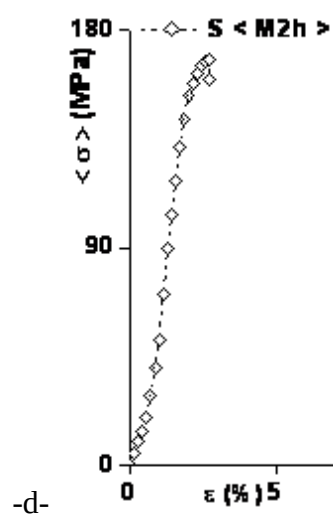
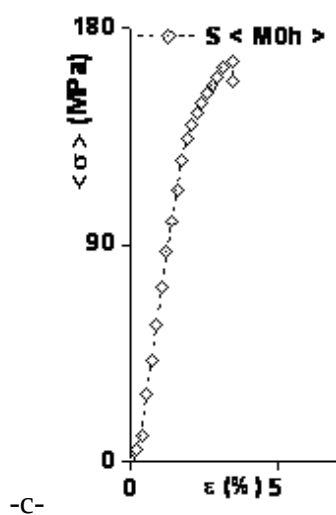
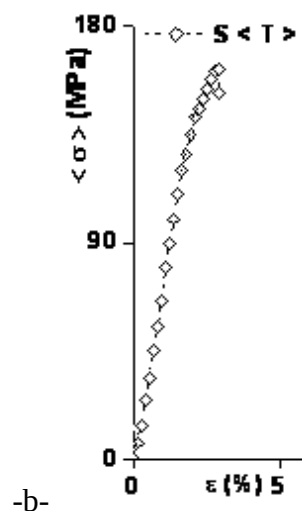
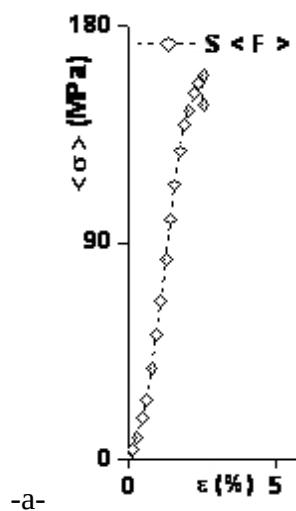
L'alliage AlSi10Mg (43000), qui régit notre étude, est une nuance contenant un peu de magnésium ajouté en faible quantité (0,17 à 0,40)% Mg à l'alliage pour permettre le durcissement structural et pour une utilisation rationnelle dans des applications à caractéristiques mécaniques élevées à l'état T46. Cet alliage contient 10% de silicium qui lui confère de bonnes propriétés de mise en œuvre en fonderie (coulabilité moyenne, faible contraction volumétrique à la solidification, diminution du retrait à l'état solide et du coefficient de dilatation.).

Il est utilisé pour des pièces de formes peu complexes, à exigences de tenues mécaniques bonnes et dont les épaisseurs peuvent descendre localement en dessous de 10 mm. [1 -32]

III.2.2 - RESULTATS OBTENUS ET DISCUSSION

Les valeurs moyennes des caractéristiques mécaniques de traction, de résilience, de micro dureté et de dureté de l'alliage AlSi10Mg sont représentées par les figures de 1 à 17 ci-dessous.

III.2.2.1 - Courbes moyennes de la coulée en sable



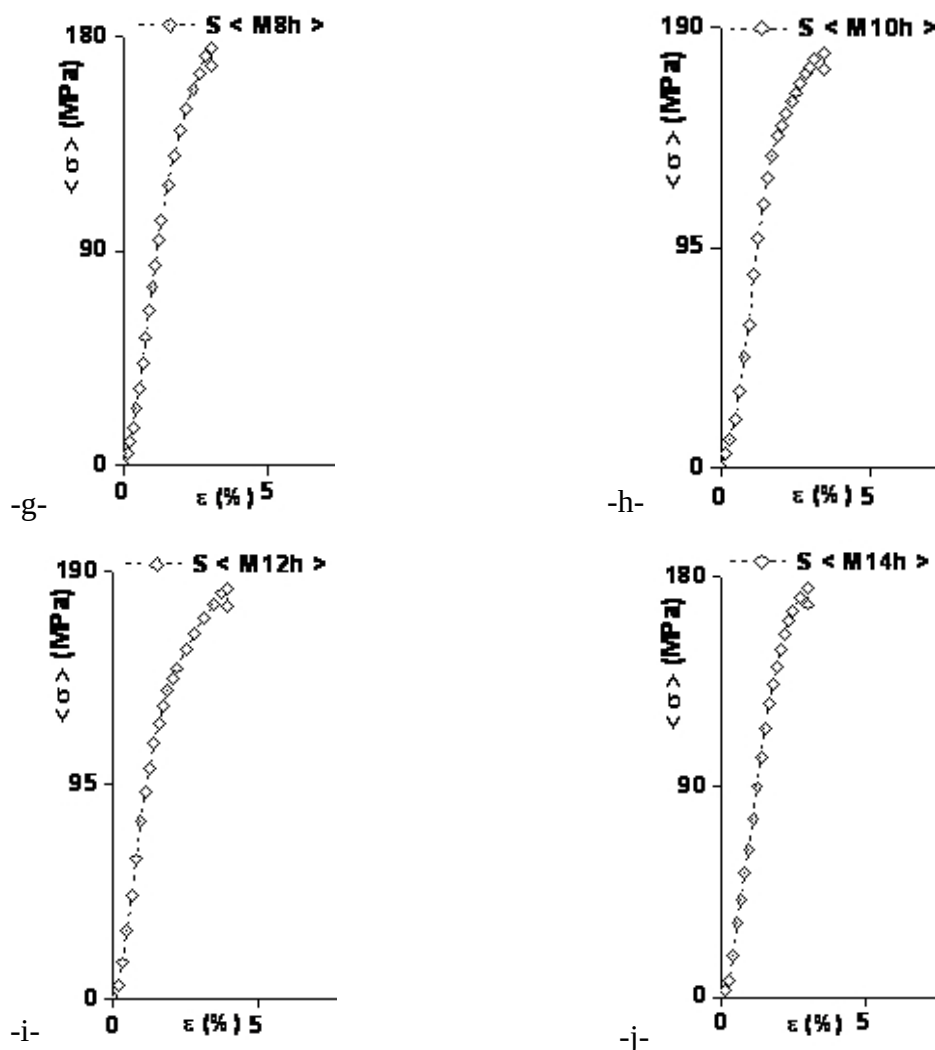
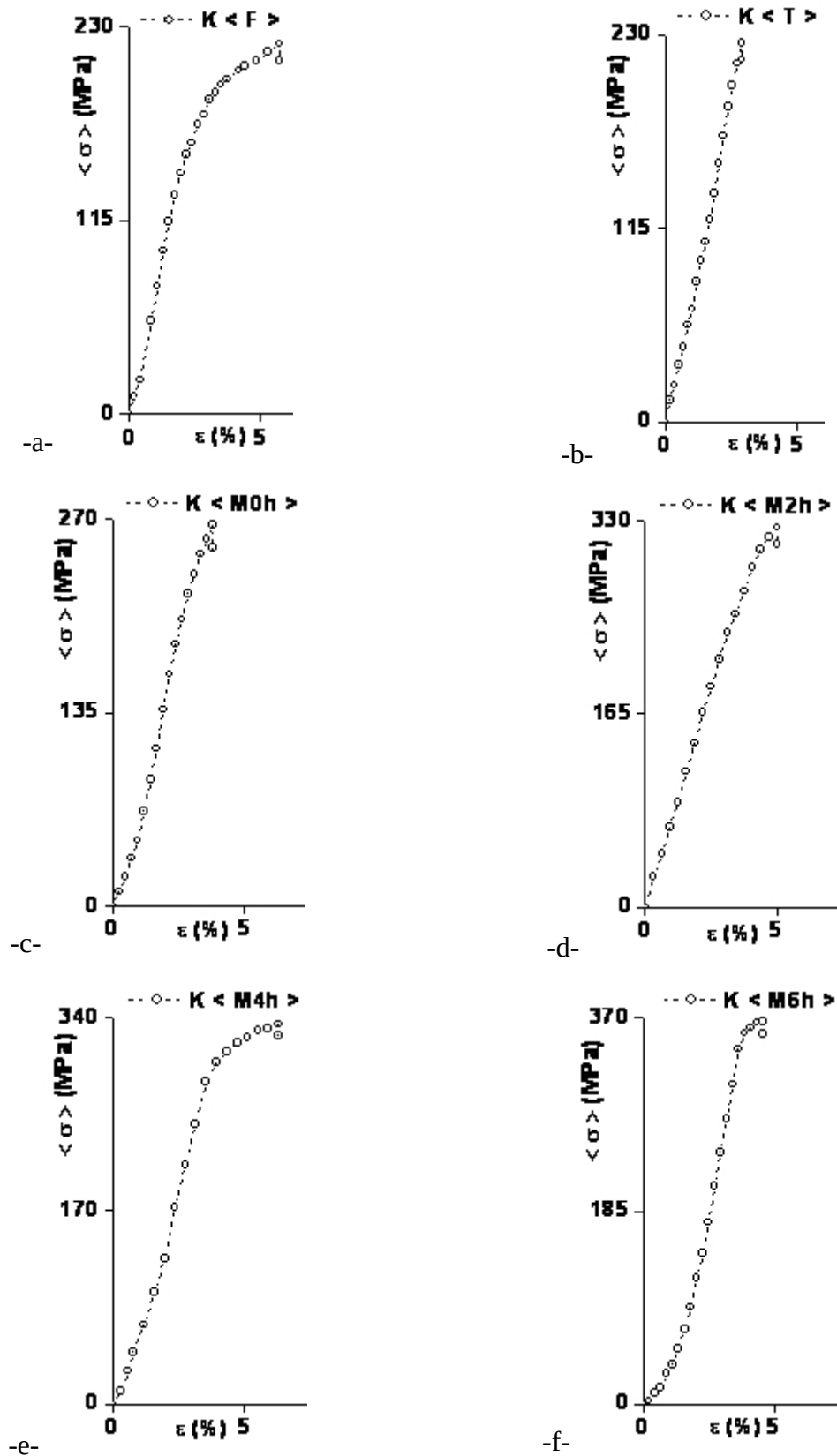


Fig.III.2.1 – Courbes de traction (contrainte – déformation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable des états : a - brut de coulée noté : F, b – trempé noté : T et maturations notées : c - M0h, d – M2h, e – M4h, f - M6h, g – M8h, h – M10h, i - M12h et j – M14h avec $\langle \sigma \rangle$ - Contrainte moyenne , $\epsilon(\%)$ - déformation et S - Sable.

III.2.2.2 - Courbes moyennes de la coulée en coquille



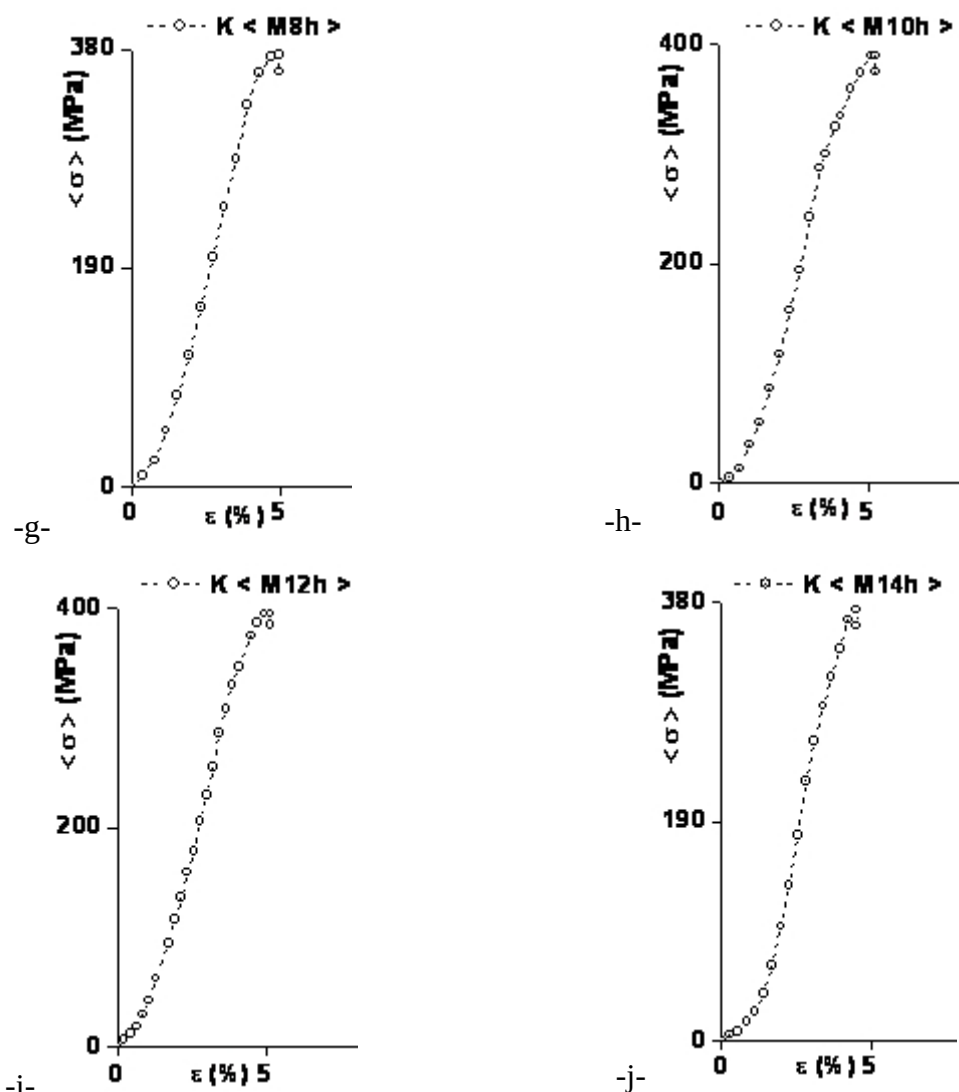
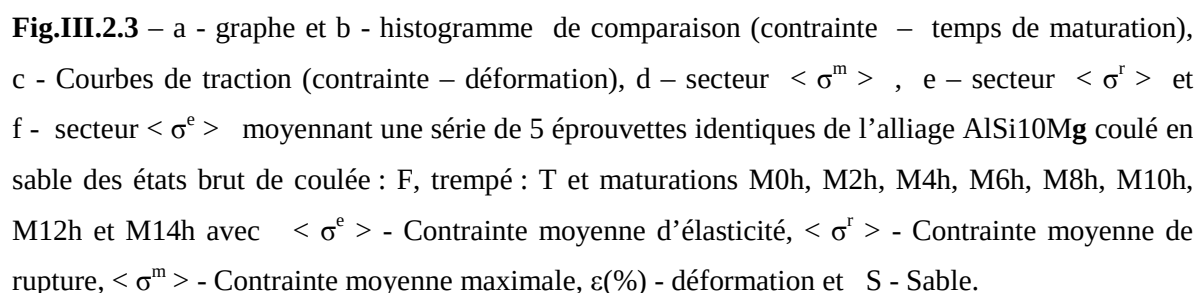


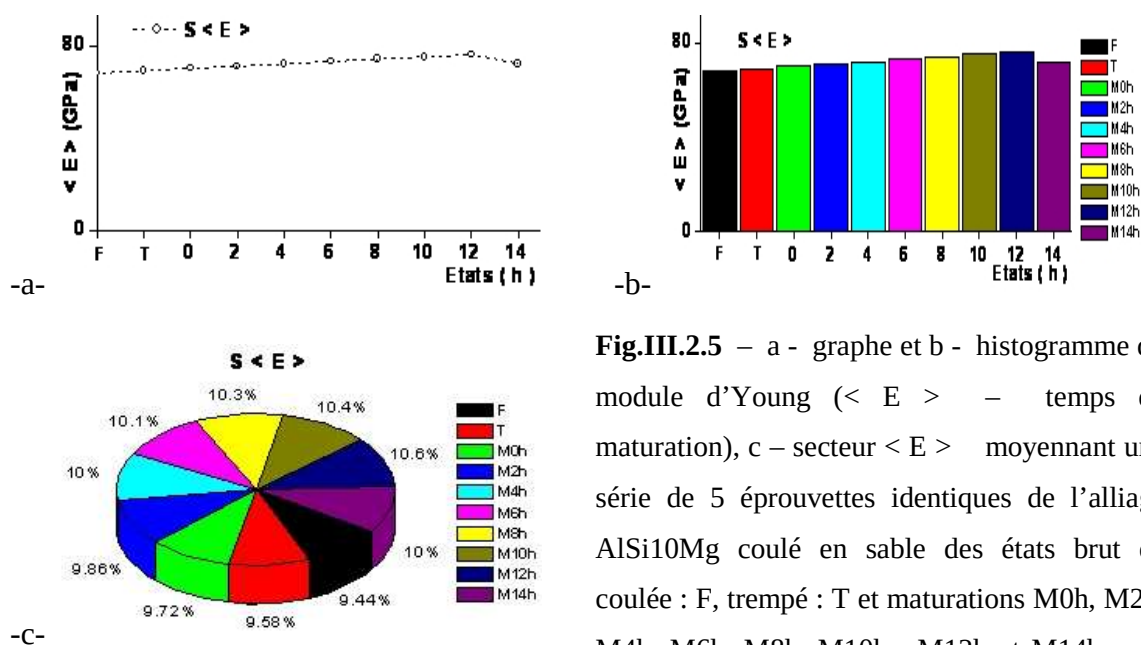
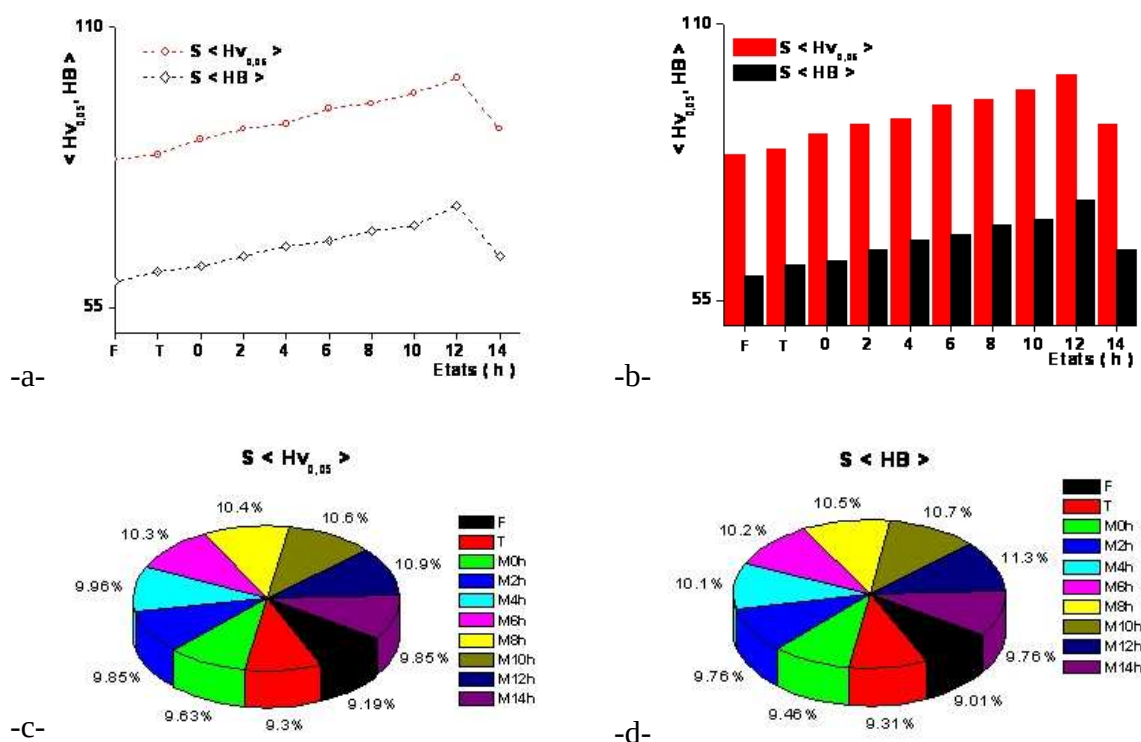
Fig.III.2.2 – Courbes de traction (contrainte – déformation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en coquille des états : a - brut de coulée noté : F, b – trempé noté : T et maturations notées : c - M0h, d – M2h, e – M4h, f - M6h, g – M8h, h – M10h, i - M12h et j – M14h avec $\langle \sigma \rangle$ - Contrainte moyenne , $\varepsilon(\%)$ - déformation et K – Coquille .

III.2.2.3 - Influence du temps de maturation sur la fracture en traction, la dureté, la micro dureté et la résilience de l'alliage de fonderie AlSi10Mg

III.2.2.3.1 - En mode de coulée en sable

- Caractéristiques de résistance





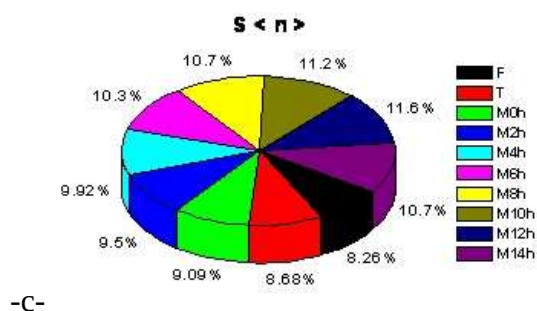
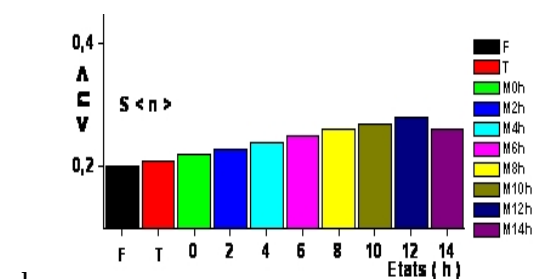
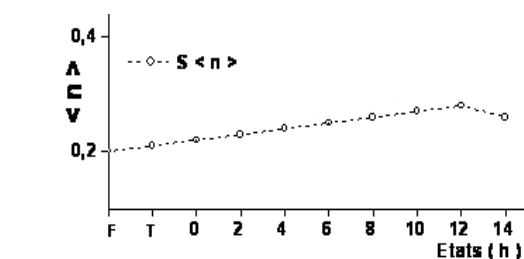


Fig.III.2.6 – a - graphe et b - histogramme du coefficient d'écrouissage ($< n >$ – temps de maturation), c – secteur $< n >$ moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec S – Sable.

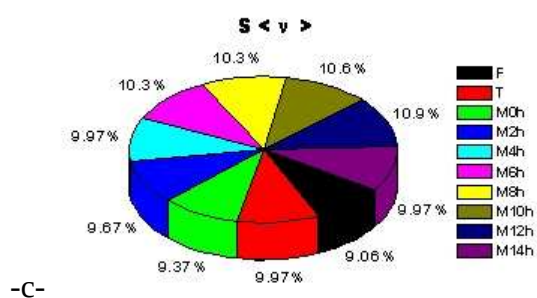
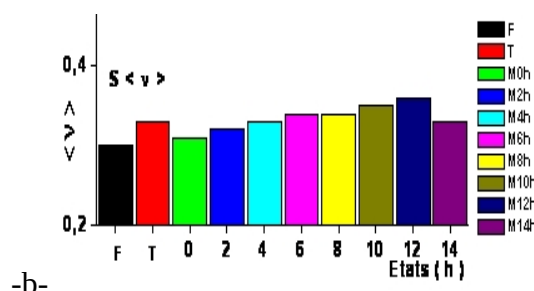
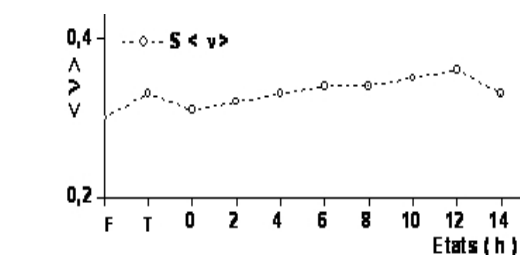


Fig.III.2.7 – a - graphe et b - histogramme du coefficient de Poisson ($< v >$ – temps de maturation), c – secteur $< v >$ moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec S – Sable.

- Caractéristiques de ductilité

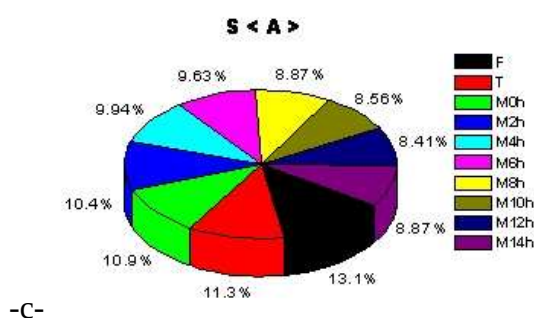
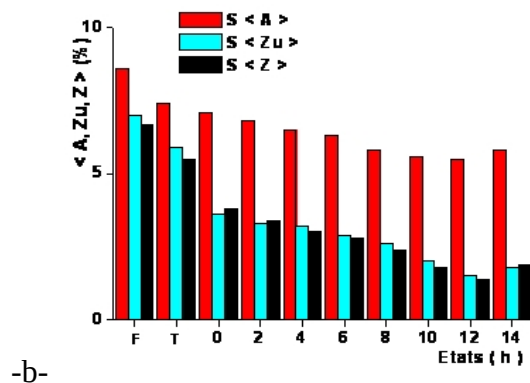
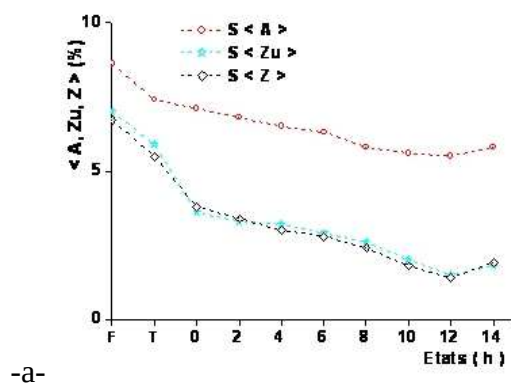


Fig.III.2.8 – a - graphe et b - histogramme de comparaison ($A\%$, $Zu\%$ et $Z\%$ – temps de maturation), c – secteur $\langle A\% \rangle$, d – secteur $\langle Zu\% \rangle$ et e - secteur $\langle Z\% \rangle$ moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec S – Sable, $A\%$ - allongement en pourcentage, $Zu\%$ - allongement de striction et $Z\%$ - coefficient de striction

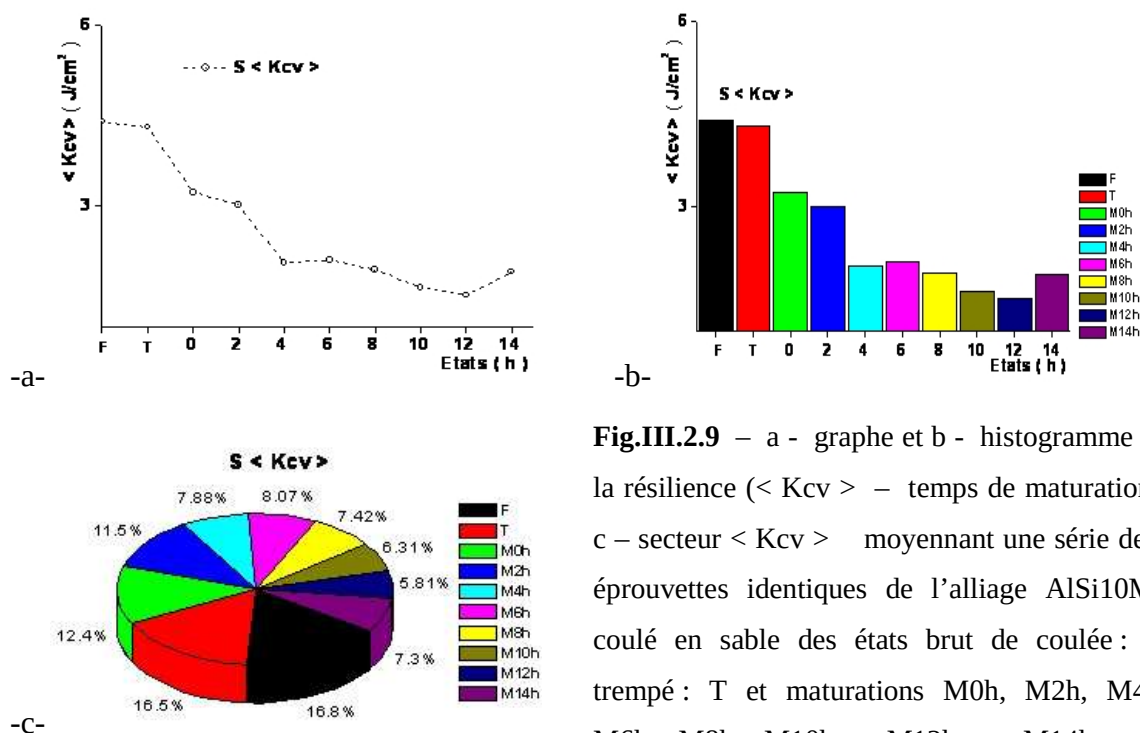


Fig.III.2.9 – a - graphe et b - histogramme de la résilience ($\langle K_{cv} \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle K_{cv} \rangle$ moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec S – Sable.

DISCUSSION :

Dans le moulage en sable, on observe la courbe moyenne de l'état SM12h est en dessus de toutes les courbes des autres états (Fig.III.2.3 – c) et que les propriétés mécaniques de résistances extrinsèques qui sont la limite d'élasticité $\langle \sigma^e \rangle$, la résistance maximale à la traction $\langle \sigma^m \rangle$, la résistance à la rupture $\langle \sigma^r \rangle$, la dureté $\langle HB \rangle$ et la micro dureté $\langle H_{v0,05} \rangle$ croissent respectivement d'une façon modérée de l'état brut de coulée : SF pour atteindre la valeur maximale à l'état SM12h pour décroître jusqu'à SM14h (Fig.III.2.3, 4) au détriment des propriétés mécaniques de ductilité extrinsèques qui sont $\langle A\% \rangle$ - allongement en pourcentage, $\langle Zu\% \rangle$ - allongement à la striction, $\langle Z\% \rangle$ - coefficient de striction et $\langle K_{cv} \rangle$ – résilience qui décroissent respectivement de l'état brut de coulée : SF jusqu'à l'état SM12h pour enfin croître jusqu'à SM14h (Fig.III.2.8, 9). Par contre les propriétés mécaniques intrinsèques qui sont le module d'Young $\langle E \rangle$, le coefficient d'érouissage $\langle n \rangle$ et le coefficient de Poisson $\langle \nu \rangle$ restent presque invariants (Fig.III.2.5, 6, 7)

III.2.2.3.2 - En mode de coulée en coquille

- Caractéristiques de résistance

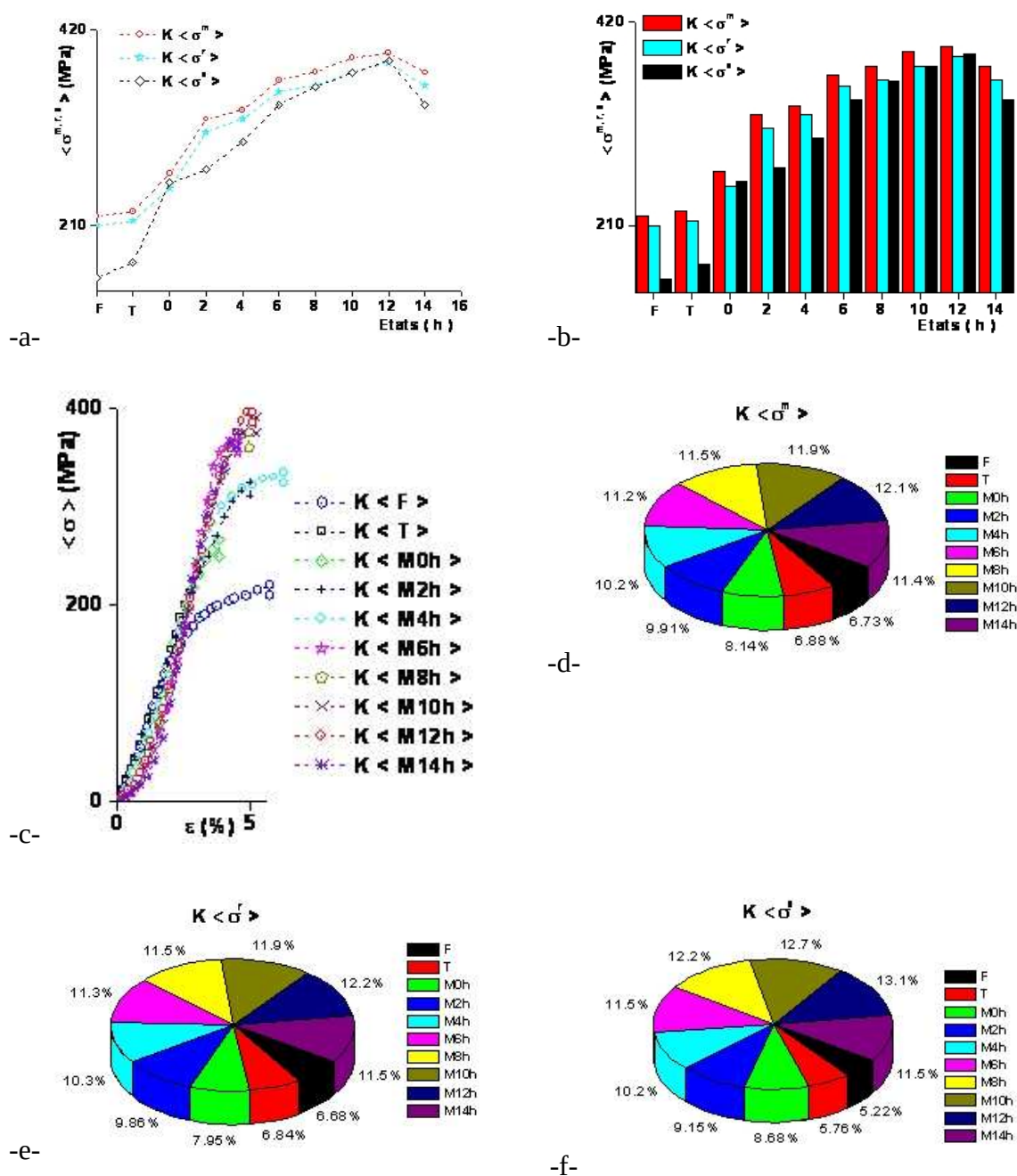


Fig.III.2.10 – a - graphe et b - histogramme de comparaison (contrainte – temps de maturation), c - Courbes de traction (contrainte – déformation), d – secteur $\langle \sigma^m \rangle$, e – secteur $\langle \sigma^r \rangle$ et f - secteur $\langle \sigma^e \rangle$ moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec $\langle \sigma^e \rangle$ - Contrainte moyenne d'élasticité, $\langle \sigma^r \rangle$ - Contrainte moyenne de rupture, $\langle \sigma^m \rangle$ - Contrainte moyenne maximale, ϵ (%) - déformation et K - Coquille.

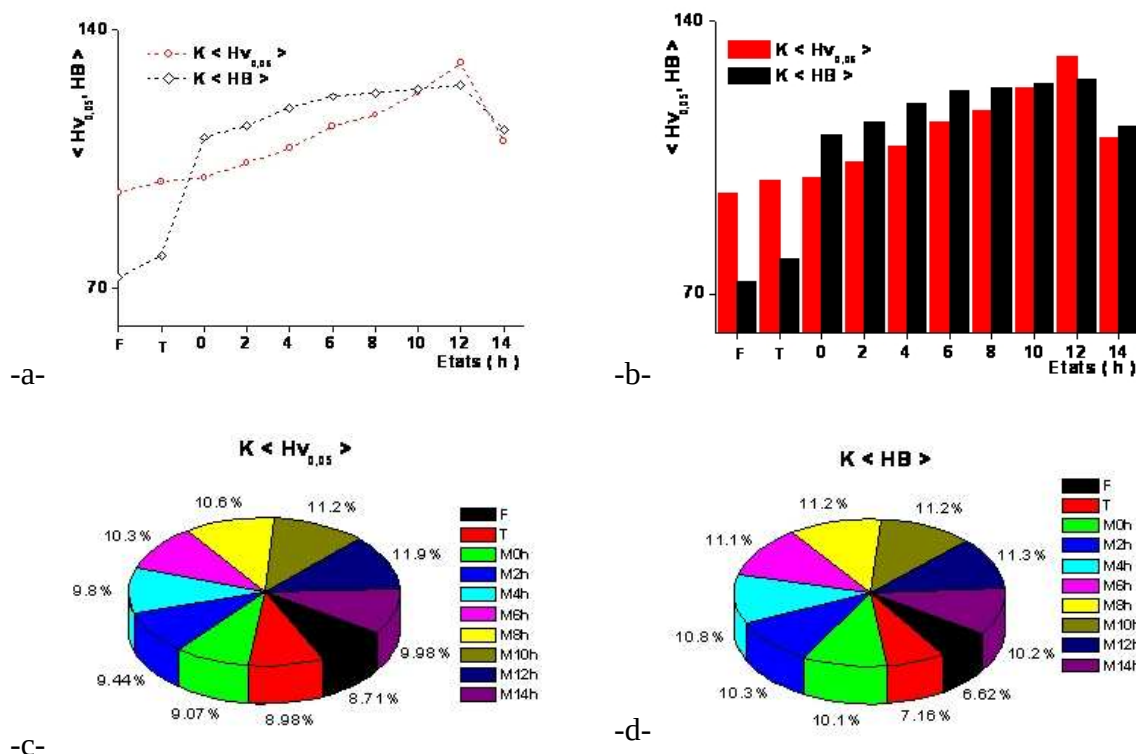


Fig.III.2.11 – a - graphe et b - histogramme de comparaison (micro dureté $\langle Hv_{0.05} \rangle$ et dureté $\langle HB \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle Hv_{0.05} \rangle$ et d – secteur $\langle HB \rangle$ moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K - Coquille.

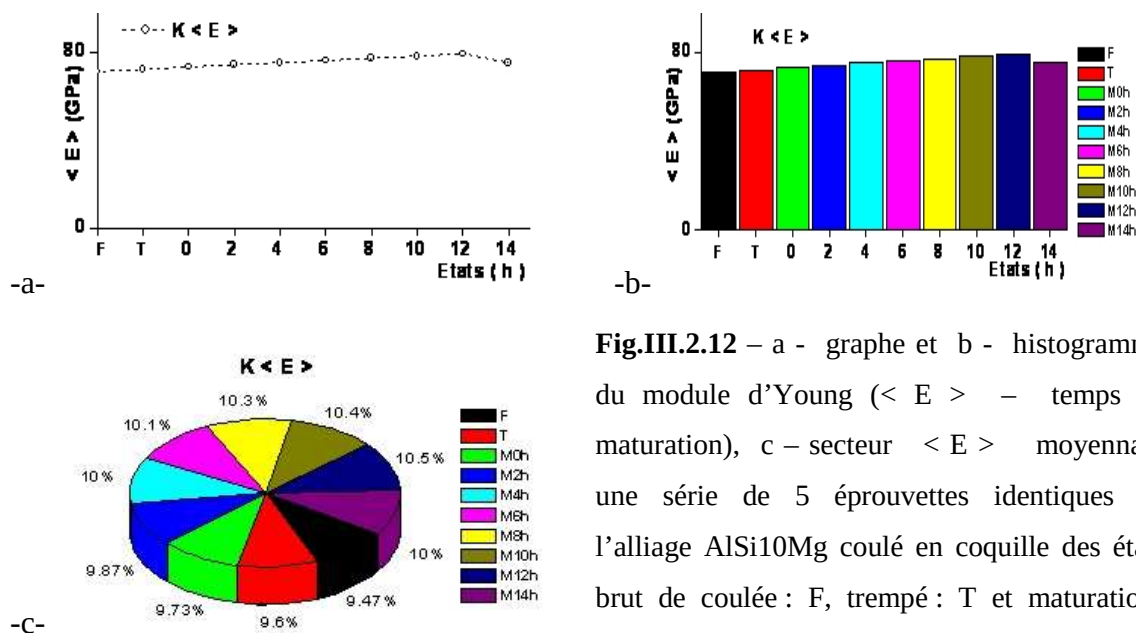


Fig.III.2.12 – a - graphe et b - histogramme du module d'Young ($\langle E \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle E \rangle$ moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K - Coquille.

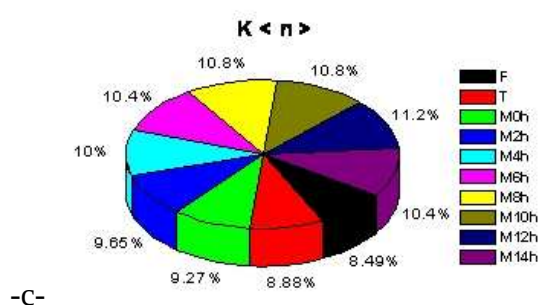
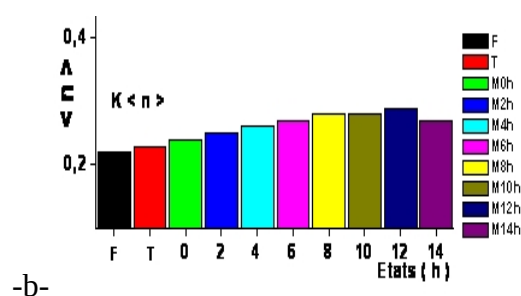
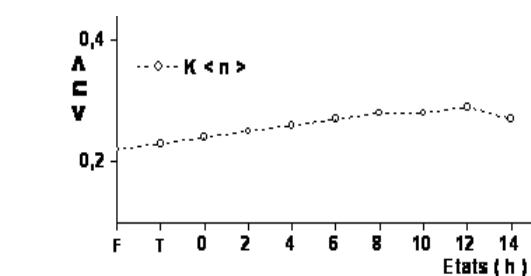


Fig.III.2.13 – a - graphe et b - histogramme du coefficient d'écouissage ($\langle n \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle n \rangle$ moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K - Coquille.

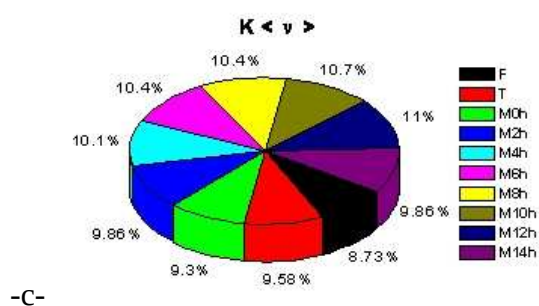
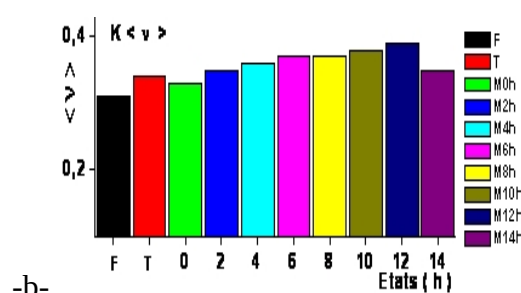
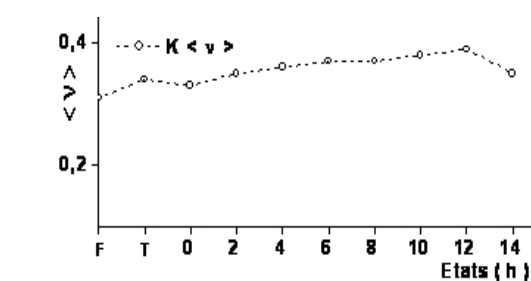


Fig.III.2.14 – a - graphe et b - histogramme du coefficient de Poisson ($\langle v \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle v \rangle$ moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K - Coquille.

- Caractéristiques de ductilité

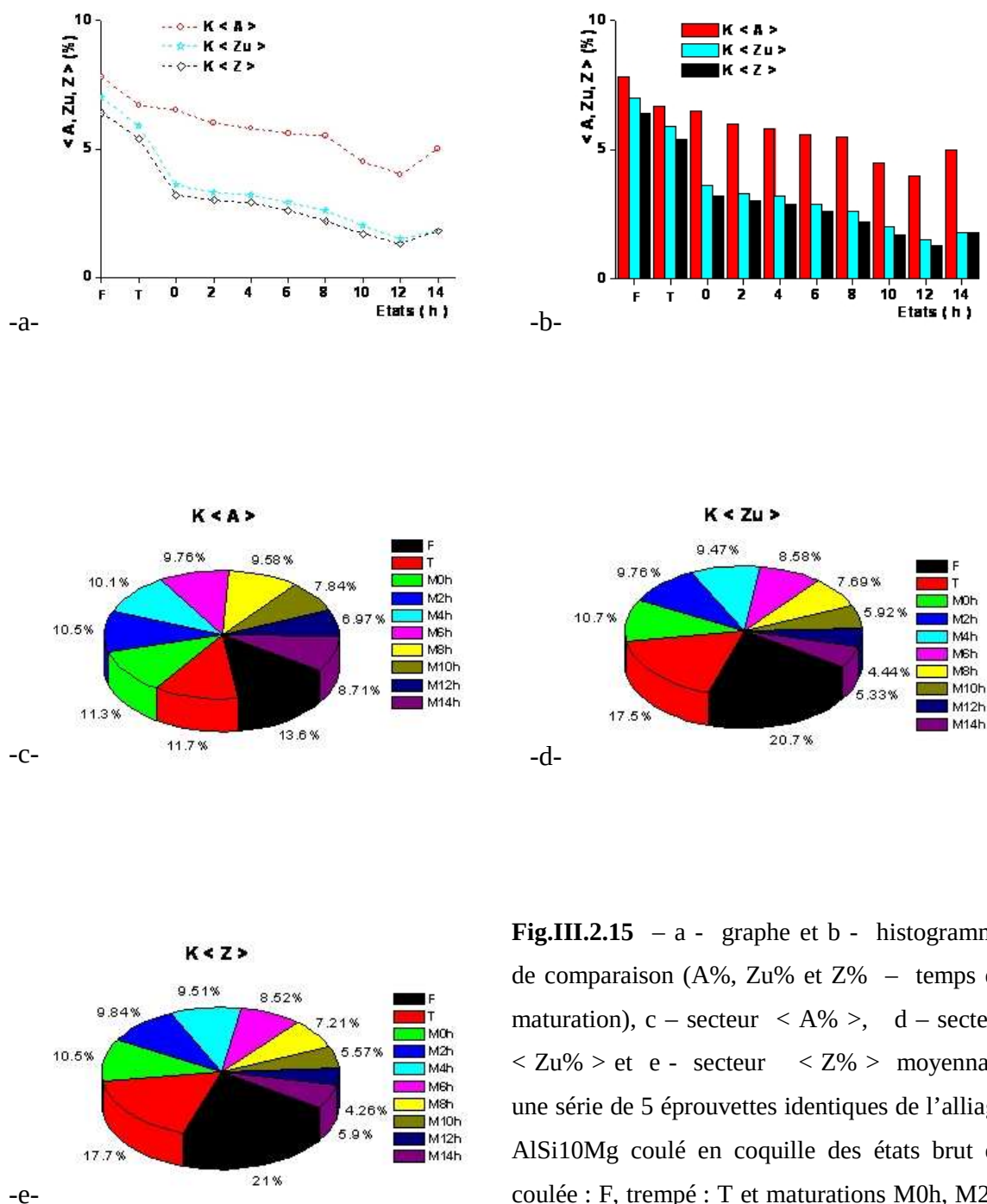


Fig.III.2.15 – a - graphe et b - histogramme de comparaison (A%, Zu% et Z% – temps de maturation), c – secteur < A% >, d – secteur < Zu% > et e - secteur < Z% > moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K - Coquille, A% - allongement en pourcentage, Zu% - allongement de striction et Z% - coefficient de striction.

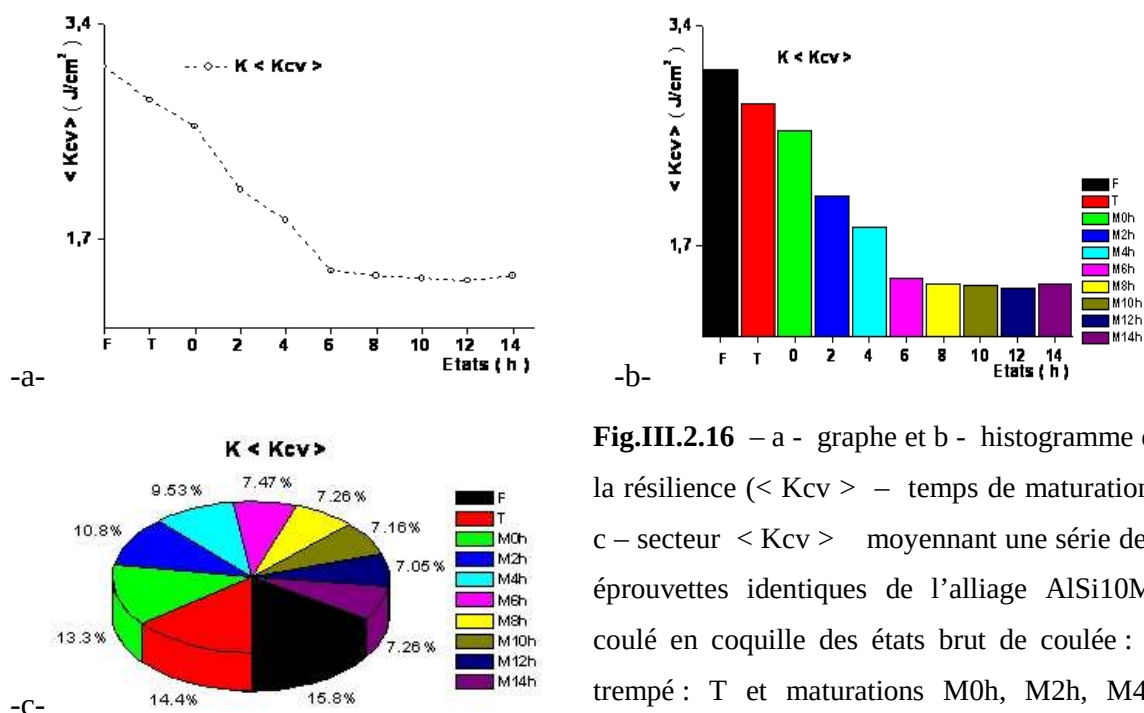


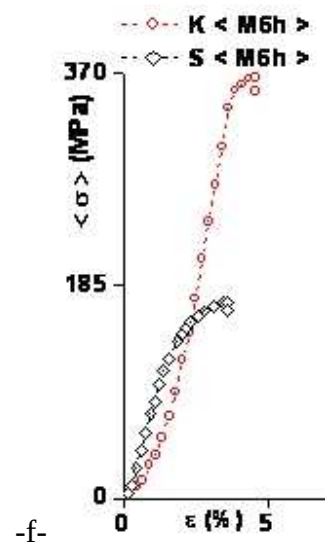
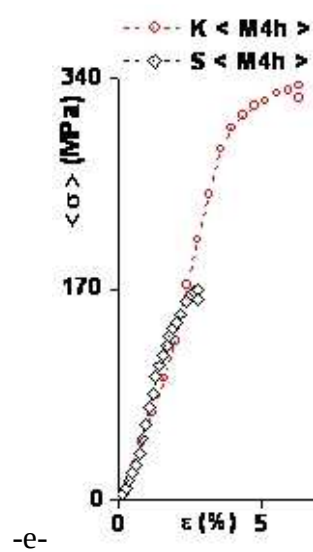
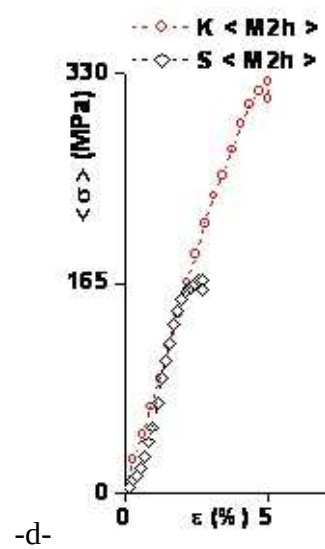
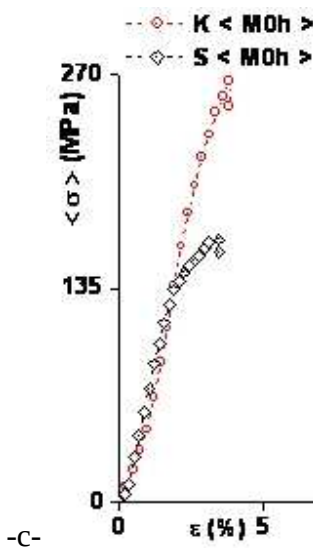
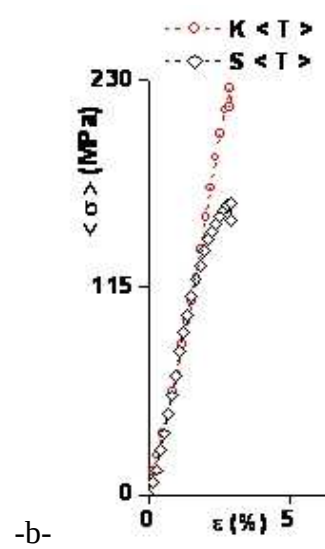
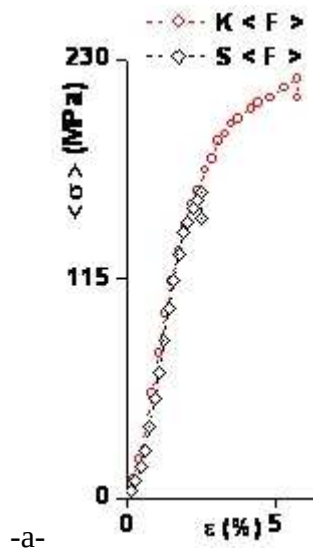
Fig.III.2.16 – a - graphe et b - histogramme de la résilience (< Kcv > – temps de maturation), c – secteur < Kcv > moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K - Coquille.

DISCUSSION :

Dans le moulage en coquille, comme dans le moulage en sable la courbe moyenne de l'état KM12h est en dessus de toutes les courbes des autres états (Fig.III.2.10 – c) et l'allure de tous les graphes des caractéristiques de résistances extrinsèques qui sont la limite d'élasticité $\langle \sigma^e \rangle$, la résistance maximale à la traction $\langle \sigma^m \rangle$, la résistance à la rupture $\langle \sigma^r \rangle$, la dureté $\langle HB \rangle$ et la micro dureté $\langle Hv_{0,05} \rangle$ croissent respectivement d'une façon brutale de l'état brut de coulée : KF pour atteindre la valeur maximale à l'état KM12h pour décroître jusqu'à KM14h (Fig.III.2.10, 11) au détriment des propriétés mécaniques de ductilité extrinsèques qui sont $\langle A\% \rangle$ - allongement en pourcentage, $\langle Zu\% \rangle$ - allongement à la striction, $\langle Z\% \rangle$ - coefficient de striction et $\langle Kcv \rangle$ – résilience qui décroissent respectivement de l'état brut de coulée : KF jusqu'à l'état KM12h pour enfin croître jusqu'à KM14h (Fig.III.2.15, 16). Par contre les propriétés mécaniques intrinsèques qui sont le module d'Young $\langle E \rangle$, le coefficient d'écrouissage $\langle n \rangle$ et le coefficient de Poisson $\langle \nu \rangle$ restent presque constants (Fig.III.2.12, 13, 14)

III.2.2.4 - Influence du mode d'élaboration en sable et en coquille métallique de l'alliage de fonderie AlSi10Mg

III.2.2.4.1 - Sur les Caractéristiques de résistance



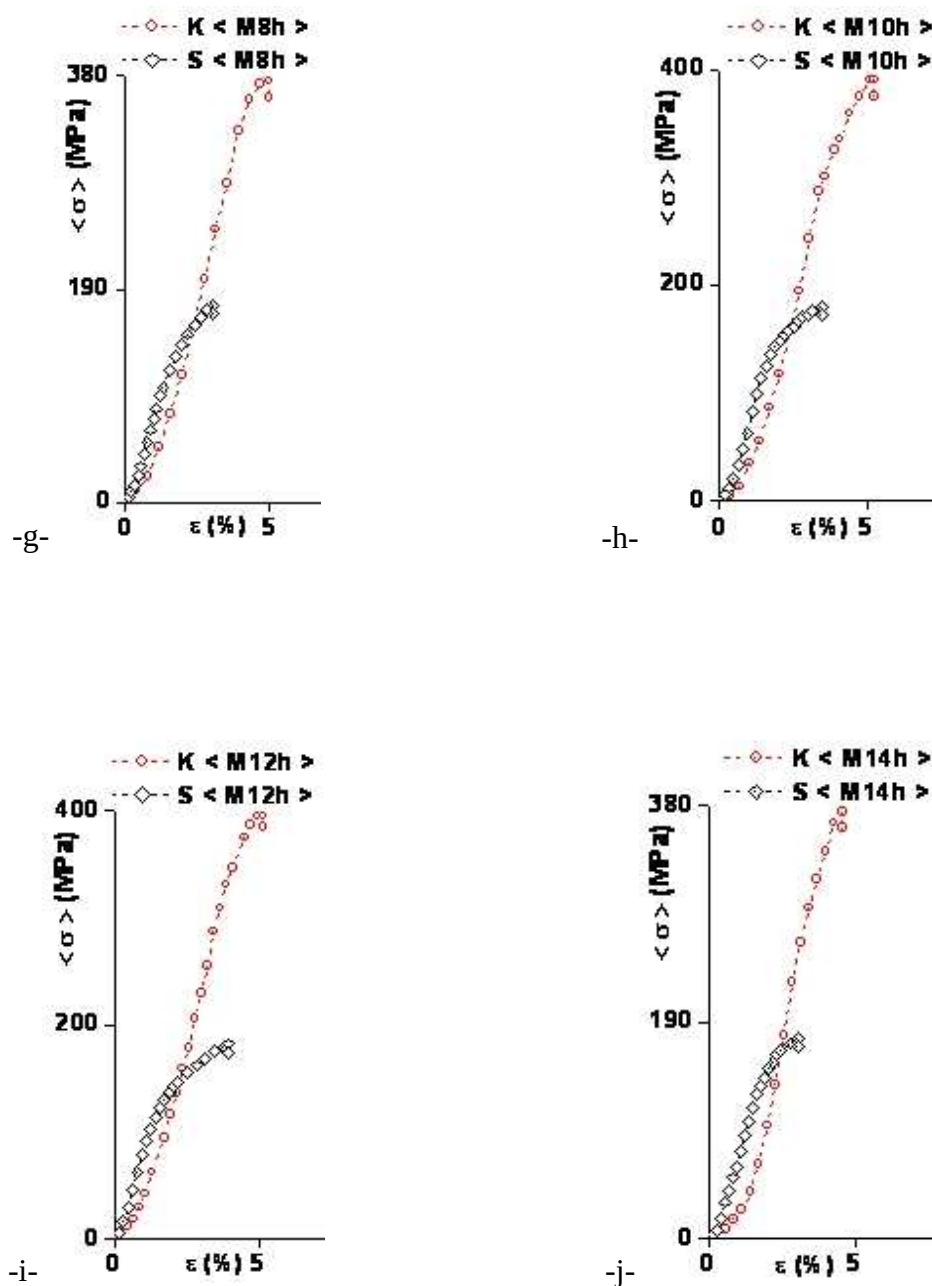


Fig.III.2.17 – a, b, c, d, e, f, g, h, i et j - Courbes de traction de comparaison (contrainte – déformation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg en mode de coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec $\langle \sigma \rangle$ - Contrainte moyenne , $\epsilon(\%)$ - déformation , K – Coquille et S – Sable.

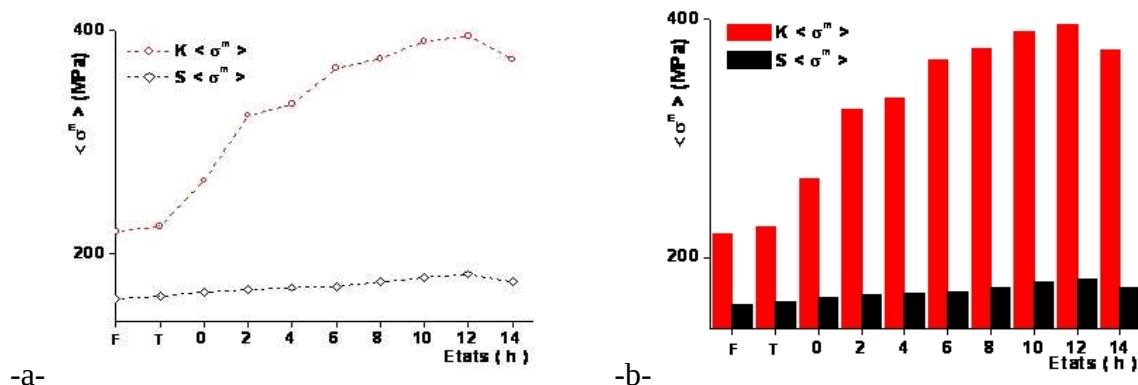


Fig.III.2.18 – a – graphe, b – histogramme de comparaison de la contrainte maximale ($\langle \sigma^m \rangle$ – temps de maturation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K – Coquille et S – Sable.

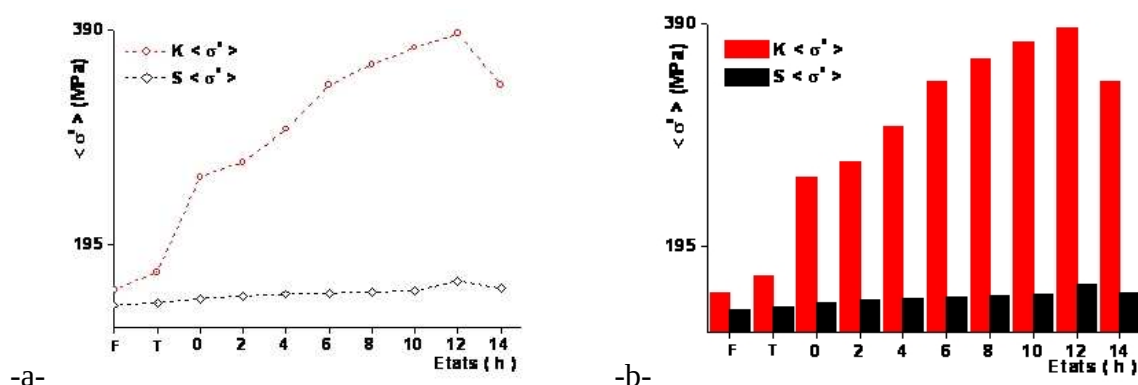


Fig.III.2.19 – a – graphe, b - histogramme de comparaison de la contrainte d'élasticité ($\langle \sigma^e \rangle$ – temps de maturation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K – Coquille et S – Sable.

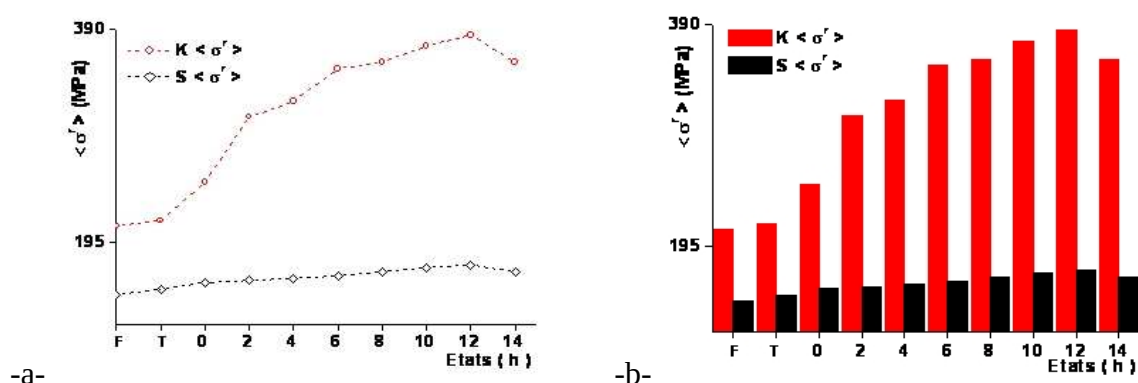


Fig.III.2.20 – a – graphe, b – histogramme de comparaison de la contrainte de rupture ($\langle \sigma^r \rangle$ – temps de maturation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K – Coquille et S – Sable.

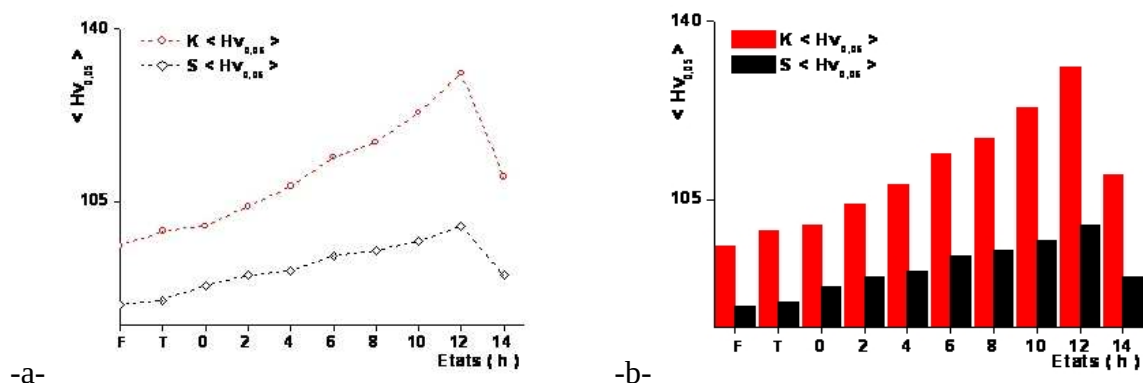


Fig.III.2.21 – a – graphe, b – histogramme de comparaison de la micro dureté ($\langle H_{V0,05} \rangle$ – temps de maturation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K – Coquille et S – Sable.

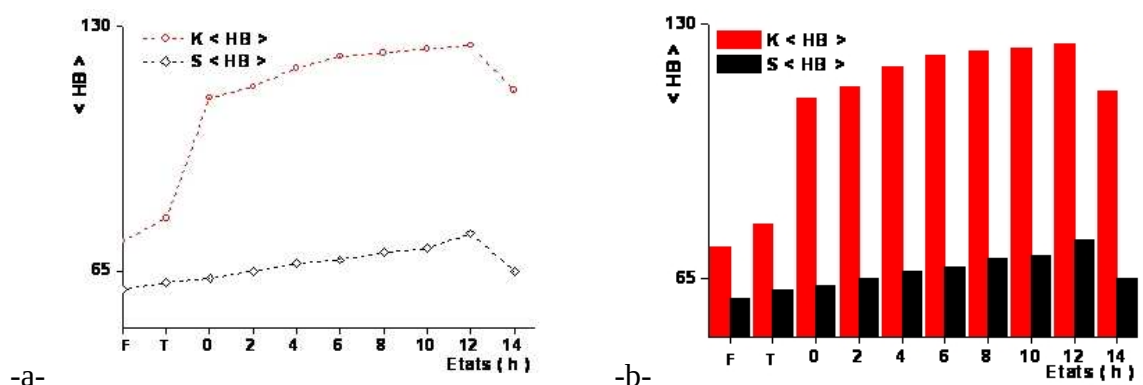


Fig.III.2.22 – a – graphe, b – histogramme de comparaison de la dureté Brinell ($\langle HB \rangle$ – temps de maturation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K – Coquille et S – Sable.

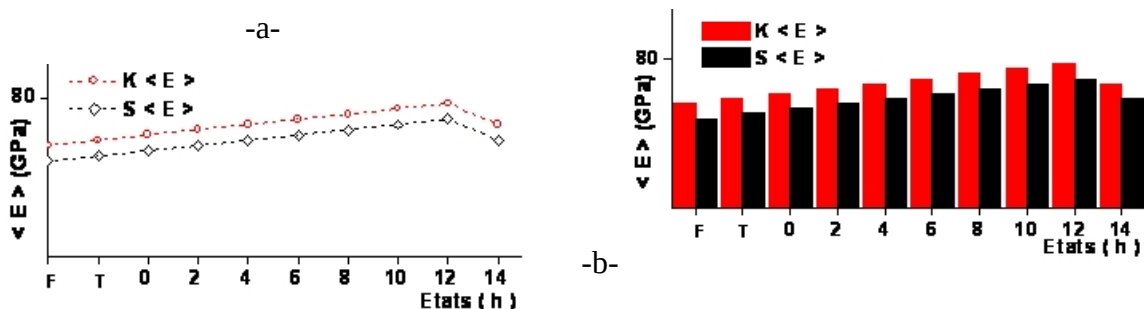


Fig.III.2.23 – a – graphe, b – histogramme de comparaison du module d'Young ($\langle E \rangle$ – temps de maturation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K – Coquille et S – Sable.

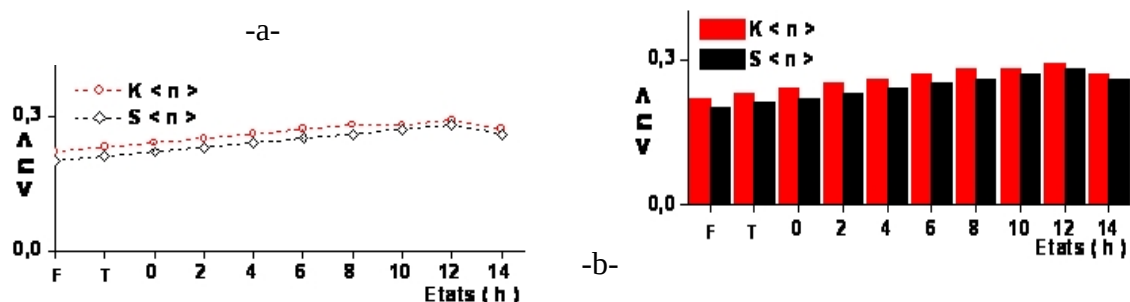


Fig.III.2.24 - a - graphe, b - histogramme de comparaison du coefficient d'érouissage ($\langle n \rangle$ - temps de maturation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K - Coquille et S - Sable.

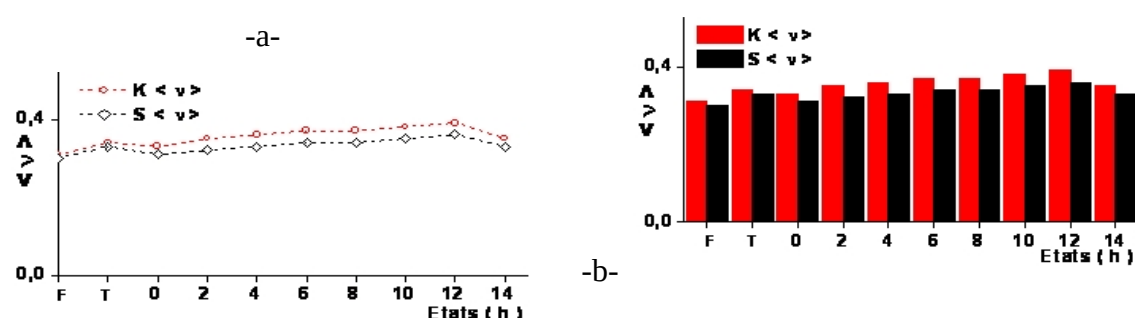


Fig.III.2.25 - a - graphe, b - histogramme de comparaison du coefficient de Poisson ($\langle v \rangle$ - temps de maturation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K - Coquille et S - Sable.

III.2.2.4.2 - Sur les Caractéristiques de ductilité

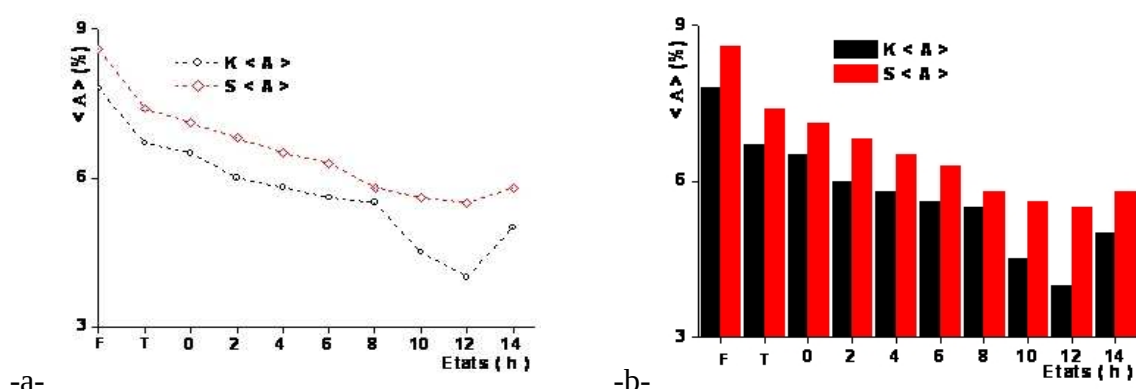


Fig.III.2.26 - a - graphe, b - histogramme de comparaison de l'allongement pourcent ($\langle A \% \rangle$ - temps de maturation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K - Coquille et S - Sable.

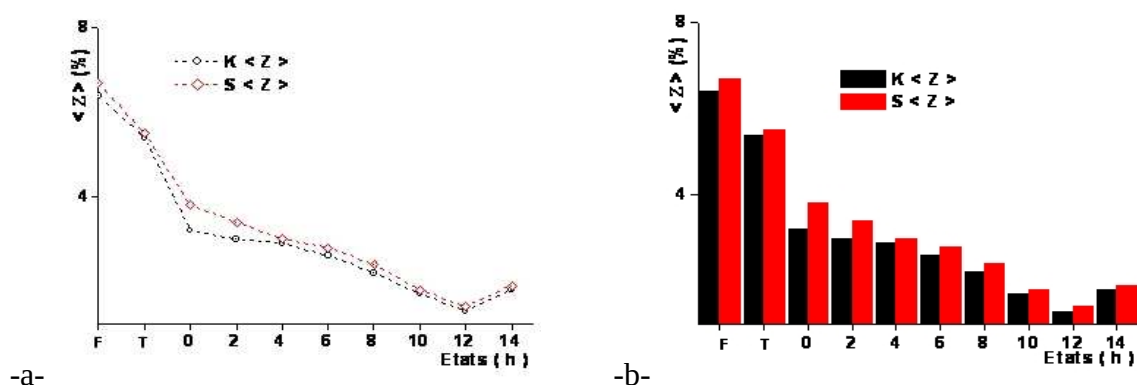


Fig.III.2.27 – a – graphe, b – histogramme de comparaison du coefficient de striction ($\langle Z \rangle$ – temps de maturation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K – Coquille et S – Sable.

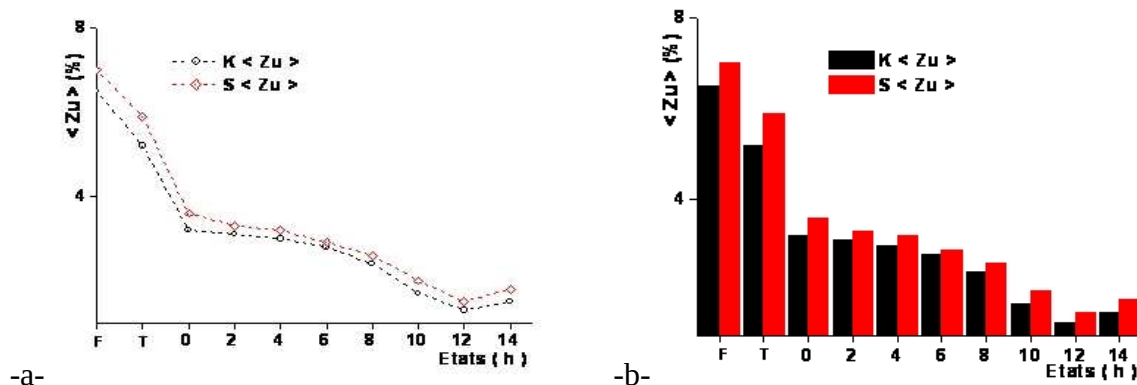


Fig.III.2.28 – a – graphe, b – histogramme de comparaison de l'allongement de striction ($\langle Zu \rangle$ – temps de maturation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K – Coquille et S – Sable.

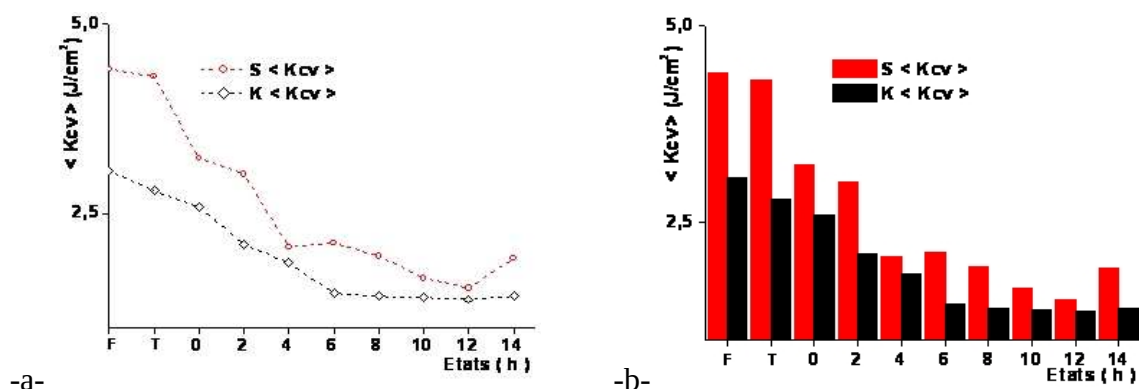
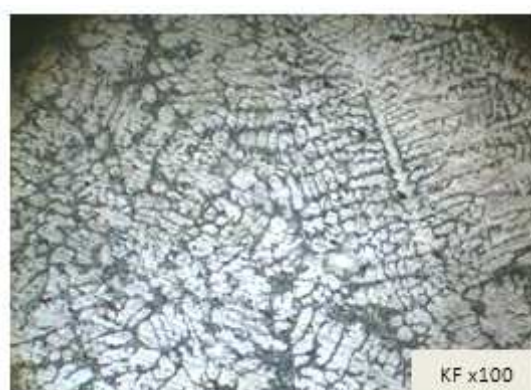


Fig.III.2.29 – a – graphe, b – histogramme de comparaison de la résilience ($\langle K_{cv} \rangle$ – temps de maturation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille aux états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K – Coquille et S – Sable.

DISCUSSION

Toutes les courbes ainsi que tous les graphes correspondants aux caractéristiques de résistance de la coulée en coquille sont très en dessus de celles et ceux du mode de coulée en sable par contre les courbes ainsi que tous les graphes correspondants aux caractéristiques de ductilité en coquille sont en dessous de celles et ceux de la coulée en sable, ceci est du probablement au mode du refroidissement dans les moules qui est rapide dans la coquille et très lent dans le sable.

III.2.3 - MICROSTRUCTURE DE L'ALLIAGE HYPOEUTECTIQUE AlSi10Mg



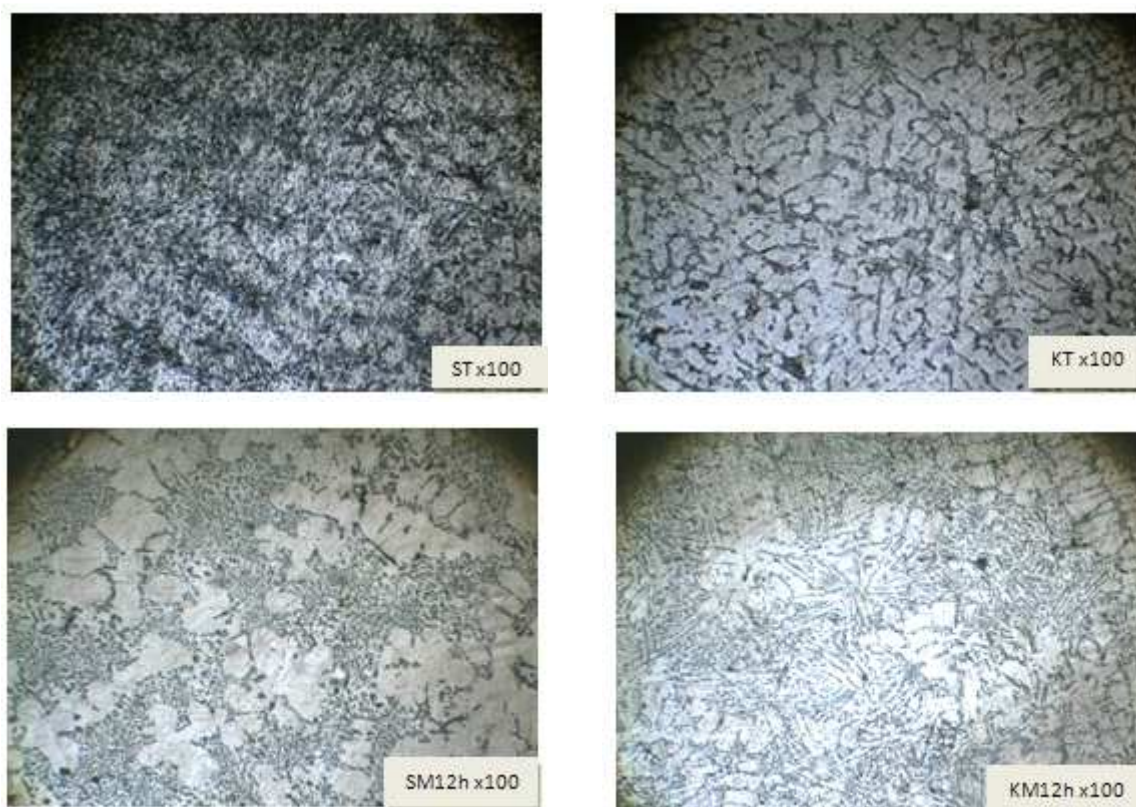
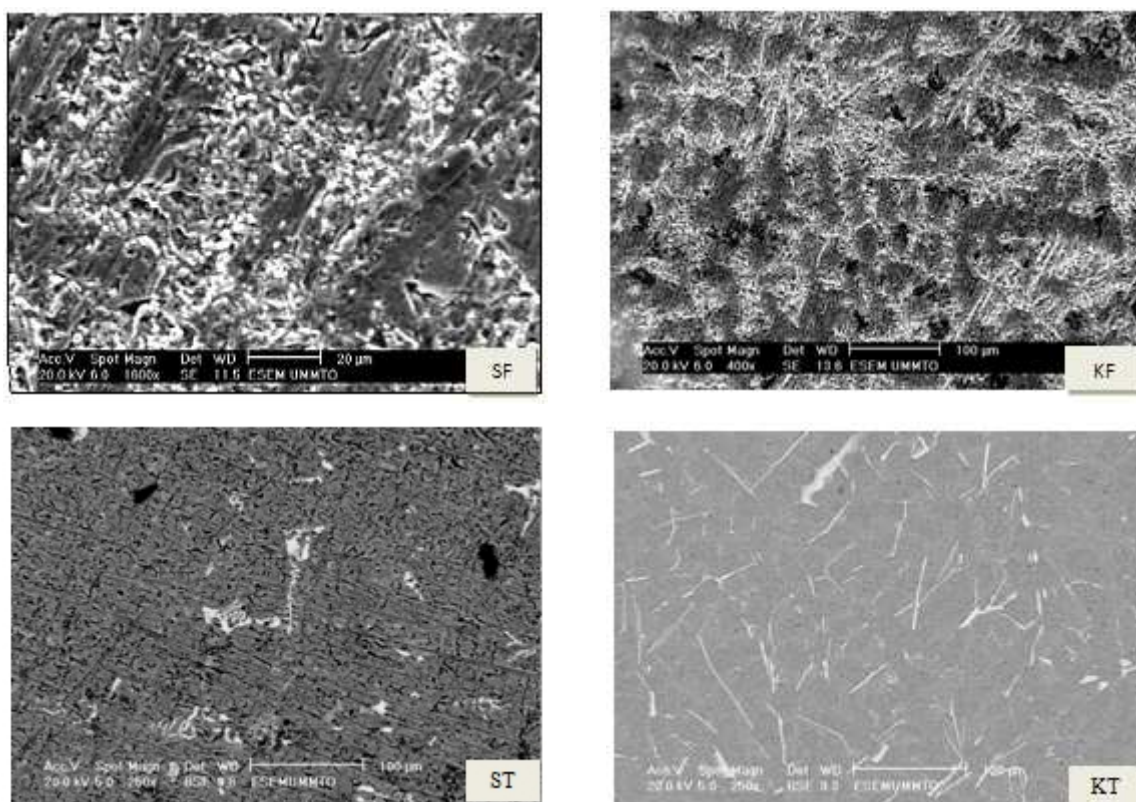


Fig.III.2.30 - Structures micrographiques de l'alliage de fonderie AlSi10Mg



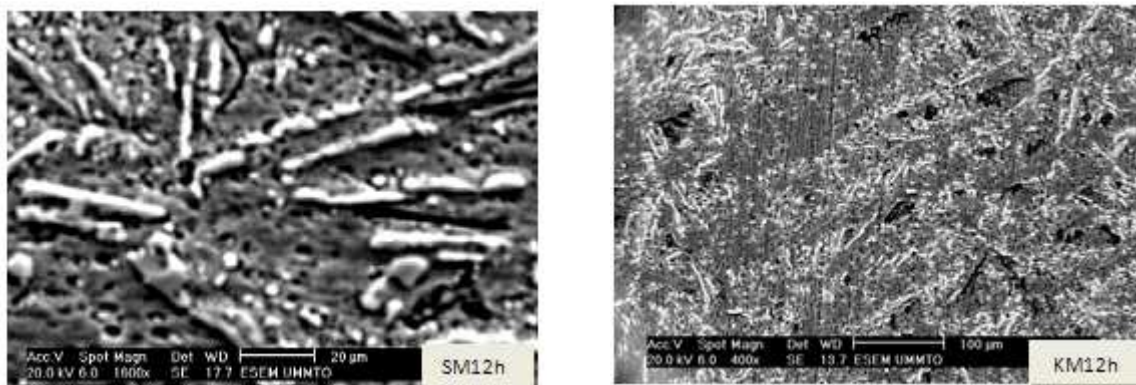


Fig.III.2.31 - Microstructures obtenues au MEB de l'alliage de fonderie AlSi10Mg

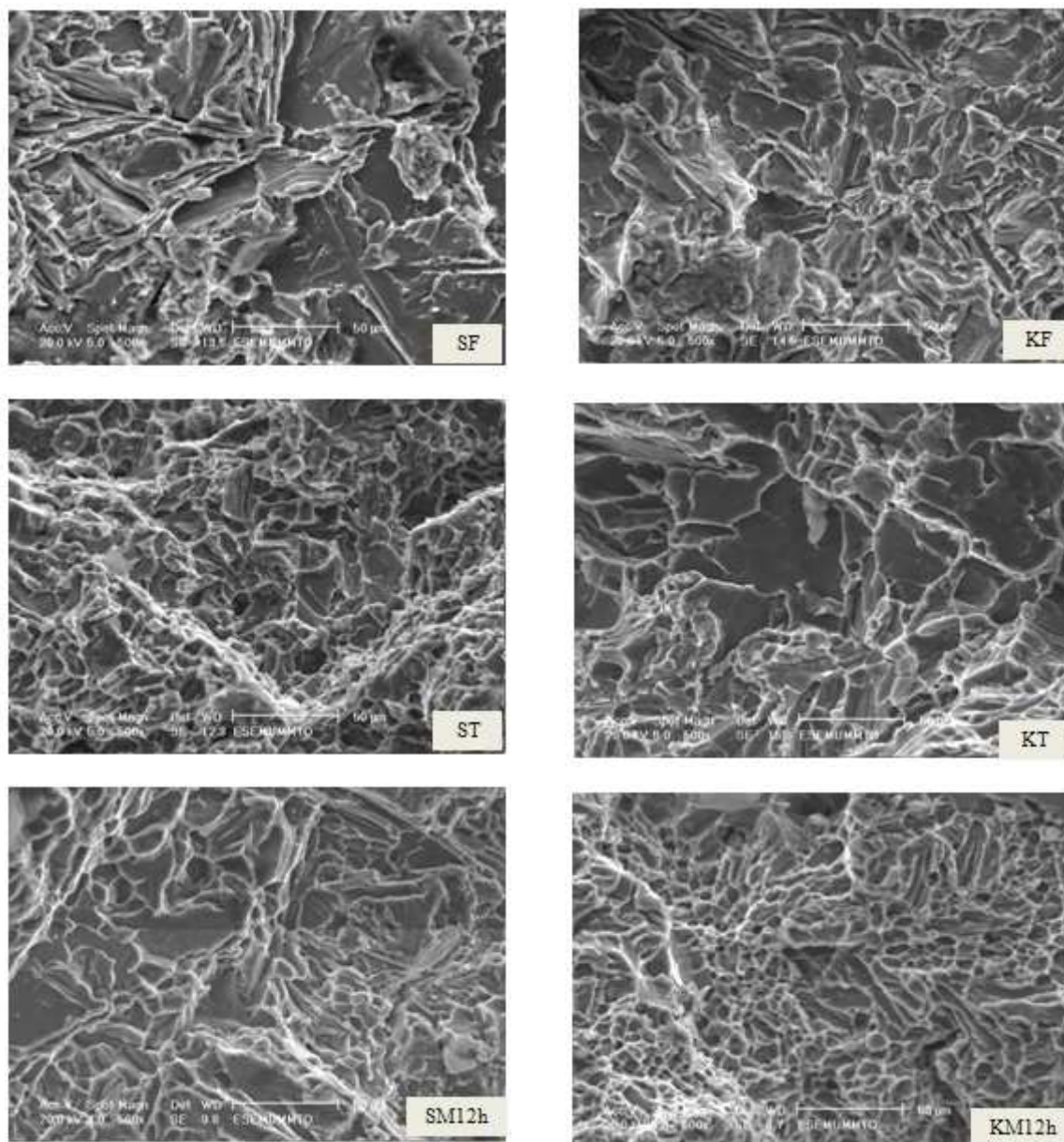


Fig.III.2.32 - Faciès de rupture en traction obtenus au MEB de l'alliage de fonderie AlSi10Mg

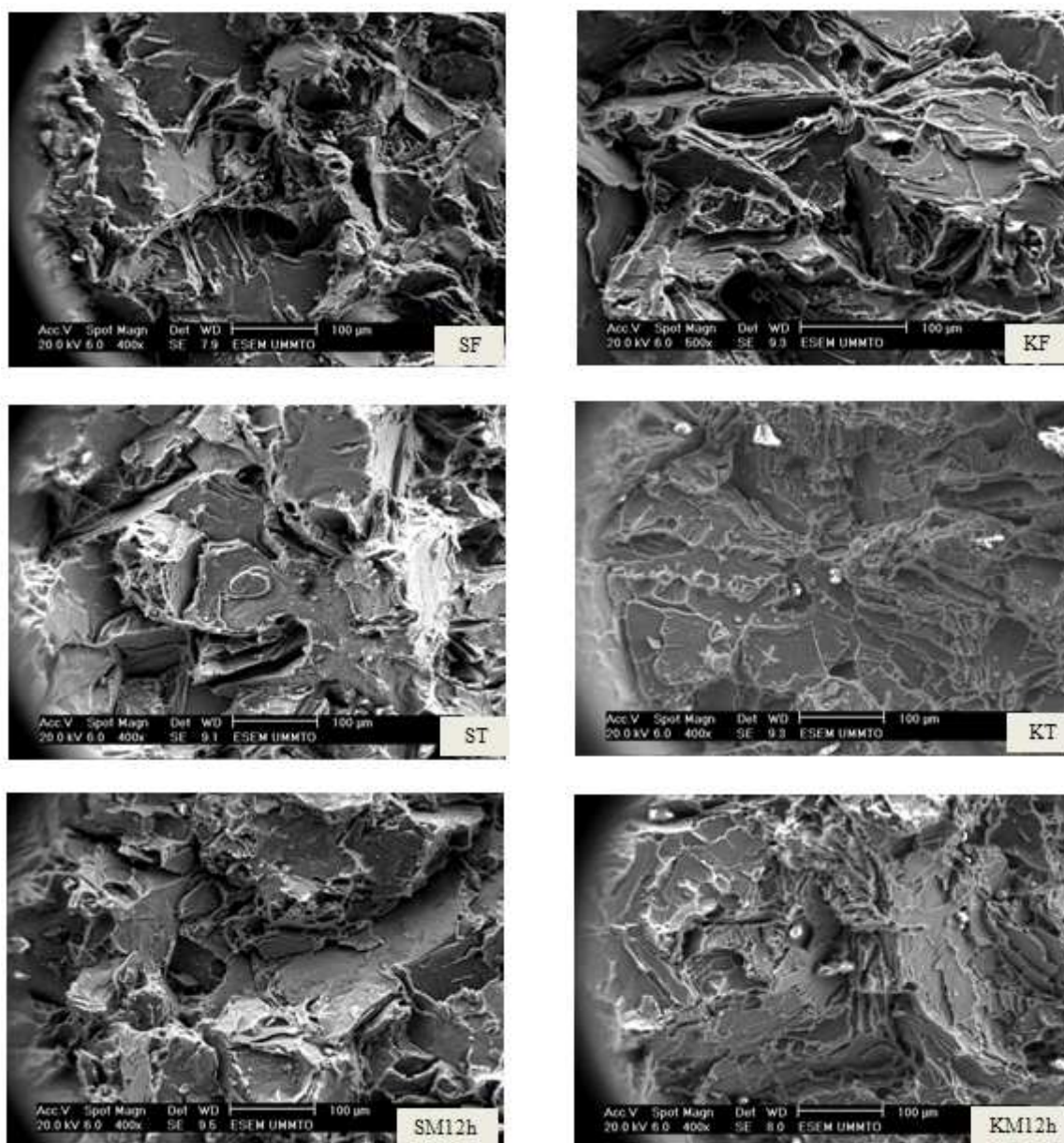


Fig.III.2.33 - Faciès de rupture en résilience obtenus au MEB de l'alliage de fonderie AlSi10Mg

Les Fig.III.2.1,2,17- a, b, c, d, e, f, g, h, i et j, Fig.III.2.3 – c et Fig.III.2.10 - c - Courbes de traction de comparaison (contrainte – déformation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi10Mg en mode de coulé en sable et en coquille aux états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h nous montrent que les déformations à rupture ainsi que les énergies de rupture sont faibles; de plus le tronçon de la courbe montrant le passage de la Contrainte moyenne maximale - $\langle \sigma^m \rangle$ à celle de la Contrainte moyenne de rupture - $\langle \sigma^r \rangle$ est une droite verticale : chute brutale de - $\langle \sigma^m \rangle$ à - $\langle \sigma^r \rangle$ avec - $\langle \varepsilon^m \rangle = \langle \varepsilon^r \rangle = \text{cste}$. Les résultats des coefficients de striction sont pratiquement inférieurs à 0,1 Fig.III.2.8, 15 – a, b, e – $S < Z >$ et $K < Z >$ et

Fig.III.2.27 – a, b – $K < Z > / S < Z >$ et les faciès de rupture, respectivement de traction Fig.III.2.32 et de résilience Fig.III.2.33 présentent un aspect brillant à grains. Ces cinq critères et observations nous confirment que la rupture de notre alliage est sensiblement une rupture fragile.

III.2.4 - METALLOGRAPHIE DE L'ALLIAGE ETUDIE

Dans les moules métalliques, la solidification se produit beaucoup plus rapidement que dans les moules en sable. Il en résulte une structure plus fine (distance interdendritique, taille des composés intermétalliques) Fig.III.2.30 (SF et KF). La grosseur de grain de métal exerce une action importante sur ses propriétés mécaniques. Ces propriétés, surtout sa ductilité et sa plasticité, sont plus prononcées lorsque le grain est petit. A l'état brut de coulée, l'alliage étudié AlSi10Mg renferme généralement des dendrites formées après solidification et dans lesquelles la distribution de la teneur en différents éléments d'additions (Si, Mg) est non uniforme. Ceci conduit à la formation des hétérogénéités structurales et locales qui engendrent un champ de contraintes variant d'un point à un autre du matériau, dans ce dernier, on est en présence alors des régions difficilement et facilement déformables, par conséquent, lors des sollicitations mécaniques extérieures, la déformation apparaît en premier lieu dans les régions favorables au glissement des dislocations. Pour améliorer les caractéristiques mécaniques de l'alliage étudié, il faut gêner le mouvement des dislocations dans toute la masse du matériau en provoquant la formation de précipités finement dispersés (Mg_2Si , Si, Mg), pour cela nous avons fait subir à l'alliage un traitement thermique qui s'effectue en trois étapes. L'observation métallographique met en évidence dans l'alliage étudié aux états brut de coulée une répartition assez hétérogène des précipités, par contre leurs répartitions dans la matrice aux états maturés et revenus sont homogènes. Lors de l'analyse des microstructures obtenues par la microscopie optique, nous avons remarqué que la taille des grains obtenue par le moulage en coquille sont plus fins que celle obtenue par moulage en sable quels que soient les états considérés, Fig.III.2.30 (SF – KF et SM12h – KM12h), ce qui explique les résultats obtenus lors de l'essai de traction et de dureté.

III.2.5 - ETUDE COMPARATIVE SELON

III.2.5.1 - Les traitements thermiques

Les figures III.2. (3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10, 11, 12, 13, 14, 15 et 16) montrent respectivement les courbes moyennes groupées de dépendance de la contrainte appliquée en fonction de la déformation, les résistances moyennes à la traction $\langle \sigma^m \rangle$, $\langle \sigma^r \rangle$ et $\langle \sigma^e \rangle$ la micro dureté moyenne $\langle Hv_{0,05} \rangle$, la dureté Brinell moyenne $\langle HB \rangle$, le module d'Young moyen $\langle E \rangle$, le coefficient de consolidation moyen $\langle n \rangle$, le coefficient de Poisson moyen $\langle \nu \rangle$, l'allongement moyen en pourcent $\langle A\% \rangle$, le coefficient de striction moyen $\langle Z\% \rangle$ et l'allongement à la striction moyen $\langle Zu\% \rangle$ et la résilience moyenne $\langle Kcv \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlSi10Mg coulé en sable et en coquille aux états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h. Pour comparer les résultats obtenus, chaque groupe de courbes et caractéristiques correspondantes aux dix états sont rapportées sur les mêmes graphes respectivement pour les deux modes de coulée. Pour le mode de coulée en sable comme pour le mode de coulée en coquille, on constate que les courbes des contraintes, de la micro dureté et de la dureté Brinell en fonction du temps de maturation croissent de l'état brut de coulée, pour atteindre leurs maximums à M12h puis décroissent jusqu'à l'état M14h au détriment des allongements, de la striction et de la résilience. Il ressort que les valeurs de la résistance à la rupture, la résistance à la traction, la limite d'élasticité, la micro dureté et la dureté Brinell 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 le mode de coulée car le processus de vieillissement naturel s'est achevé au bout de 12h de maturation suivi d'un revenu complet à 160°C pendant 6h.

III.2.5.2 - Le mode de coulée

Les figures III.2. (17, 18, 19, 20, 21, 22, 23, 24, 25, 26, 27, 28 et 29) montrent la comparaison du mode de coulée en sable avec celui de coquille pour chaque état respectivement. Afin de choisir le meilleur mode d'élaboration de cet alliage, il est utile et nécessaire de confronter les résultats obtenus par coulée en sable et coulée en coquille métallique entre eux. Pour cela on a tracé sur un même graphe les courbes de contrainte-déformation figure III.2.17 pour chaque état respectif, les contraintes, la micro dureté, la dureté Brinell, les allongements, la striction et la résilience en fonction du temps de maturation fig. III.2. (18, 19, 20, 21, 22, 23, 24, 25, 26, 27, 28 et 29). Les résultats de ces

études comparatives nous montrent que toutes les courbes du mode de coulée en coquille se situent au dessus de celles de la coulée en sable, ceci est du probablement au mode de refroidissement dans les différents moules et aux traitements spécifiques effectués. Donc les caractéristiques mécaniques de traction, de micro dureté et de dureté de l'alliage élaboré par coulée en coquille sont meilleures par rapport à celles relatives à la coulée en sable quels que soient les états considérés au détriment des caractéristiques de ductilité.

On constate aussi que la maturation entraîne une augmentation de la limite élastique, de la résistance à la traction et à la rupture, de micro dureté et de la dureté Brinell au détriment des caractéristiques de plasticité et de striction. Alors que le module d'Young E et le coefficient de Poisson ν ainsi que le coefficient d'écrouissage n restent pratiquement invariants. Les résultats des coefficients de striction sont pratiquement inférieurs à 0,1 donc la rupture de notre alliage est sensiblement une **rupture fragile**. Pratiquement, toutes les caractéristiques mécaniques de traction correspondantes aux états de maturation (0, 2, 4, 6, 8, 10, 12 et 14) h sont nettement meilleures que celles des deux autres états, c'est-à-dire ; brut de coulée et trempé.

Pour les petites pièces de grande et moyenne série présentant un très bon aspect et pour des raisons de sécurité , les pièces doivent être coulées en coquille métallique suivi d'un traitement de maturation de 12h, par contre pour des pièces de dimension grande de série unitaire et pour des raisons économiques, on recommande la coulée en sable suivi d'une maturation de 12h

III.2.6 - CONCLUSION

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

Afin de répondre aux exigences des constructeurs pour une utilisation rationnelle de ce matériau dans divers mécanismes soumis à des efforts mécaniques, il est préférable d'élaborer les différentes pièces destinées à l'usage de différentes natures dans des coquilles métalliques suivies d'une maturation de 12h pour les pièces de résistance et inversement. Donc l'AlSi10Mg est un alliage de fonderie à traitement thermique ayant une très bonne coulabilité et une bonne tenue à la corrosion.

Les traitements thermiques ont un effet bénéfique sur les propriétés de résistance de l'alliage hypoeutectique AlSi10Mg

III.2.7 – TYPE DE RUPTURE

La rupture de l'alliage de fonderie AlSi10Mg a un comportement semi fragile pour cinq raisons principales suivantes:

1. L'allongement à la rupture : $A\% < 5\%$,
2. La valeur du coefficient de striction $Z < 0,1$,
3. La résilience K_{cv} est très faible,
4. L'énergie de déformation volumique ou ténacité K_c est très faible avec absence de domaine plastique hétérogène car l'endommagement s'est produit d'une manière brutale suivant une asymptote verticale d'équation de déformations $\varepsilon_r = \varepsilon_m$ avec apparition et **propagation brutale** de la fissure sur un défaut.

$$W = W_e + W_{pho}$$

avec W_e : Energie élastique et W_{pho} : Energie plastique homogène

5. Les faciès de rupture en traction et en résilience nous montrent que la rupture est semi fragile intragranulaire avec clivage et présente un aspect brillant à grain.

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

CHAPITRE.III.3 - INFLUENCE DU COMPORTEMENT ET DE L'ENDOMMAGEMENT EN TRACTION ET AU CHOC SUR L'EVOLUTION DES PROPRIETES D'ELASTICITE, DE PLASTICITE ET STRUCTURALE DE L'ALLIAGE BINAIRE 44100.

RESUME

La caractérisation des matériaux constituant les différents organes de liaisons est d'une importance capitale et primordiale pour une évaluation effective de leurs côtes respectives. L'alliage de fonderie par excellence AlSi13 qui régit notre étude, n'échappe pas à cette règle, puisqu'il fait parti, dans la plupart des cas des principales composantes constituant de mécanismes destinés à la réalisation des applications et projets industriels. L'obtention d'un produit fiable impose de plus en plus une recherche très poussée au-delà des limites d'utilisation pour l'amélioration des propriétés mécaniques.

Notre contribution a pour objectif principal un apport positif quant à l'amélioration du mode d'élaboration, des propriétés de résistances, de ductilité et structurales de l'alliage de fonderie AlSi13 utilisé dans le moulage en sable et en coquille des pièces métalliques coulées par gravitation ou sous pression et destinées particulièrement au développement de tous les moyens de transport modernes et en particulier de l'aéronautique, principalement à cause de sa légèreté et de ses caractéristiques intéressantes, réduisant ainsi la consommation d'énergie.

L'amélioration des propriétés mécaniques et microstructurales de l'alliage qui régit notre étude, répondants aux exigences des constructeurs, s'obtiennent par traitements appropriés. On soumet alors les éprouvettes ainsi que les échantillons coulés en sable et en coquille aux essais normalisés de traction à faibles charges et vitesses, de dureté, de résilience et une étude métallographique a été réalisée pour identifier les structures

III.3.1 - INTRODUCTION

L'alliage AlSi13 (44100), qui régit notre étude, est une nuance contenant un peu de magnésium ajouté en faible quantité $\leq 1\%$ Mg à l'alliage dit « eutectique » pour permettre le durcissement structural et pour une utilisation rationnelle dans des applications à

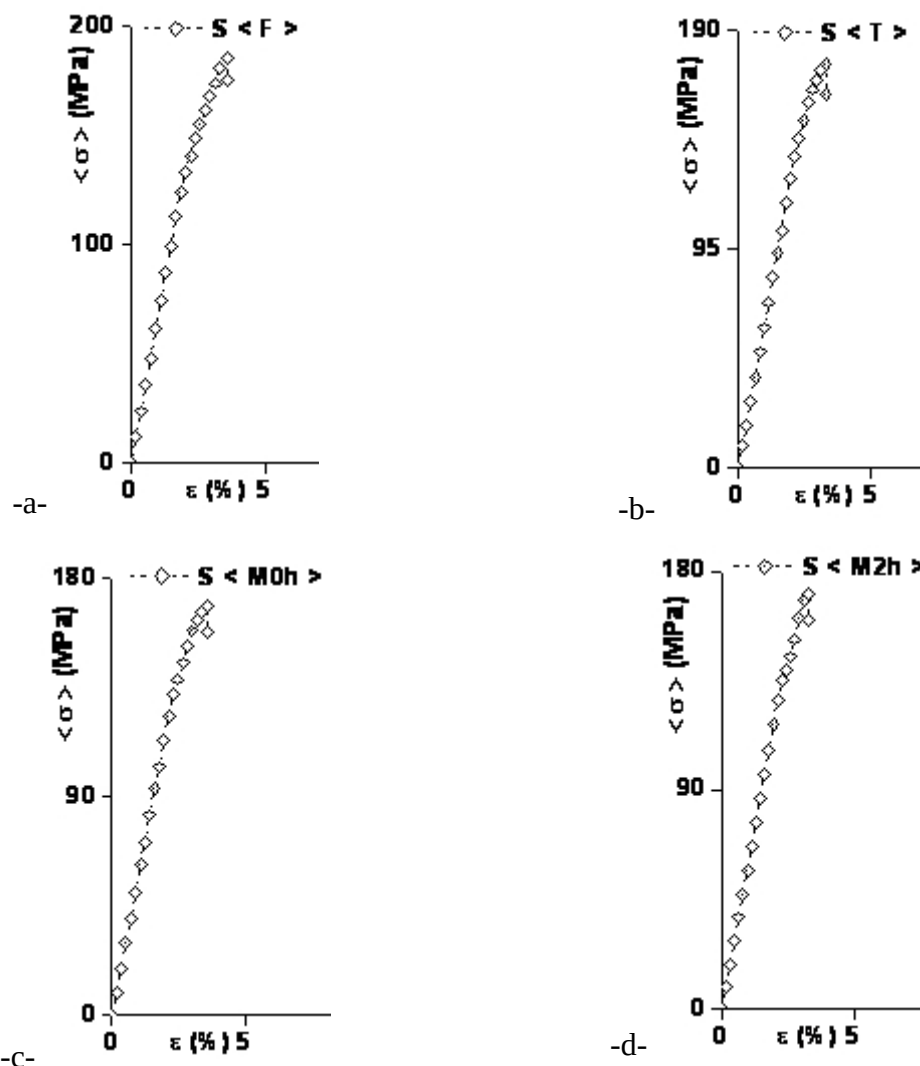
caractéristiques mécaniques élevées à l'état T46. Cet alliage n'est pas normalisé et contient 13% de silicium qui lui confère de très bonnes propriétés de mise en œuvre en fonderie (coulabilité maximale, faible contraction volumétrique à la solidification, diminution du retrait à l'état solide et du coefficient de dilatation.).

Il est utilisé pour des pièces de formes complexes, à exigences de tenues mécaniques moyennes et dont les épaisseurs peuvent descendre localement en dessous de 3 mm. [1 -32]

III.3.2 - RESULTATS OBTENUS ET DISCUSSION

Les valeurs moyennes des caractéristiques mécaniques de traction, de résilience, de micro dureté et de dureté de l'alliage AlSi13 sont représentées par les figures de Fig.III.3.1 à Fig.III.3.33 ci-dessous.

III.3.2.1 - Courbes moyennes de la coulée en sable



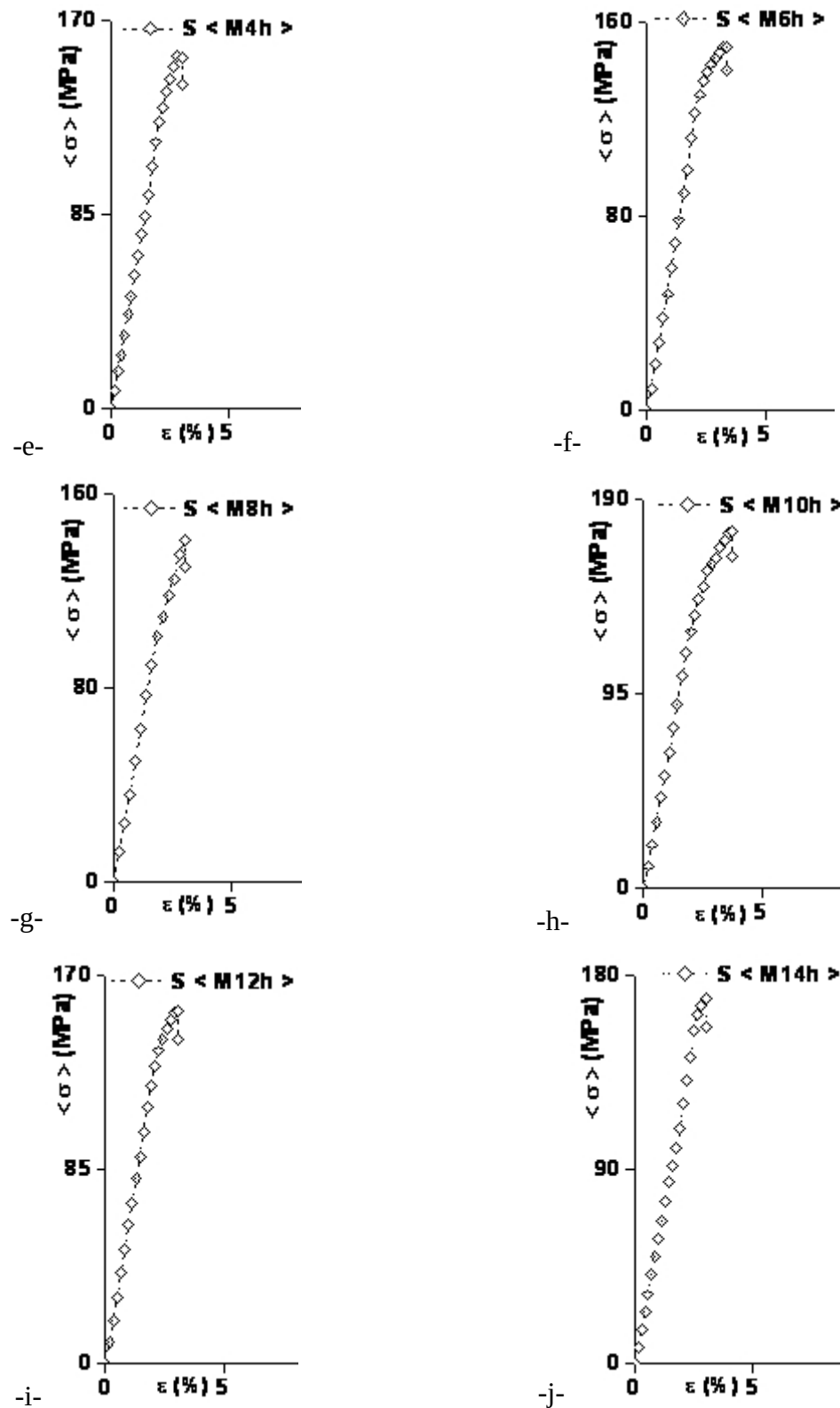
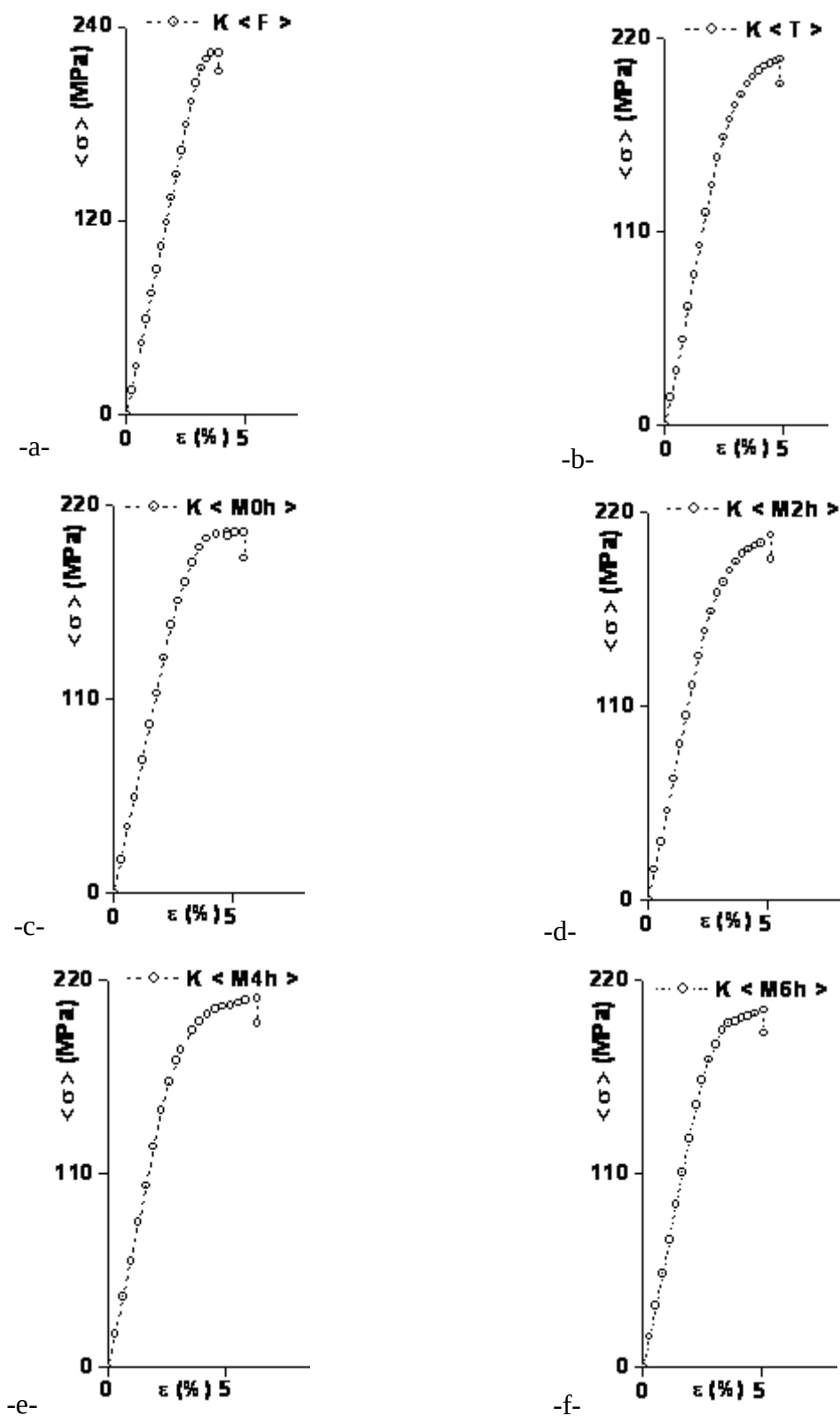


Fig.III.3.1 – Courbes de traction (contrainte – déformation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi13 coulé en sable des états : a - brut de coulée noté : F, b – trempé noté : T et maturations notées : c - M0h, d – M2h, e – M4h, f - M6h, g – M8h, h – M10h, i - M12h et j – M14h avec $\langle \sigma \rangle$ - Contrainte moyenne , $\epsilon(\%)$ - déformation et S - Sable.

III.3.2.2 - Courbes moyennes de la coulée en coquille



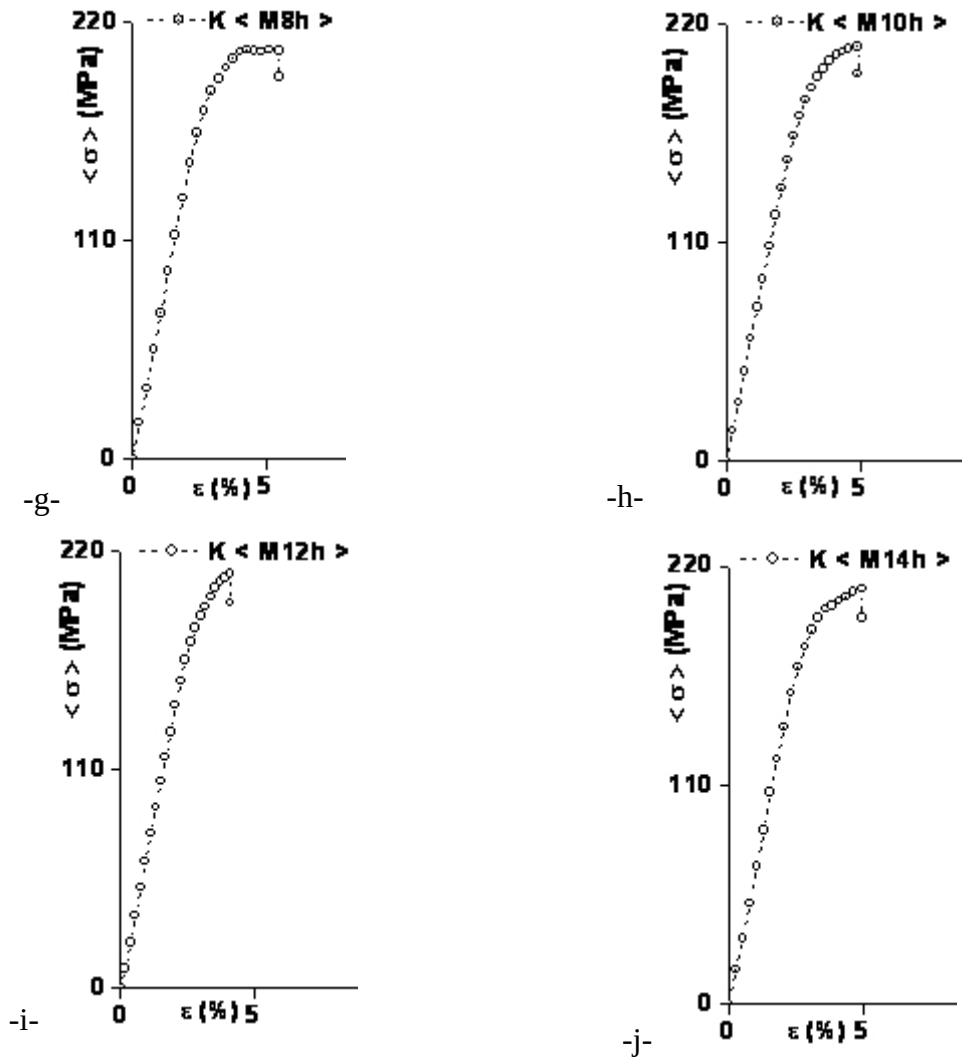


Fig.III.3.2 – Courbes de traction (contrainte – déformation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi13 coulé en coquille des états : a - brut de coulée noté : F, b – trempé noté : T et maturations notées : c - M0h, d – M2h, e – M4h, f - M6h, g – M8h, h – M10h, i - M12h et j – M14h avec $\langle \sigma \rangle$ - Contrainte moyenne, $\varepsilon(\%)$ - déformation et K – Coquille .

III.3.2.3 - Influence du temps de maturation sur la fracture en traction, la dureté, la micro dureté et la résilience de l'alliage de fonderie AlSi13

III.3.2.3.1 - En mode de coulée en sable

- Caractéristiques de résistance

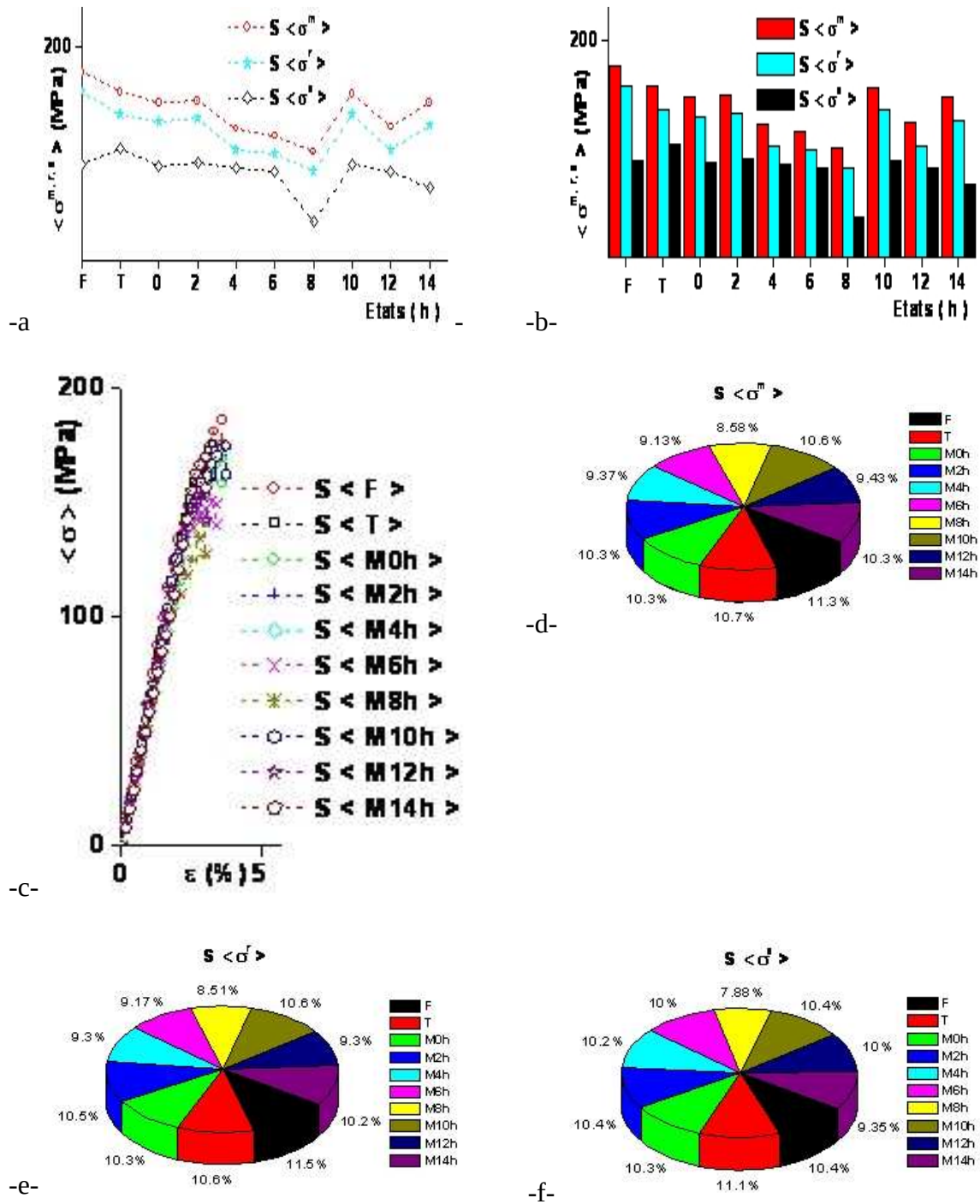
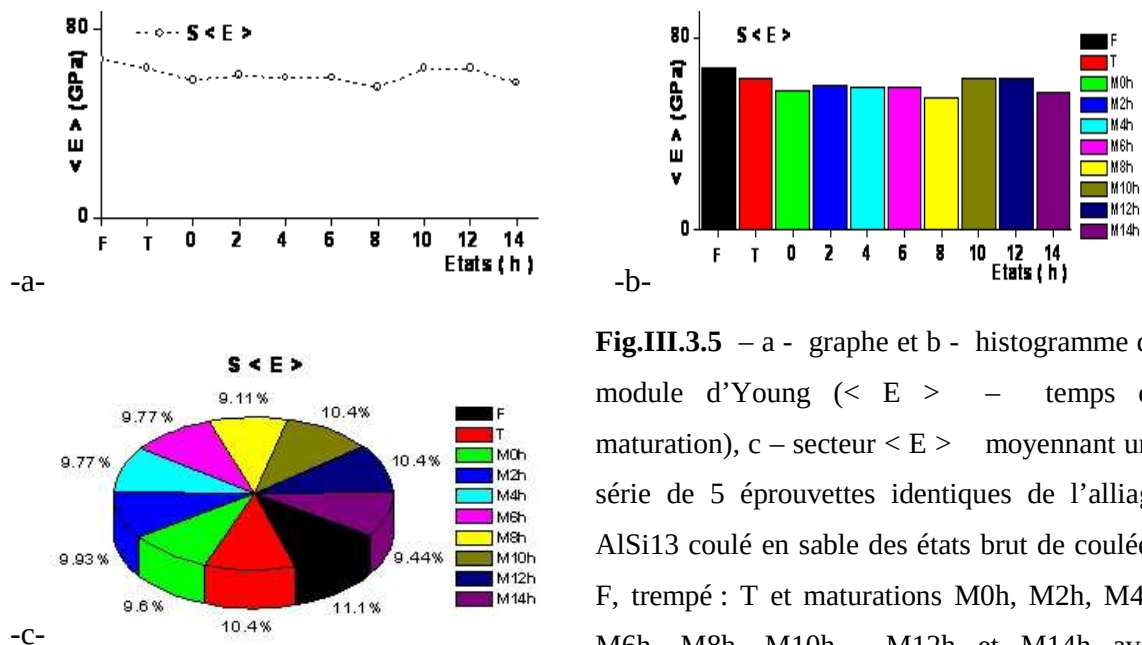
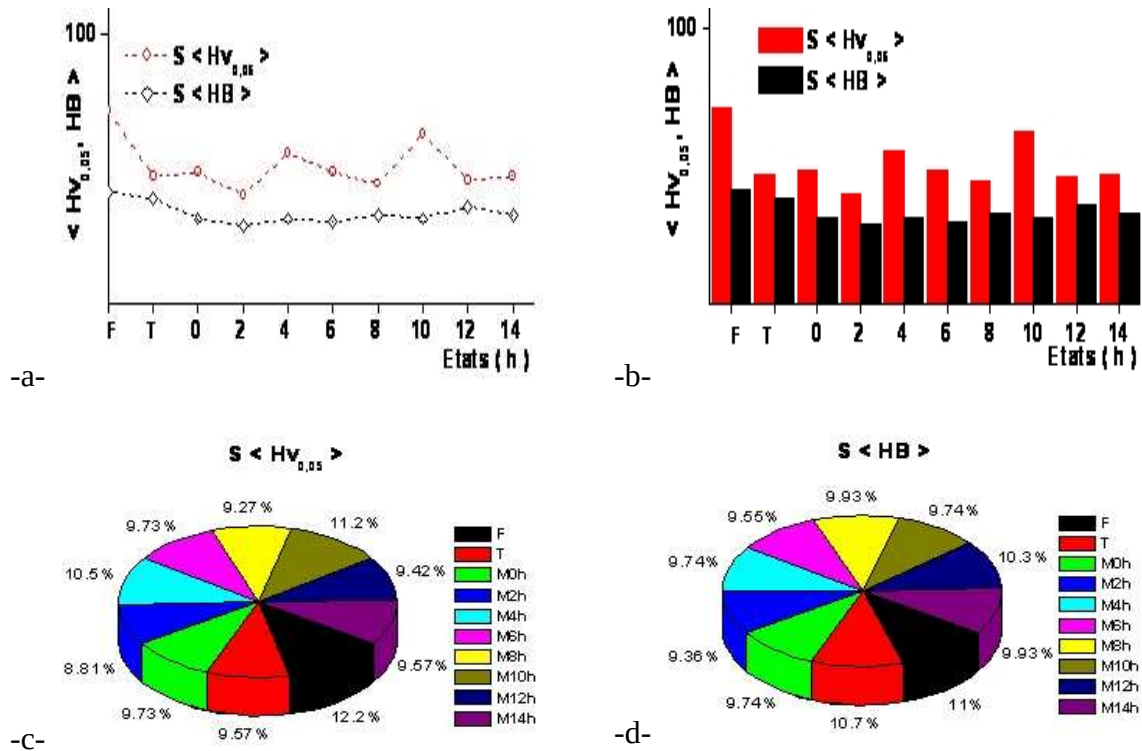


Fig.III.3.3 – a - graphe et b - histogramme de comparaison (contrainte – temps de maturation), c - Courbes de traction (contrainte – déformation), d – secteur $\langle \sigma^m \rangle$, e – secteur $\langle \sigma^r \rangle$ et f - secteur $\langle \sigma^e \rangle$ moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi13 coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec $\langle \sigma^e \rangle$ - Contrainte moyenne d'élasticité, $\langle \sigma^r \rangle$ - Contrainte moyenne de rupture, $\langle \sigma^m \rangle$ - Contrainte moyenne maximale, $\epsilon(\%)$ - déformation et S - Sable.



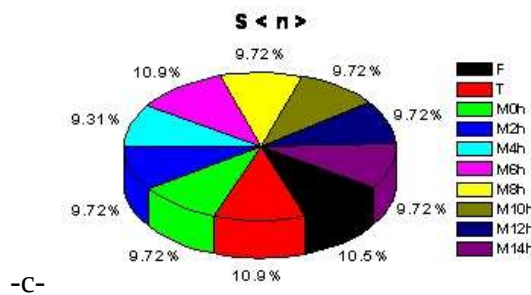
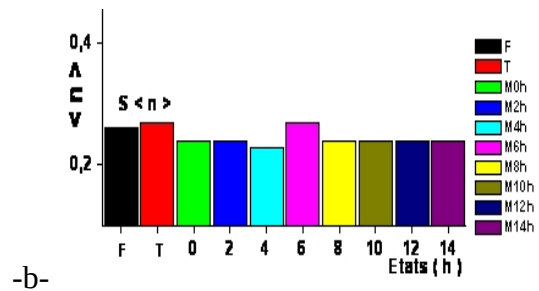
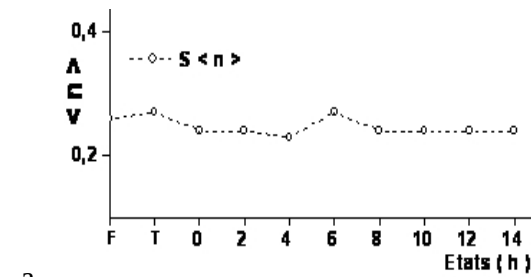


Fig.III.3.6 – a - graphe et b - histogramme du coefficient d'écrouissage ($< n >$ – temps de maturation), c – secteur $< n >$ moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi13 coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec S – Sable.

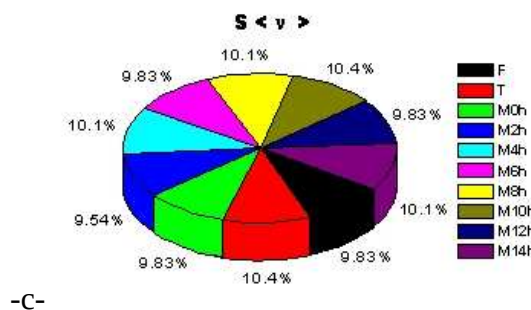
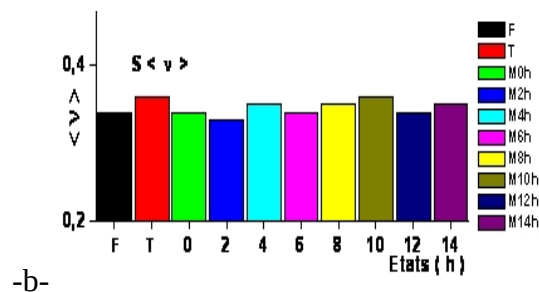
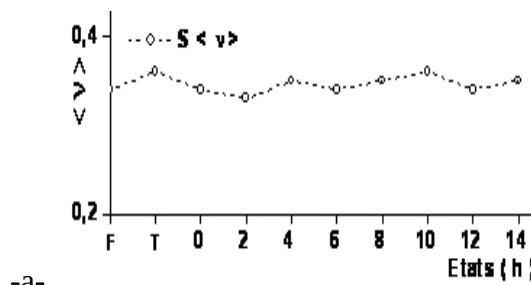


Fig.III.3.7 – a - graphe et b - histogramme du coefficient de Poisson ($< v >$ – temps de maturation), c – secteur $< v >$ moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi13 coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec S – Sable.

- Caractéristiques de ductilité

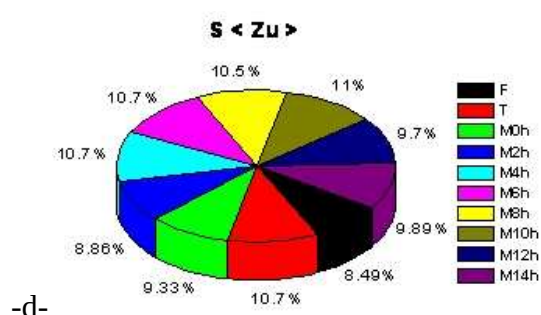
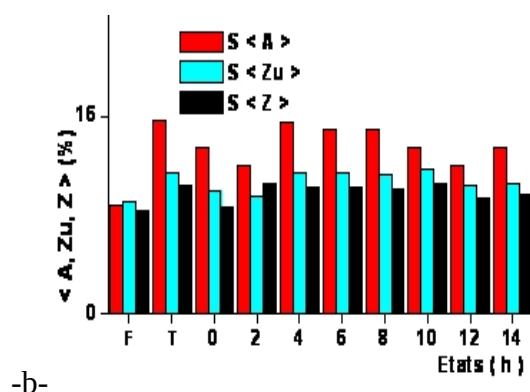
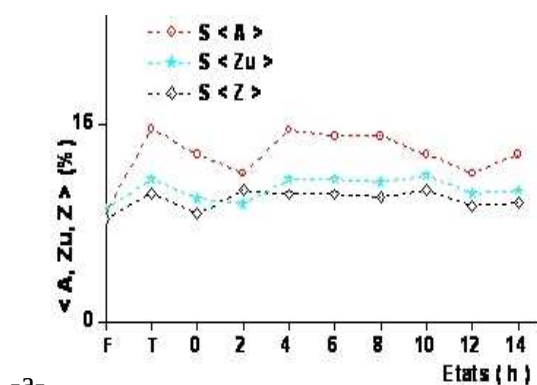


Fig.III.3.8 – a - graphe et b - histogramme de comparaison ($\langle A \rangle$, $\langle Zu \rangle$ et $\langle Z \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle A \rangle$, d – secteur $\langle Zu \rangle$ et e - secteur $\langle Z \rangle$ moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi13 coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec S – Sable, $\langle A \rangle$ - allongement en pourcentage, $\langle Zu \rangle$ - allongement de striction et $\langle Z \rangle$ - coefficient de striction

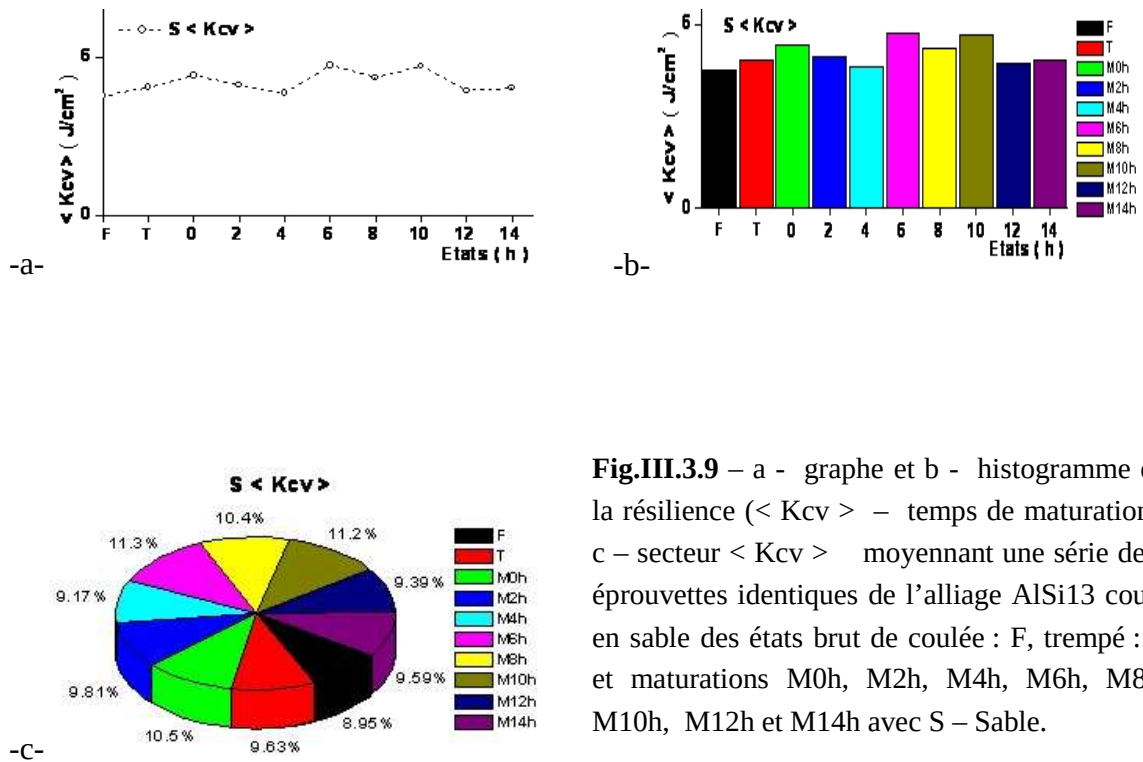


Fig.III.3.9 – a - graphe et b - histogramme de la résilience ($\langle K_{cv} \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle K_{cv} \rangle$ moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi13 coulé en sable des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec S – Sable.

DISCUSSION

Les résultats du mode de coulée en sable nous montrent que la courbe moyenne de l'état brut de coulée SF est en dessus de toutes les courbes des autres états Fig.(III.3.3 – c) et que les propriétés mécaniques de résistances extrinsèques qui sont la limite d'élasticité $\langle \sigma^e \rangle$, la résistance maximale à la traction $\langle \sigma^m \rangle$, la résistance à la rupture $\langle \sigma^f \rangle$, la dureté $\langle HB \rangle$ et la micro dureté $\langle Hv_{0,05} \rangle$ décroissent respectivement d'une façon modérée de l'état brut de coulée : SF pour atteindre la valeur minimale à l'état ST qui reste constante jusqu'à l'état SM14h Fig.(III.3.3, 4) au détriment des propriétés mécaniques de ductilité extrinsèques qui sont $\langle A\% \rangle$ - allongement en pourcentage, $\langle Zu\% \rangle$ - allongement à la striction, $\langle Z\% \rangle$ - coefficient de striction et $\langle K_{cv} \rangle$ – résilience qui croissent respectivement de l'état brut de coulée : SF jusqu'à l'état ST pour enfin devenir constant jusqu'à SM14h Fig.(III.3.8,9). Par contre les propriétés mécaniques intrinsèques qui sont le module d'Young $\langle E \rangle$, le coefficient d'érouissage $\langle n \rangle$ et le coefficient de Poisson $\langle \nu \rangle$ restent presque invariants Fig.(III.3.5, 6, 7)

III.3.2.3.2 - En mode de coulée en coquille

- Caractéristiques de résistance

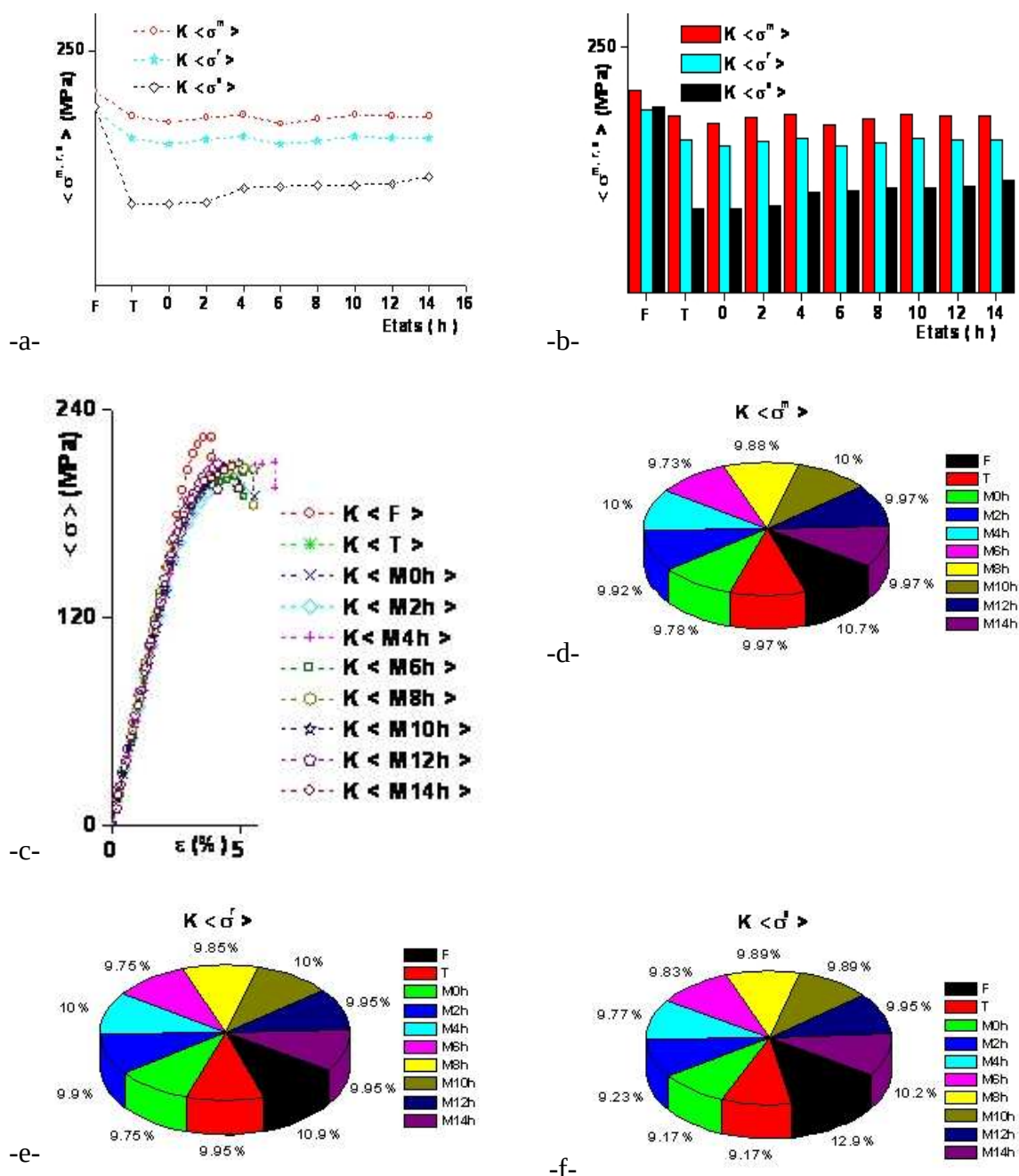
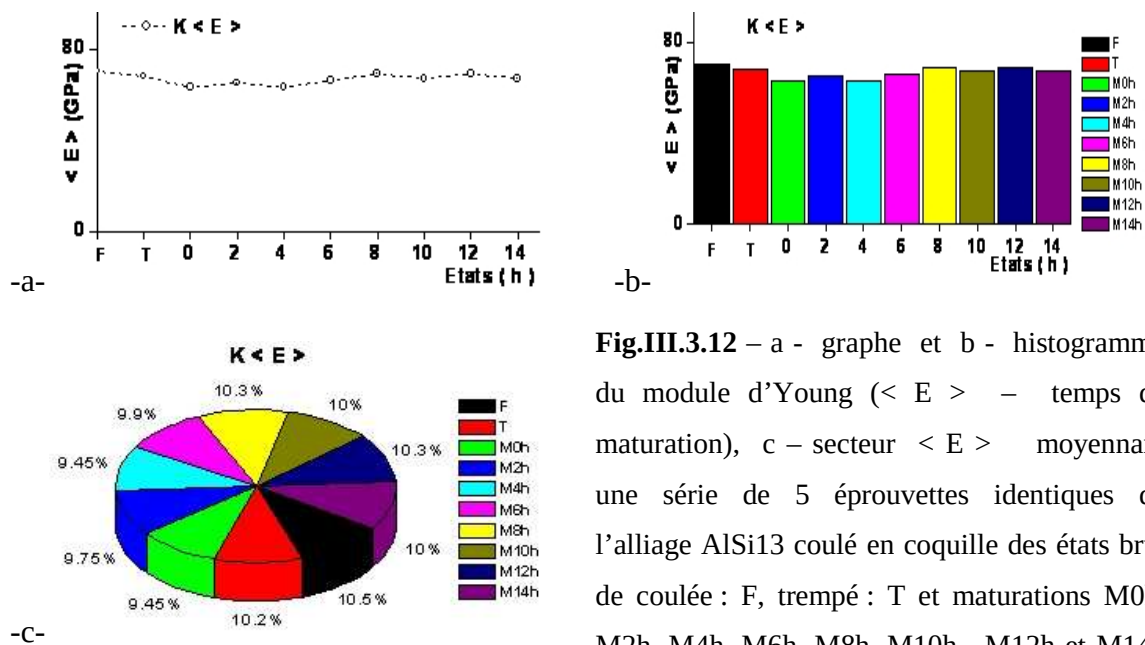
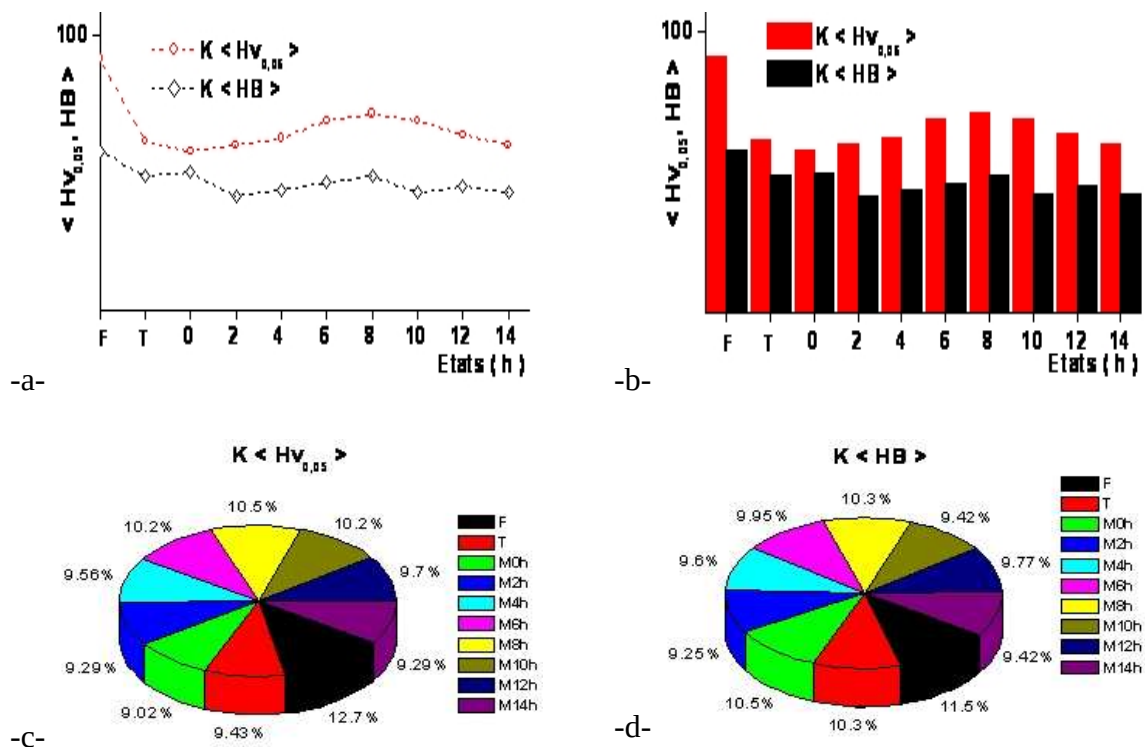


Fig.III.3.10 – a - graphe et b - histogramme de comparaison (contrainte – temps de maturation), c - Courbes de traction (contrainte – déformation), d – secteur $\langle \sigma^m \rangle$, e – secteur $\langle \sigma^r \rangle$ et f - secteur $\langle \sigma^e \rangle$ moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi13 coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec $\langle \sigma^e \rangle$ - Contrainte moyenne d'élasticité, $\langle \sigma^r \rangle$ - Contrainte moyenne de rupture, $\langle \sigma^m \rangle$ - Contrainte moyenne maximale, ϵ (%) - déformation et K - Coquille.



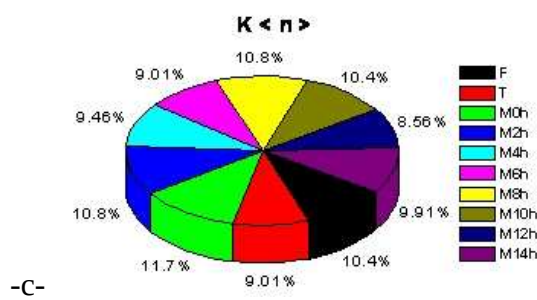
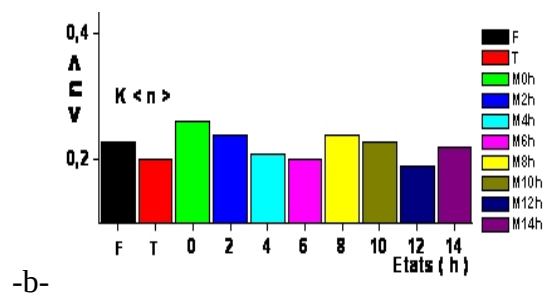
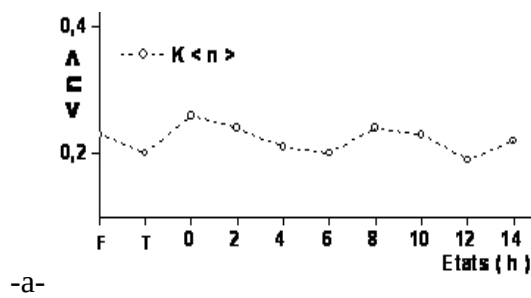


Fig.III.3.13 – a - graphe et b - histogramme du coefficient d'érouissage ($\langle n \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle n \rangle$ moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi13 coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K - Coquille.

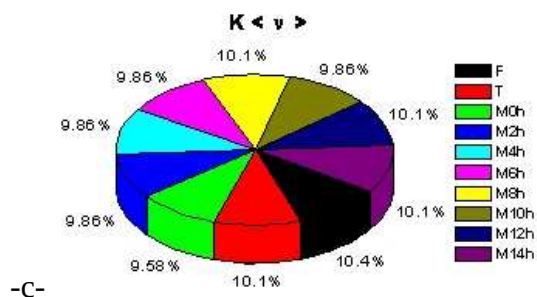
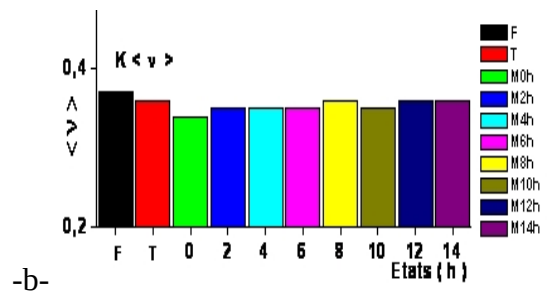
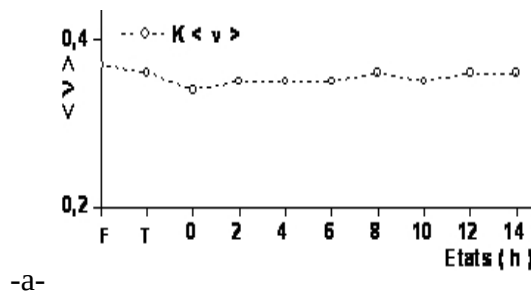
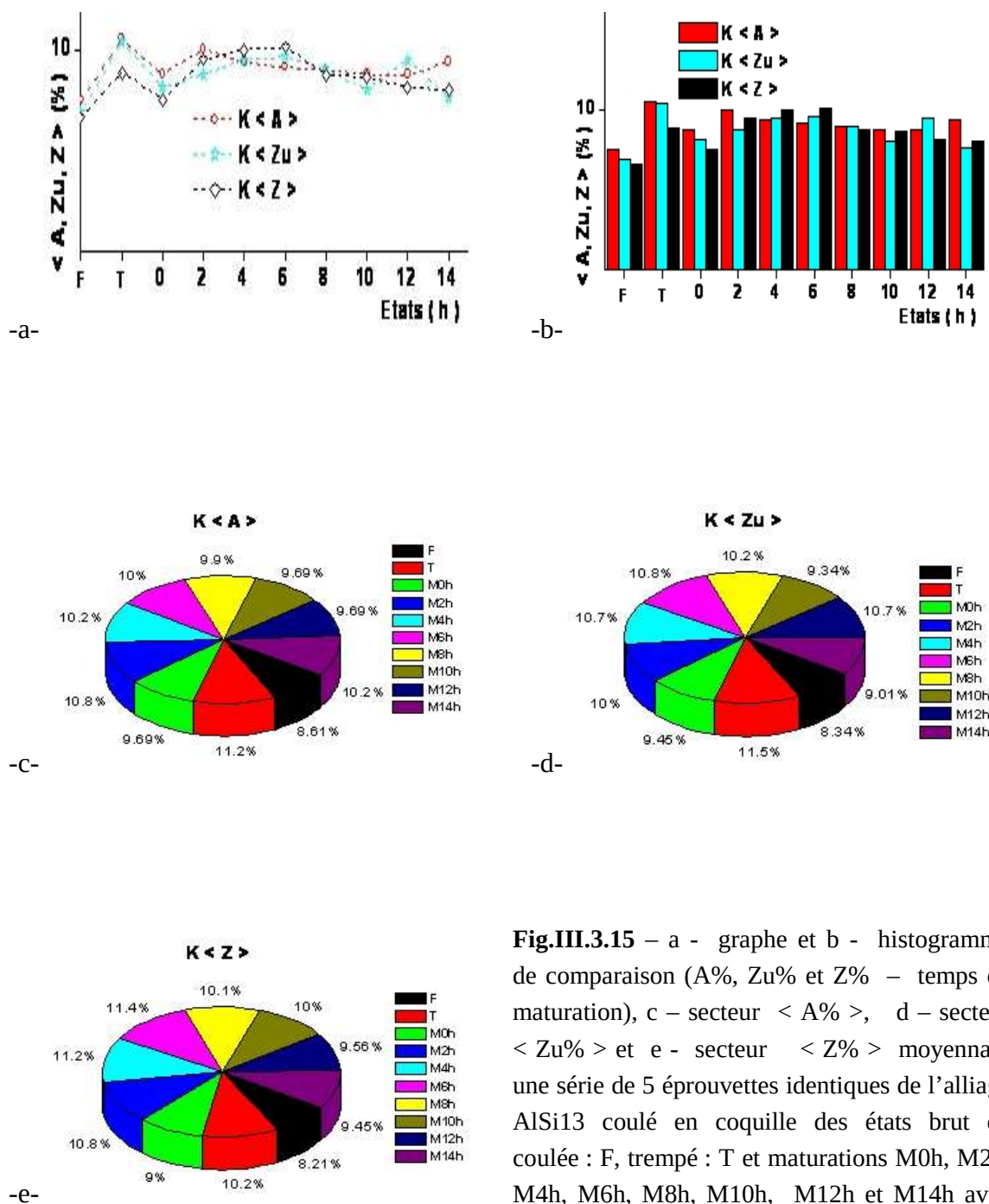


Fig.III.3.14 – a - graphe et b - histogramme du coefficient de Poisson ($\langle v \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle v \rangle$ moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi13 coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K - Coquille.

- Caractéristiques de ductilité



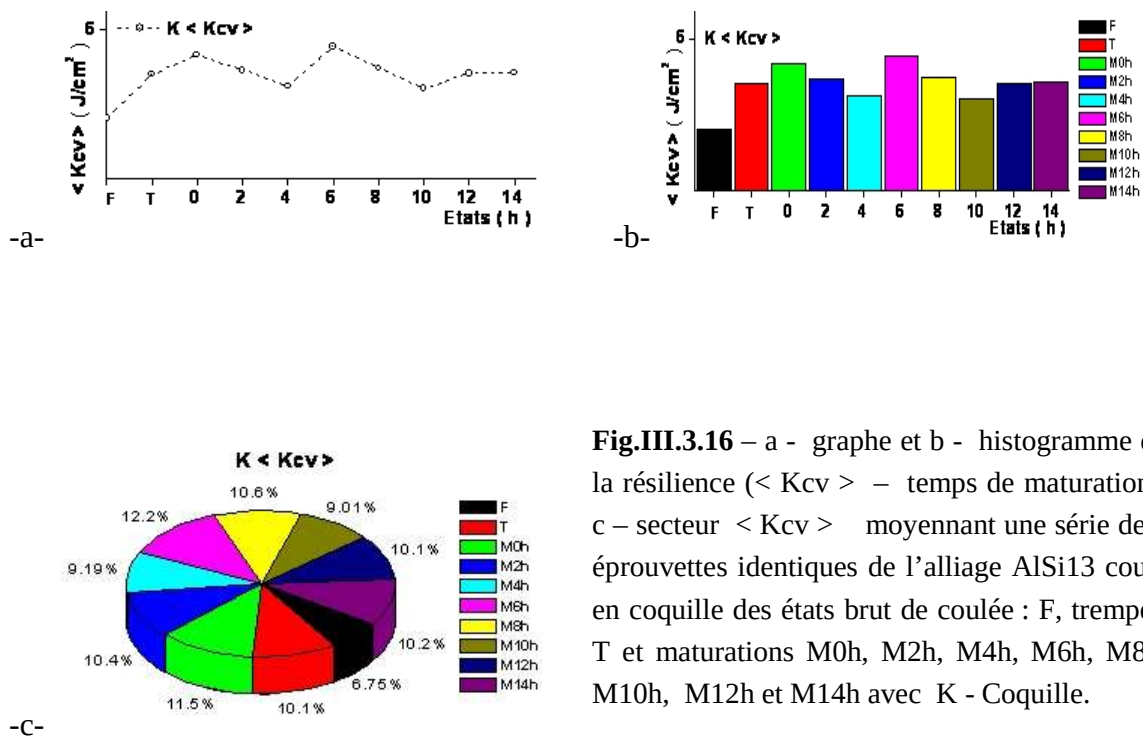


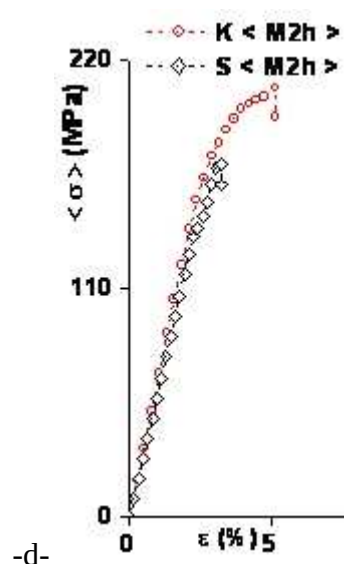
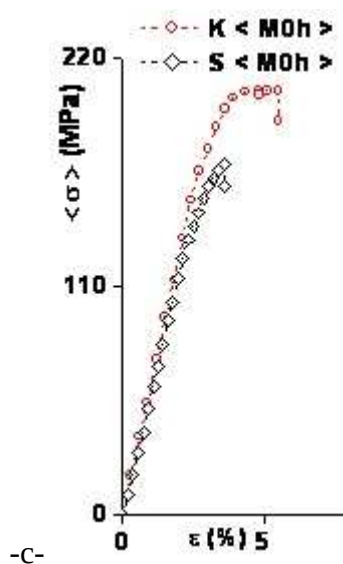
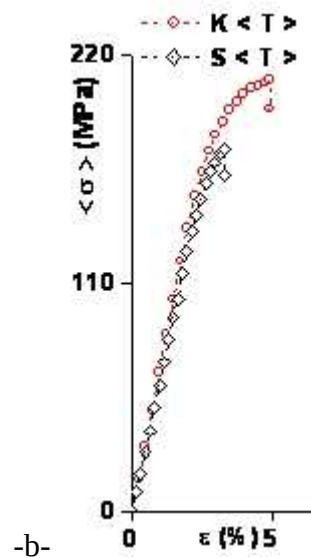
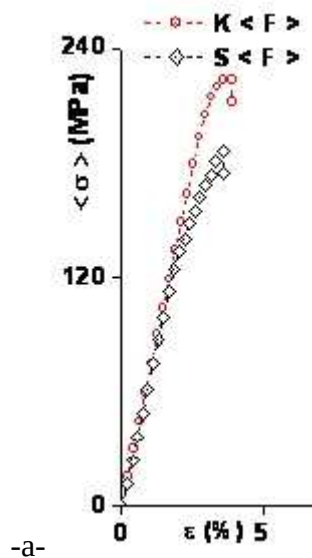
Fig.III.3.16 – a - graphe et b - histogramme de la résilience ($\langle K_{cv} \rangle$ – temps de maturation), c – secteur $\langle K_{cv} \rangle$ moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi13 coulé en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K - Coquille.

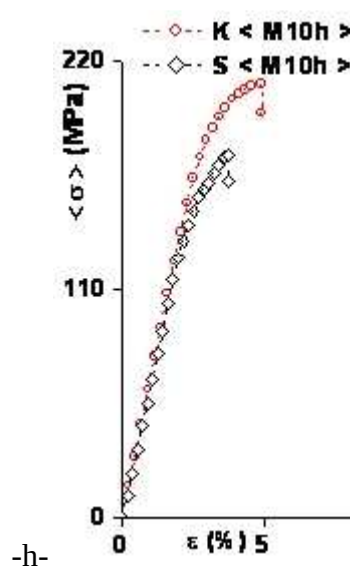
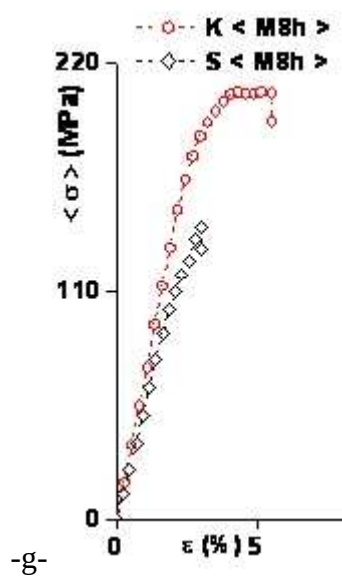
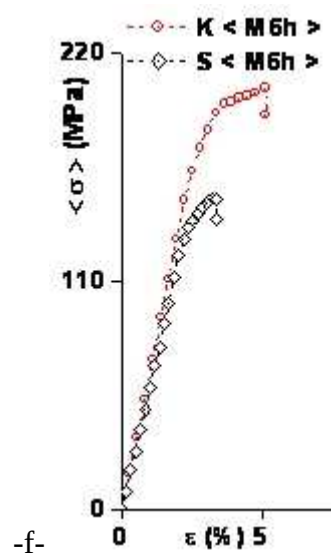
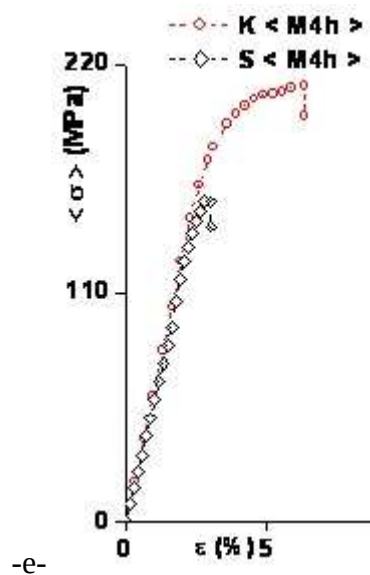
DISCUSSION

Les résultats du procédé de moulage en coquille nous montrent que la courbe moyenne de l'état brut de KF est en dessus de toutes les courbes qui se coïncident des autres états Fig.(III.3.10 – c) et l'allure de tous les graphes des caractéristiques de résistances extrinsèques qui sont la limite d'élasticité $\langle \sigma^e \rangle$, la résistance maximale à la traction $\langle \sigma^m \rangle$, la résistance à la rupture $\langle \sigma^r \rangle$, la dureté $\langle HB \rangle$ et la micro dureté $\langle H_{V0,05} \rangle$ décroissent respectivement de l'état brut de coulée : KF à l'état KT pour rester constant sans variation jusqu'à l'état final KM14h Fig.(III.3.10, 11) au détriment des propriétés mécaniques de ductilité extrinsèques qui sont $\langle A\% \rangle$ - allongement en pourcentage, $\langle Zu\% \rangle$ - allongement à la striction, $\langle Z\% \rangle$ - coefficient de striction et $\langle K_{cv} \rangle$ – résilience qui croissent respectivement de l'état brut de coulée : KF jusqu'à l'état KT pour enfin varier constamment jusqu'à l'état final KM14h Fig.(III.3.15,16). Par contre les propriétés mécaniques intrinsèques qui sont le module d'Young $\langle E \rangle$, le coefficient d'érouissage $\langle n \rangle$ et le coefficient de Poisson $\langle \nu \rangle$ restent presque constants Fig. (III.3.12, 13, 14)

III.3.2.4 - Influence du mode d'élaboration en sable et en coquille métallique de l'alliage de fonderie AlSi113

III.3.2.4.1 - Sur les Caractéristiques de résistance





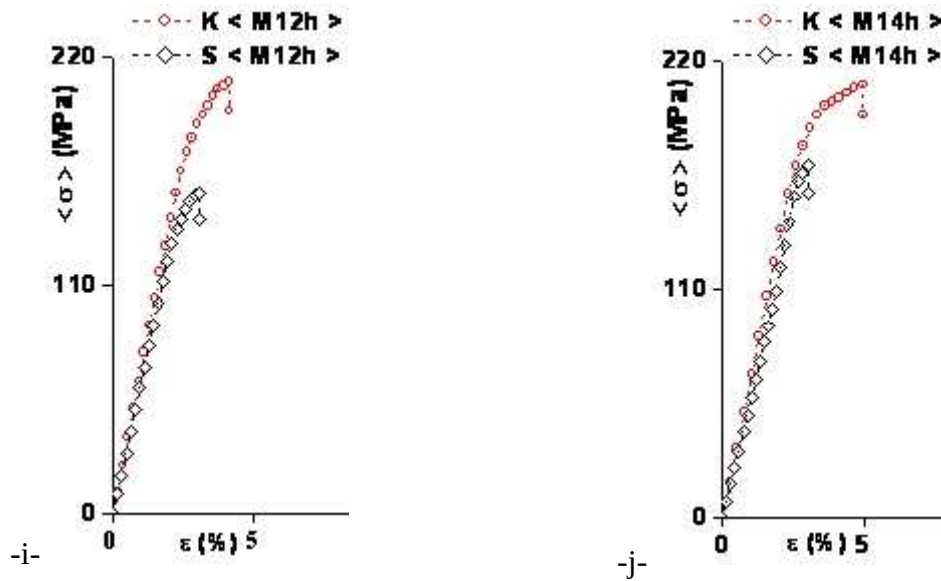


Fig.III.3.17 – a, b, c, d, e, f, g, h, i et j - Courbes de traction de comparaison (contrainte – déformation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi13 en mode de coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec $\langle \sigma \rangle$ - Contrainte moyenne, $\epsilon(\%)$ - déformation, K – Coquille et S – Sable.

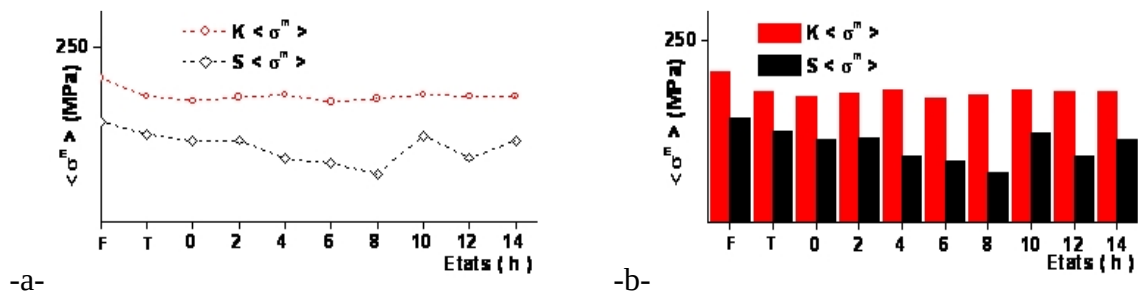


Fig.III.3.18 – a – graphe, b – histogramme de comparaison de la contrainte maximale ($\langle \sigma^m \rangle$ – temps de maturation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi13 coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K – Coquille et S – Sable.

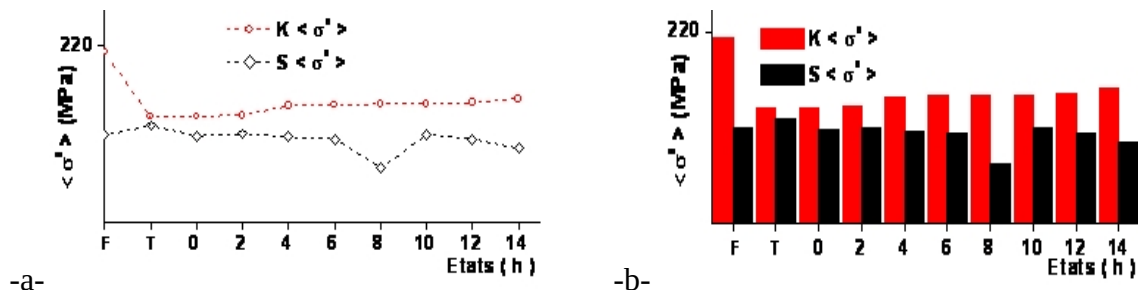


Fig.III.3.19 – a – graphe, b - histogramme de comparaison de la contrainte d'élasticité ($\langle \sigma^e \rangle$ – temps de maturation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi13 coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K – Coquille et S – Sable.

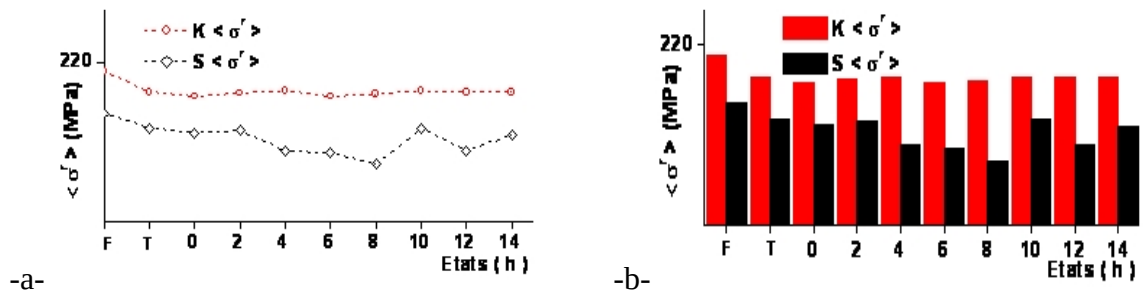


Fig.III.3.20 – a – graphe, b – histogramme de comparaison de la contrainte de rupture ($\langle \sigma^r \rangle$ – temps de maturation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi13 coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K – Coquille et S – Sable.

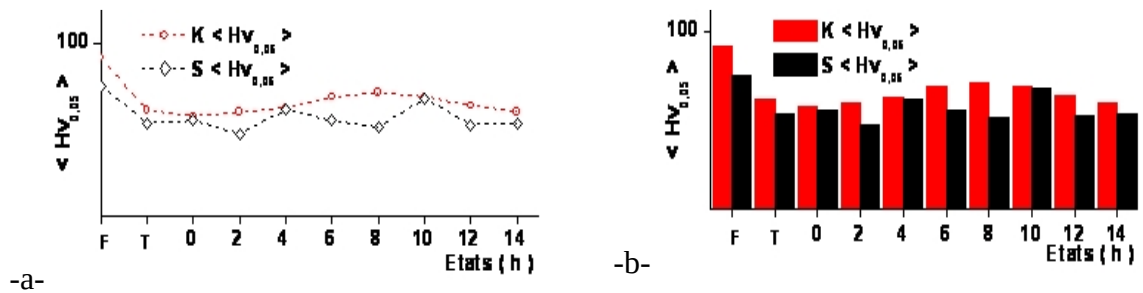


Fig.III.3.21 – a – graphe, b – histogramme de comparaison de la micro dureté ($\langle Hv_{0,05} \rangle$ – temps de maturation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi13 coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K – Coquille et S – Sable.

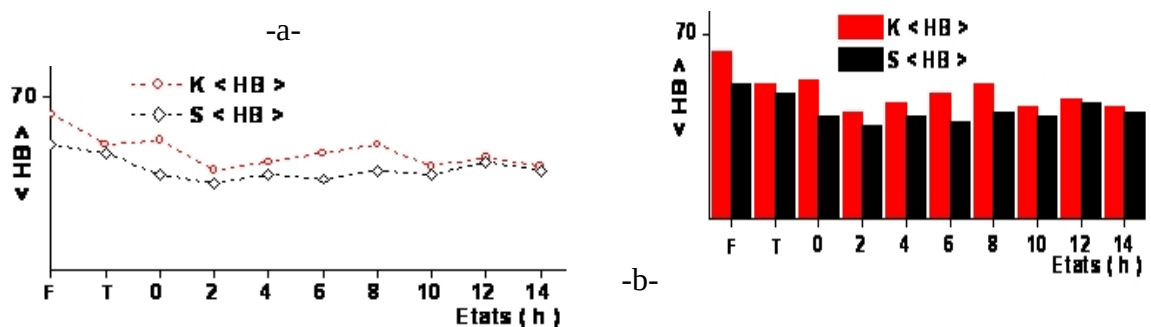
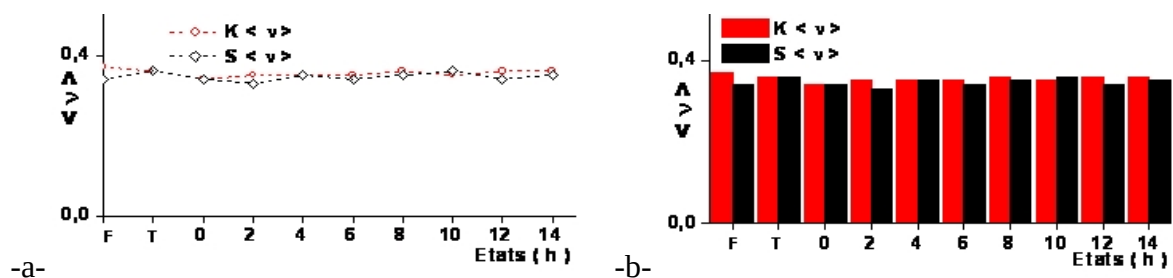
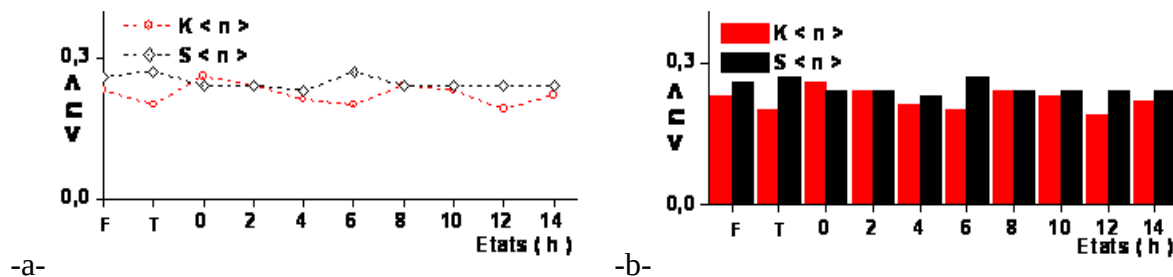
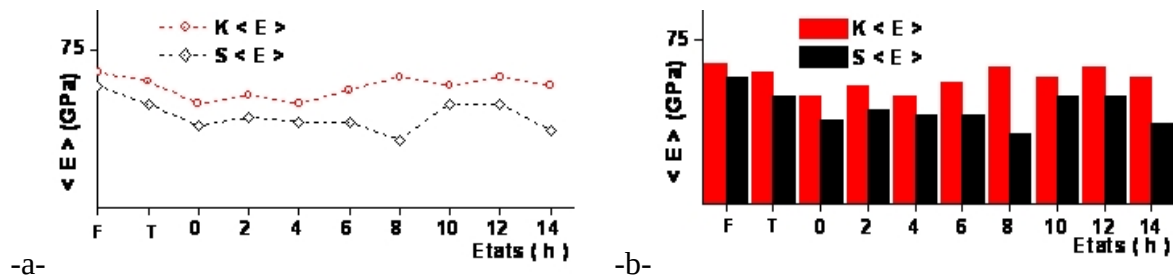
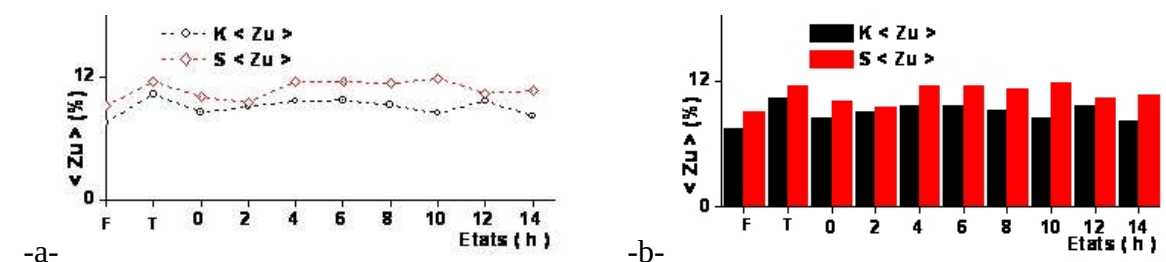
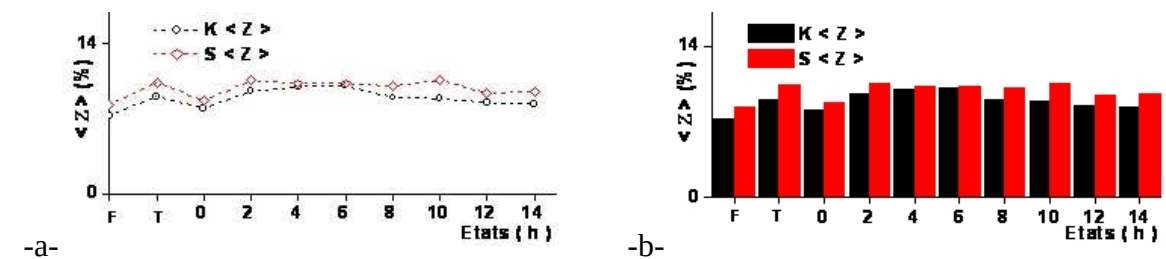
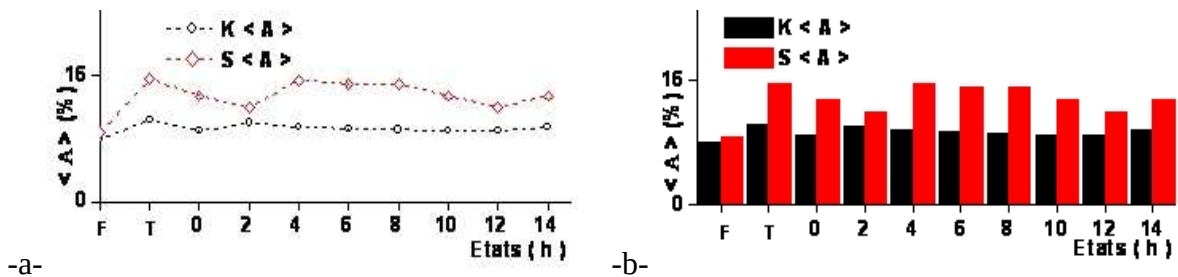


Fig.III.3.22 – a – graphe, b – histogramme de comparaison de la dureté Brinell ($\langle HB \rangle$ – temps de maturation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi13 coulé en sable et en coquille des états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K – Coquille et S – Sable.



III.3.2.4.2 - Sur les Caractéristiques de ductilité



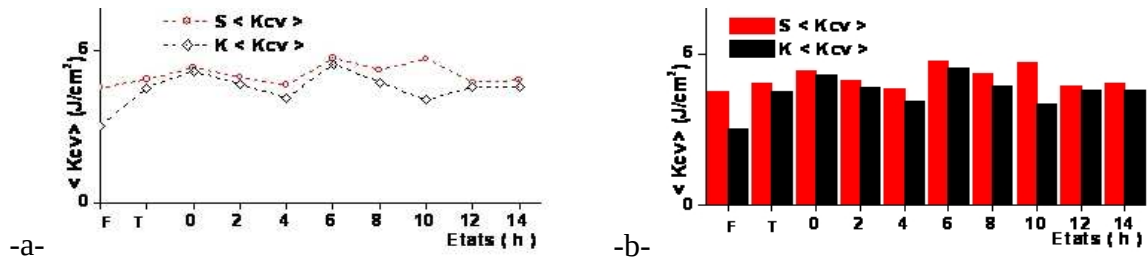
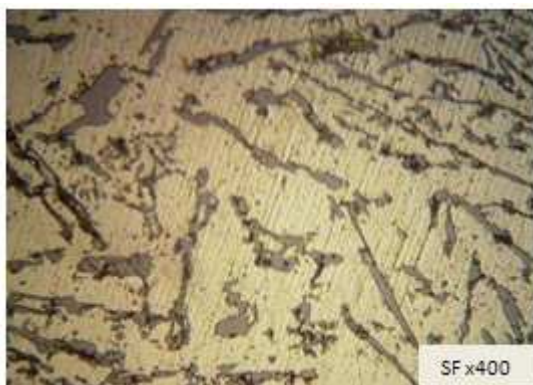


Fig.III.3.29 – a – graphe, b – histogramme de comparaison de la résilience ($\langle K_{cv} \rangle$ – temps de maturation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi13 coulé en sable et en coquille aux états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h avec K – Coquille et S – Sable.

DISCUSSION

Toutes les courbes ainsi que tous les graphes correspondants aux caractéristiques de résistance de la coulée en coquille sont très en dessus de celles et ceux du mode de coulée en sable par contre les courbes ainsi que tous les graphes correspondants aux caractéristiques de ductilité en coquille sont en dessous de celles et ceux de la coulée en sable, ceci est du probablement au mode du refroidissement dans les moules qui est rapide dans la coquille et très lent dans le sable.

III.3.3 - MICROSTRUCTURE DE L'ALLIAGE HYPOEUTECTIQUE AlSi13



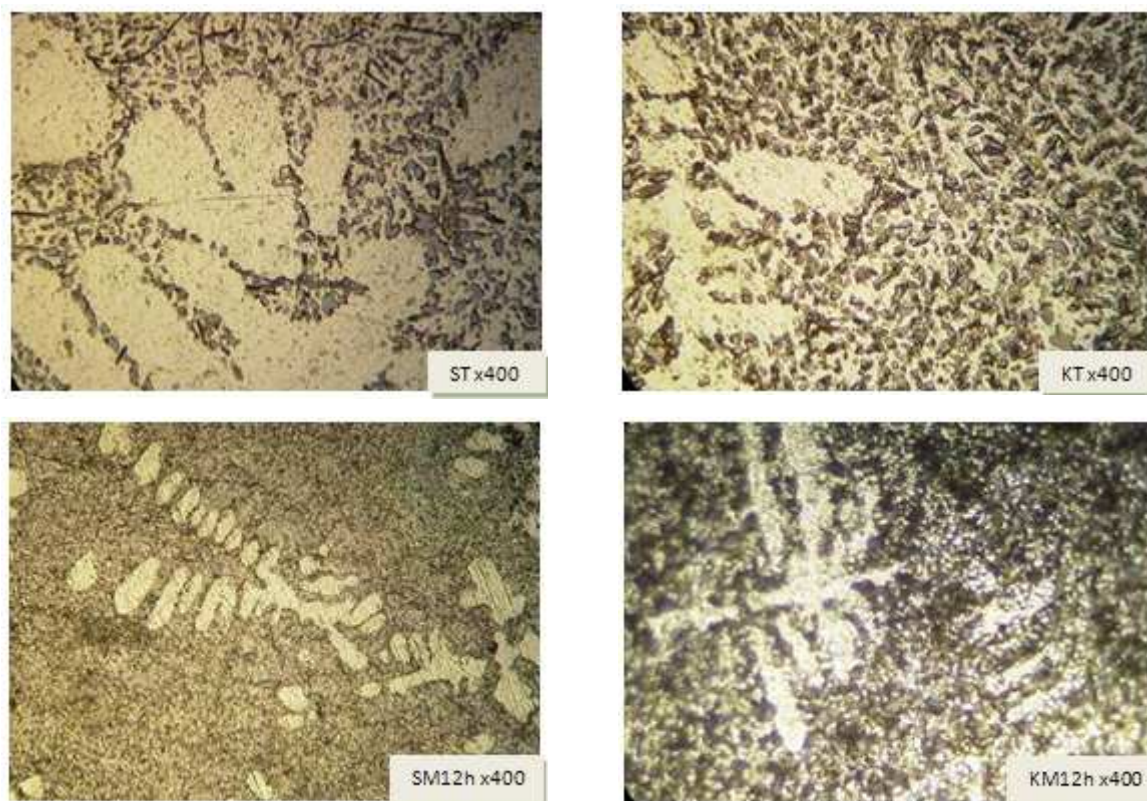
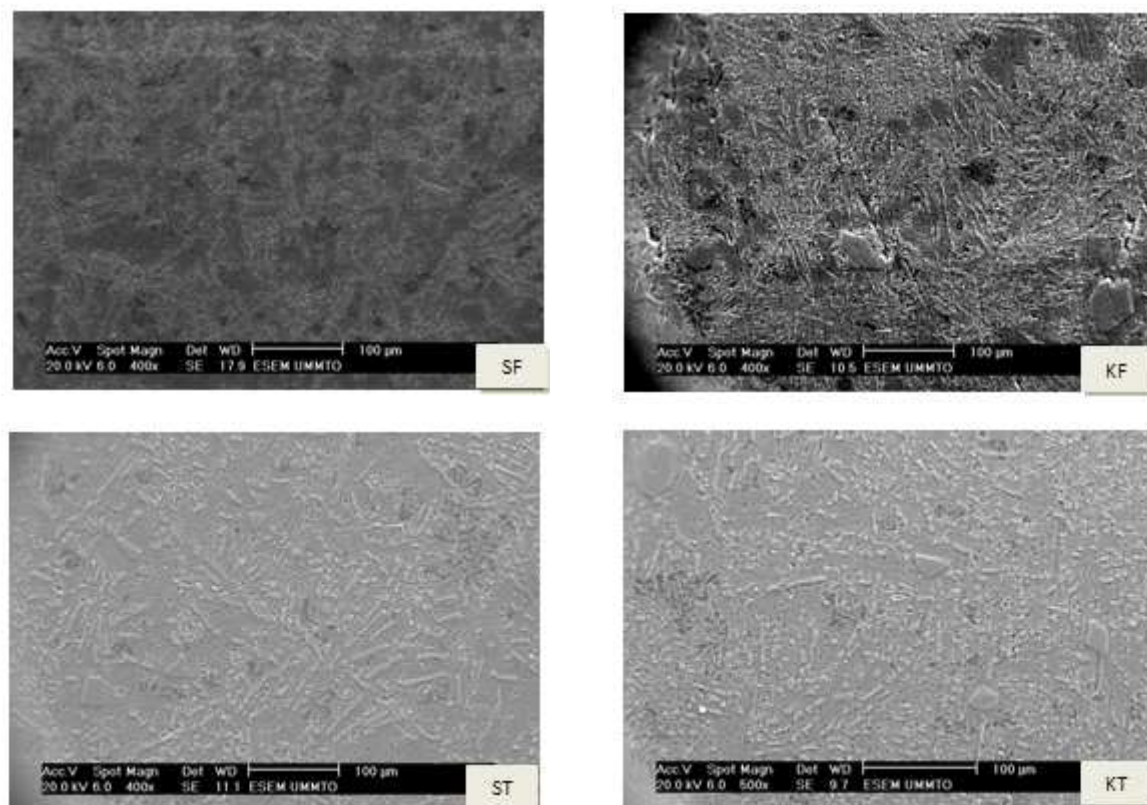


Fig.III.3.30 - Structures micrographiques de l'alliage de fonderie AlSi13.



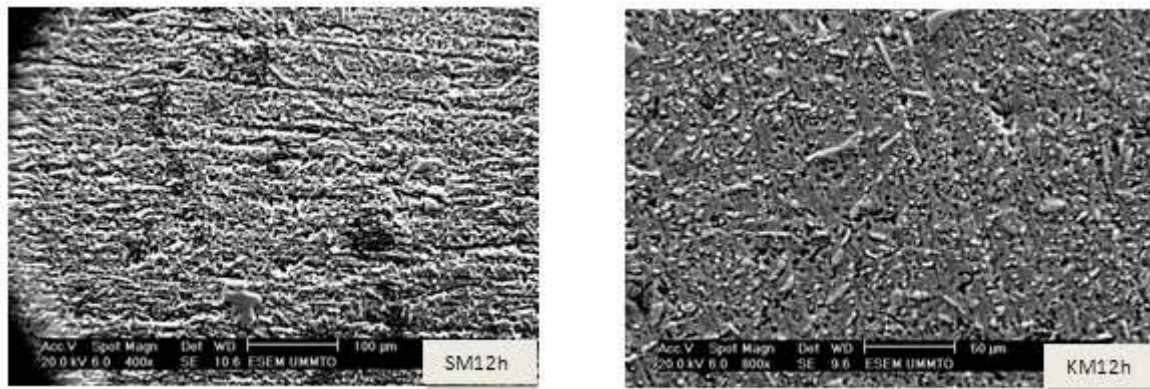


Fig.III.3.31 - Microstructures obtenues au MEB de l'alliage de fonderie AlSi13.

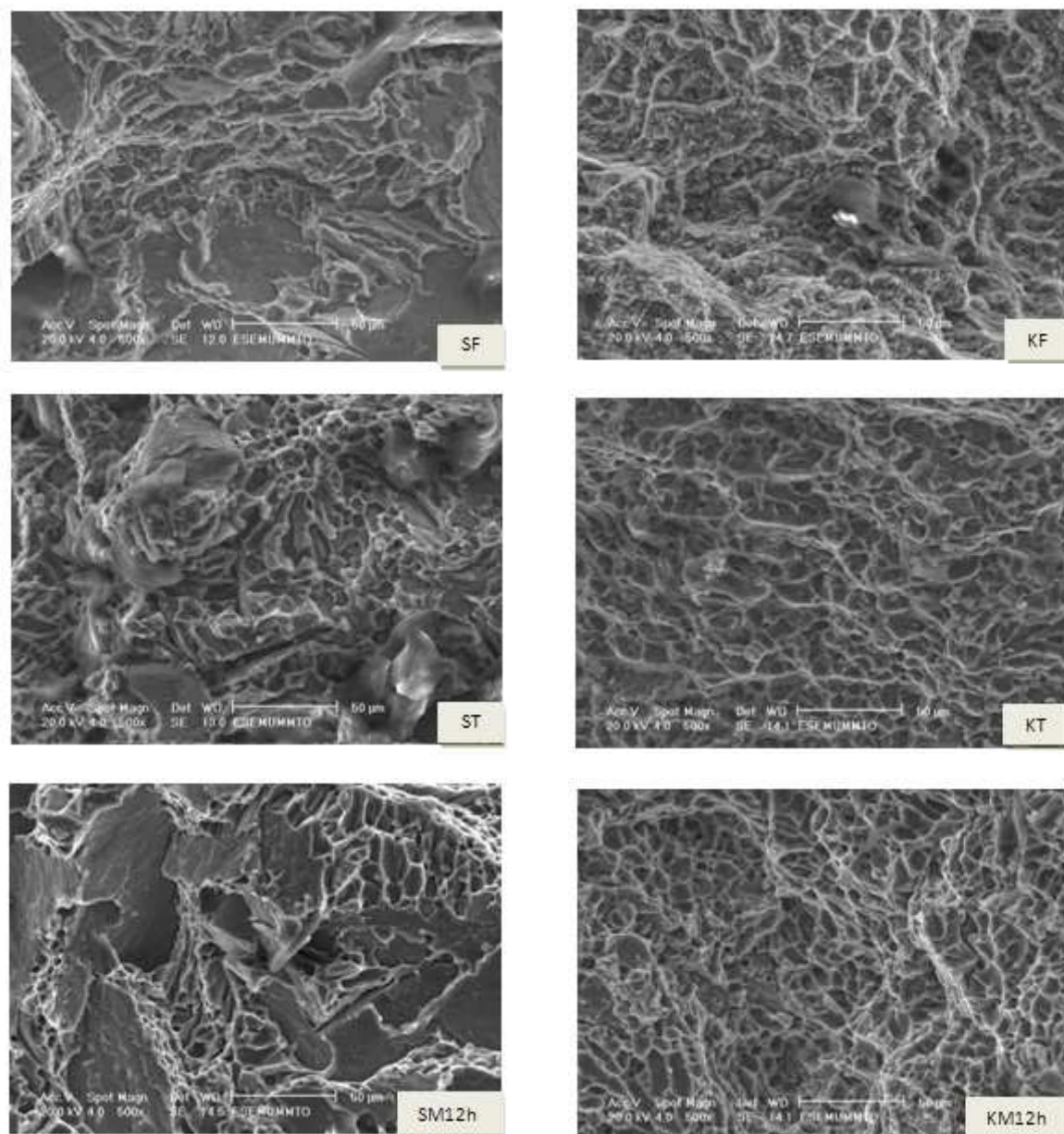


Fig.III.3.32 - Faciès de rupture en traction obtenus au MEB de l'alliage de fonderie AlSi13.

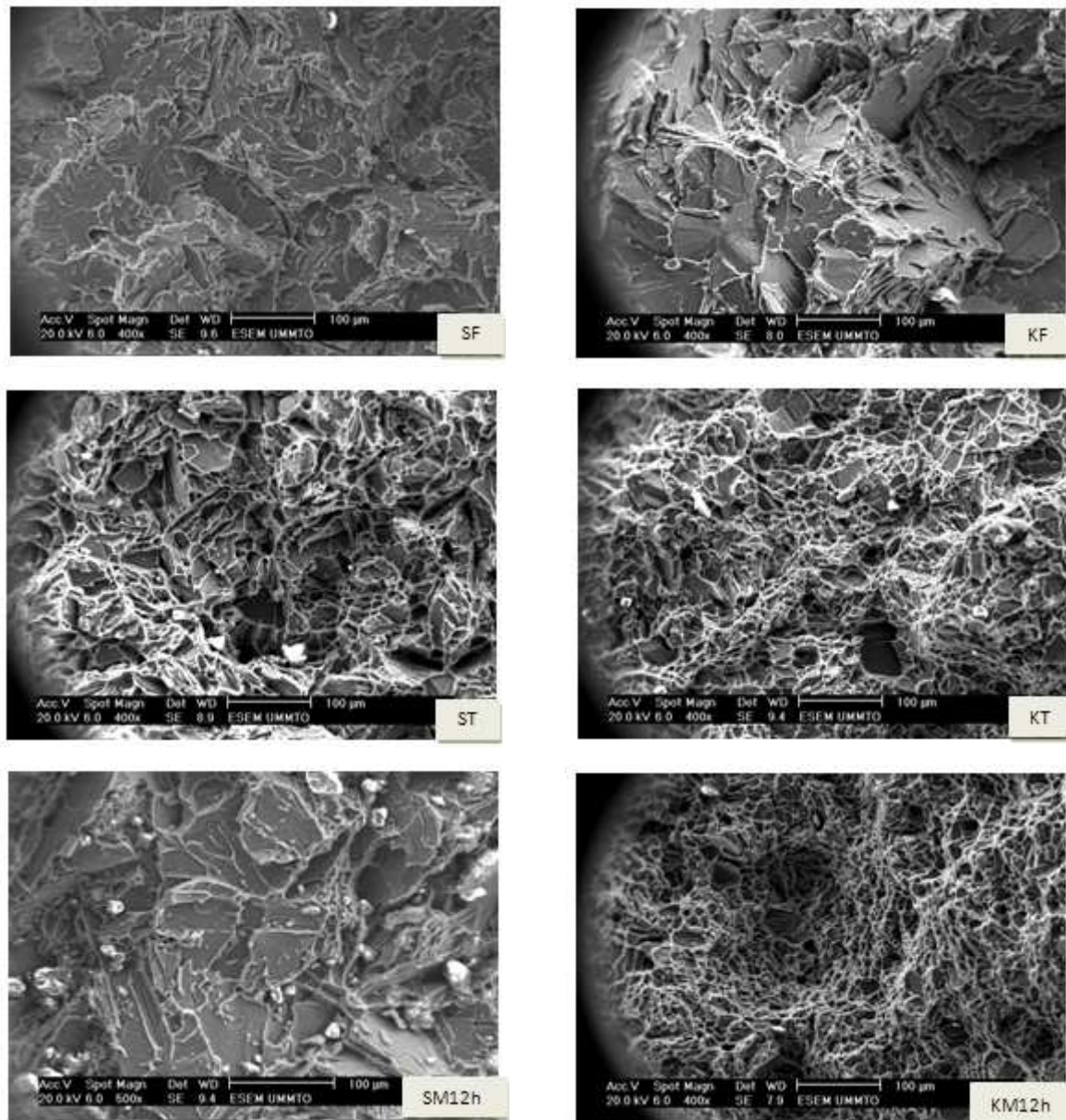


Fig.III.3.33 - Faciès de rupture en résilience obtenus au MEB de l'alliage de fonderie AlSi13.

Les Fig.III.3.1,2,17- a, b, c, d, e, f, g, h, i et j, Fig.III.3.3 – c et Fig.III.3.10 - c - Courbes de traction de comparaison (contrainte – déformation) moyennant une série de 5 éprouvettes identiques de l'alliage AlSi13 en mode de coulé en sable et en coquille aux états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h nous montrent que les déformations à rupture ainsi que les énergies de rupture sont faibles; de plus le tronçon de la courbe montrant le passage de la Contrainte moyenne maximale - $\langle \sigma^m \rangle$ à celle de la Contrainte moyenne de rupture - $\langle \sigma^r \rangle$ est une droite verticale : chute brutale de - $\langle \sigma^m \rangle$ à - $\langle \sigma^r \rangle$ avec - $\langle \varepsilon^m \rangle = \langle \varepsilon^r \rangle = cste$. Les résultats des coefficients de

striction sont pratiquement inférieurs à 0,1 Fig.III.3.8, 15 – a, b, e – $S < Z >$ et $K < Z >$ et Fig.III.3.27 – a, b – $K < Z > / S < Z >$ et les faciès de rupture, respectivement de traction Fig.III.3.32 et de résilience Fig.III.3.33 présentent un aspect brillant à grains. Ces cinq critères et observations nous confirment que la rupture de notre alliage est sensiblement une rupture fragile.

III.3.4 - METALLOGRAPHIE DE L'ALLIAGE ETUDIE

Dans les moules métalliques, la solidification se produit beaucoup plus rapidement que dans les moules en sable. Il en résulte une structure plus fine. La grosseur de grain de métal exerce une action importante sur ses propriétés mécaniques. Ces propriétés, surtout sa ductilité et sa plasticité, sont plus prononcées lorsque le grain est petit. A l'état brut de coulée, l'alliage étudié AlSi13 renferme généralement des dendrites formées après solidification et dans lesquelles la distribution du seul élément d'addition Si est non uniforme. Lors de l'analyse des microstructures obtenues par la microscopie optique, nous avons remarqué que la taille des grains obtenue par le moulage en coquille sont plus fins que celle obtenue par moulage en sable quels que soient les états considérés, Fig.III.3.30 (SF – KF et SM12h – KM12h), ce qui explique les résultats obtenus lors de l'essai de traction et de dureté.

III.3.5 - ETUDE COMPARATIVE SELON

III.3.5.1 - Les traitements thermiques

Les figures III.3. (3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10, 11, 12, 13, 14, 15 et 16) montrent respectivement les courbes moyennes groupées de dépendance de la contrainte appliquée en fonction de la déformation, les résistances moyennes à la traction $\langle \sigma^m \rangle$, $\langle \sigma^r \rangle$ et $\langle \sigma^e \rangle$ la micro dureté moyenne $\langle Hv_{0,05} \rangle$, la dureté Brinell moyenne $\langle HB \rangle$, le module d'Young moyen $\langle E \rangle$, le coefficient de consolidation moyen $\langle n \rangle$, le coefficient de Poisson moyen $\langle \nu \rangle$, l'allongement moyen en pourcent $\langle A\% \rangle$, le coefficient de striction moyen $\langle Z\% \rangle$ et l'allongement à la striction moyen $\langle Zu\% \rangle$ et la résilience moyenne $\langle Kcv \rangle$ en fonction du temps de maturation de l'alliage AlSi13 coulé en sable et en coquille aux états brut de coulée : F, trempé : T et maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h. Pour comparer les résultats obtenus, chaque groupe de courbes et caractéristiques correspondantes aux dix états sont rapportées sur les mêmes graphes respectivement pour les deux modes de coulée. Pour le mode de coulée en sable comme pour le mode de coulée en

coquille, on constate que les courbes des contraintes, de la micro dureté et de la dureté Brinell en fonction du temps de maturation décroissent de l'état brut de coulée à l'état M14h au détriment des allongements, de la striction et de la résilience qui croissent en sens inverse. Par contre le coefficient de rigidité (Fig.III.3.5, 12), les coefficients de Poisson (Fig.III.3.7,14) et de consolidation (Fig.III.3.6, 13) moyens restent presque invariants. Il ressort que les valeurs de la résistance à la rupture, la résistance à la traction, la limite d'élasticité, la micro dureté et la dureté Brinell de l'alliage à l'état brut de coulée noté : F sont supérieures à celles des autres états quel que soit le mode d'élaboration. L'analyse de ces résultats nous montre que le compromis est l'état brut de coulée noté : F pour des pièces de résistance quel que soit le mode de coulée car ce matériau est un alliage eutectique sans traitement thermique.

III.3.5.2 - Le mode de coulée

Les figures III.3. (17, 18, 19, 20, 21, 22, 23, 24, 25, 26, 27, 28 et 29) montrent la comparaison du mode de coulée en sable avec celui de coquille pour chaque état respectivement. Afin de choisir le meilleur mode d'élaboration de cet alliage, il est utile et nécessaire de confronter les résultats obtenus par coulée en sable et coulée en coquille métallique entre eux. Pour cela on a tracé sur un même graphe les courbes de contrainte-déformation figure III.3.17 pour chaque état respectif, les contraintes, la micro dureté, la dureté Brinell, les allongements, la striction et la résilience en fonction du temps de maturation fig. III.3. (18, 19, 20, 21, 22, 23, 24, 25, 26, 27, 28 et 29). Les résultats de ces études comparatives nous montrent que toutes les courbes du mode de coulée en coquille se situent au dessus de celles de la coulée en sable, ceci est du probablement au mode de refroidissement dans les différents moules et aux traitements spécifiques effectués. Donc les caractéristiques mécaniques de traction, de micro dureté et de dureté de l'alliage élaboré par coulée en coquille sont meilleures par rapport à celles relatives à la coulée en sable quels que soient les états considérés au détriment des caractéristiques de ductilité ; cela est dû probablement d'une part, au mode de refroidissement dans les moules, d'autre part à l'addition du seul élément Si ajouté volontairement et qui entrave seul le mouvement de dislocations.

On constate aussi que la maturation entraîne une chute de la limite élastique, de la résistance à la traction et à la rupture, de micro dureté et de la dureté Brinell au détriment des caractéristiques de plasticité et de strictions. Alors que le module d'Young E et le coefficient de Poisson ν ainsi que le coefficient d'écrouissage n restent pratiquement invariants. Les

résultats des coefficients de striction sont pratiquement inférieurs à 0,1 donc la rupture de notre alliage est sensiblement une **rupture fragile**.

III.3.6 - CONCLUSION

- Généralement toutes les caractéristiques de résistance du matériau sont maximales à l'état brut de coulée noté: $\langle F \rangle$ quel que soit le mode de coulée au détriment des caractéristiques de ductilité; ce qui nous confirme que les traitements thermiques effectués sur ce type d'alliage n'ont aucun impact sur ces dernières.

- les caractéristiques de résistance du matériau à l'état brut de coulée en mode de coulée en coquille métallique sont nettement améliorées par rapport à celles de la coulée en sable du même état, cela est dû probablement au mode de refroidissement et au seul ajout volontaire de l'élément Si qui entrave seul le mouvement de dislocations.

Ces deux principaux points définissent l'alliage comme étant eutectique d'utilisation à l'état brut de coulée sans traitement thermique.

Les traitements thermiques jouent le rôle d'accélérateur de dégradation par vieillissements des propriétés de résistance de l'eutectique AlSi13

- **Grossissement du grain**
- **Précipitation inexistence au niveau de l'eutectique AlSi13**

III.2.7 – TYPE DE RUPTURE

La rupture de l'alliage eutectique AlSi13 a un comportement semi fragile pour cinq raisons principales suivantes:

1. L'allongement à la rupture : $A\% < 5\%$,
2. La valeur du coefficient de striction $Z < 0,1$,
3. La résilience K_{cv} est très faible,
4. L'énergie de déformation volumique ou ténacité K_c est très faible avec absence de domaine plastique hétérogène car l'endommagement s'est produit d'une manière brutale suivant une asymptote verticale d'équation de déformations $\varepsilon_r = \varepsilon_m$ avec apparition et **propagation brutale** de la fissure sur un défaut.

$$W = W_e + W_{pho}$$

avec W_e : Energie élastique et W_{pho} : Energie plastique homogène

5. Les faciès de rupture en traction et en résilience nous montrent que la rupture est semi fragile intragranulaire avec clivage et présente un aspect brillant à grain.

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

CONCLUSION GENERALE

Dans cette présente thèse, on s'est focalisé principalement sur l'étude du comportement et de l'endommagement en traction et au choc de deux types d'aluminium industriel et de deux alliages de fonderie pour trois principales raisons :

- Augmentation éventuelle de leurs propriétés mécaniques par précipitation,
- Identification de la température de revenu et du temps de maturation les plus favorables ou les caractéristiques de résistance sont maximales avec compromis de ductilité,
- Détermination de leurs caractéristiques mécaniques qui seront éventuellement servies au calcul et au dimensionnement des différentes structures de la SNVI et de l'Electro-Industrie.

Ces quatre matériaux sont soumis à cinq techniques; à savoir : la traction, la dureté Brinell HB et la micro dureté Hv, la résilience Kcv et la microscopie.

Pour obtenir des niveaux élevés de résistances mécaniques des quatre matériaux, il faut gêner le mouvement des dislocations dans toute la masse de chaque matériau en provoquant la formation de précipités finement dispersés (Mg_2Si , Si, Mg), pour cela nous leurs avons fait subir un traitement thermique de durcissement structural spécifique qui se fait en quatre étapes suivantes :

1^{ère} étape : chauffage, mise en solution avec homogénéisation, 2^{ème} étape : trempe structurale, 3^{ème} étape : maturation et 4^{ème} étape : revenu,

Lors d'une mise en charge de l'éprouvette en traction monotone, on constate trois domaines: Le premier domaine de comportement élastique réversible, le deuxième domaine de déformation plastique homogène facilité par le mouvement de dislocation sous l'effet d'une contrainte. Il existe quatre possibilités, pour gêner le mouvement des dislocations, qui sont les sources principales du changement de la microstructure et éventuellement d'augmentation des caractéristiques de résistance dans toute la masse de l'alliage: durcissement par solution solide d'insertion ou de substitution, durcissement par affinement de la taille des grains, durcissement structural et existence de dislocations initiales.

Les deuxième et troisième conditions respectives nous indiquent que : le mouvement des dislocations seront d'autant plus gênées que plus la taille des grains par unité de volume est petite et plus les précipités sont petits et nombreux d'après la loi de Hall-Petch.

Le troisième domaine de déformation plastique hétérogène ou l'endommagement se fait brutalement : rupture fragile ou progressivement : rupture ductile.

L'analyse des principaux résultats des trois études nous montrent que pour :

1. L'ALUMINIUM VIERGE ET VIEILLI ELECTRIQUEMENT

La structure de ces deux types d'aluminium à grain unique ne possédant pas de joint est composée principalement d'Al et de particules intermétalliques de différents genres.

Le seul obstacle qui gêne le mouvement des dislocations de même signe dans le domaine plastique est le champ de contraintes créé lors de leur interaction entre elles.

Leur structure devient de plus en plus grossière au fur et à mesure que la température de revenu augmente ce qui détériore les caractéristiques de résistances des deux types d'aluminium.

La structure de l'aluminium vierge est plus améliorée que celle de l'aluminium vieilli électriquement quels que soient les états considérés.

- Le vieillissement électrique agit négativement sur les caractéristiques mécaniques de résistances qui les dégrade à long terme.
- Les caractéristiques de résistances du monocristal d'aluminium vierge sont plus grandes que celles du monocristal d'aluminium ayant subi un traitement de vieillissement électrique quels que soient les états considérés au détriment des caractéristiques de ductilité.
- Pour des pièces de résistances, nous recommandons l'aluminium vierge ou neuf à l'état brut de coulée noté : F sans traitement thermique spécifique.
- Par contre pour des pièces de ductilité, on recommande l'aluminium vierge ou neuf pour: le travail par déformation (filage, tréfilage emboutissage, pliage, laminage) : l'état revenu à 180°C (Rv180°C) ou par enlèvement de copeaux (usinage : tournage, fraisage, perçage, rectification) : l'état recuit.

D'une manière générale, les traitements thermiques de revenu effectués sur les deux types d'aluminium ont un effet néfaste sur les propriétés de résistance car ils jouent le rôle d'accélérateur de dégradation par vieillissements.

L'étude nous montre que l'aluminium a une grande ductilité, ce qui lui permet la facilité de sa mise en forme par déformation à froid (laminage, emboutissage, pliage, filage, tréfilage...) au détriment des caractéristiques de résistances qui sont faibles.

TYPE DE RUPTURE

Les résultats obtenus lors de l'investigation sur les deux types d'aluminium pur nous montrent que leur rupture est ductile pour quatre raisons essentielles

- Leurs allongements à la rupture $A\% \geq 5\%$
- Leur comportement durant la striction, par les valeurs du coefficient de striction $Z > 0,5$
- Leur résilience K_{cv} est grande
- L'énergie de rupture ou de déformation volumique ou ténacité K_C est très grande avec apparition et propagation progressive de la fissure sur un défaut.

Leurs courbes moyennes contrainte – déformation font apparaître trois grands domaines : élastique, plastique homogène et plastique hétérogène qui débute par une striction de l'éprouvette avec apparition, coalescence et propagation progressive de la fissure sur un défaut.

Leur mode de rupture est probablement de type II avec chargement dans le plan de la fissure

2. POUR LES DEUX ALLIAGES DE FONDERIE AlSi10Mg et AlSi13

Les observations communes tirées des structures des deux alliages de fonderie obtenus dans ce présent travail peuvent être résumées de la manière suivante :

- Il est bien évidemment connu, lors de la coulée par gravité des deux alliages dans les deux moules différents, que le temps de solidification dans le moule en coquille métallique est relativement plus bas que celui du moulage en sable, il en résulte une nette amélioration des propriétés mécaniques de résistance du à une structure plus fine des deux alliages coulés en coquille que celle obtenue par la coulée en sable.

- De plus, la solidification dans des moules en coquille ou en sable engendre d'une part une répartition aléatoire et non uniforme de la teneur des éléments ajoutés (Si et Mg) à la matrice Al de structures locales hétérogènes définies par des champs de contraintes internes variant d'un point à un autre, d'autre part et respectivement des grains de même ou de différente taille avec la distribution homogène ou hétérogène du champ de contraintes internes formant ainsi deux régions de déformations difficile ou facile dont lesquelles les caractéristiques de résistance sont augmentées ou détériorées.

- D'ailleurs, l'observation des micrographies optiques nous montrent et nous confirment que la finesse des grains du moulage en coquille est plus prononcée que celle obtenue par le moulage en sable d'où les caractéristiques de résistance des deux alliages élaborés par coulée en coquille métallique sont meilleures par rapport à celles des deux alliages obtenus par coulée en sable.

– Le choc thermique dû à la trempe des deux alliages provoque instantanément un champ de contraintes internes résiduelles avec un retrait de compression en surface et un autre de traction au cœur.

– Les maturations suivies de revenus consistent à rechercher une structure d'équilibre stable avec accélération d'une part de la relaxation des contraintes internes résiduelles et d'autre part du durcissement structural par précipitation.

TYPE DE RUPTURE DES DEUX ALLIAGES AlSi10Mg HYPOEUTECTIQUE ET AlSi13 EUTECTIQUE

Les résultats obtenus lors de l'étude détaillée des deux alliages de fonderie nous confirment que leur mode de rupture est semblable à une rupture semi fragile pour cinq raisons principales suivantes :

- Leurs allongements à la rupture : $A\% < 5\%$
- Leurs valeurs des coefficients de striction $Z < 0,1$
- Leur résilience K_{cv} **est** très faible
- Leur énergie de déformation volumique ou ténacité K_C est très faible avec absence du domaine plastique hétérogène car l'endommagement s'est produit d'une manière brutale et suivant une asymptote verticale d'équation de déformations $\varepsilon_r = \varepsilon_m$ avec apparition et propagation brutale de la fissure sur un défaut.
- Leurs faciès de rupture en traction et en résilience nous montrent que leur rupture est semi fragile intragranulaire avec clivage et présentent un aspect brillant à grain

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

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

3. L'ALLIAGE AlSi10Mg SEUL

- Les maturations suivies de revenus provoquent la précipitation optimale de Mg_2Si intragranulaires fins et éventuellement cohérents avec la matrice de l'aluminium, ce qui peut expliquer l'augmentation des caractéristiques de résistance pour les deux modes d'élaboration
- Lors de l'investigation de la microstructure à l'aide du MEB de l'alliage étudié pour les deux modes d'élaboration, nous avons constaté que la coulée en coquille diminue le

nombre de défauts volumiques (retassures, criques) et les maturations suivies de revenus affinent la taille des grains (joints de grains) et des précipités et engendrent une répartition uniforme et homogène des précipités et de la teneur des éléments ajoutés (Si et Mg) à la matrice Al

- L'amélioration des caractéristiques de résistance de l'alliage étudié aux états maturés suivis de revenus pour les deux modes d'élaboration) est dû probablement aux quatre principaux obstacles qui peuvent ralentir le glissement des dislocations dans le domaine de déformation plastique homogène obtenu lors d'une mise en charge de l'éprouvette en traction uniaxiale.

Ces quatre facteurs modifient la microstructure qui est intimement liée aux propriétés mécaniques de l'alliage par

- L'ajout volontaire en substitution de deux éléments (Si et Mg) à la matrice Al qui engendrent soit un champ de contrainte de compression qui interagit avec les dislocations ou leur diffusion vers ces dernières pour les épingler et les bloquer,
- L'affinement de la taille des grains donc des joints de grain dont leur rôle est double. Ils peuvent constituer respectivement soient des pièges ou des barrières avec disparition ou accumulation des dislocations,
- L'affinement de la taille des précipités avec augmentation de leur nombre et de leur cohérence vis-à-vis de la matrice Al. Pour franchir ces précipités, la dislocation en mouvement peut alors soit les cisailer ou les contourner en créant des défauts,
- L'existence de dislocations initiales : En général, la génération des dislocations dans un même alliage sous l'effet de contraintes sont de même signe qui se repoussent. Il va falloir développer une contrainte supplémentaire pour faire mouvoir les dislocations au voisinage des autres pour leur permettre de franchir le joint de grain et de passer d'un grain à l'autre.

Ces quatre mécanismes de durcissement structural interviennent directement sur la finesse de la microstructure en augmentant considérablement les propriétés mécaniques de résistances de l'alliage pour les deux modes d'élaboration.

Les graphes (contraintes – temps de maturation) de l'alliage étudié pour les deux modes d'élaboration nous montrent l'évolution des propriétés mécaniques de résistances extrinsèques qui sont la limite d'élasticité $\langle \sigma^e \rangle$, la résistance maximale à la traction $\langle \sigma^m \rangle$, la résistance à la rupture $\langle \sigma^r \rangle$, la dureté $\langle HB \rangle$ et la micro dureté $\langle Hv_{0,05} \rangle$ qui croissent respectivement à différentes vitesses de l'état brut de coulée : (S-K)F pour atteindre la valeur maximale à l'état : (S-K)M12h pour décroître jusqu'à : (S-K)M14h (Fig.III.2.3, 4)

et (Fig.III.2.10, 11). Ceci est dû probablement à l'affinement de plus en plus prononcé de la microstructure. Pour cela et au fur et à mesure que la taille des grains et des précipités deviennent de plus en plus petits et nombreux avec l'évolution de la cohérence des précipités avec la matrice Al, les caractéristiques de résistance croissent en fonction de l'augmentation du temps de maturation jusqu'à l'état M12h compromis de caractéristiques de résistance et de précipitation maximales. L'état M12h présente une microstructure la plus fine avec des précipités intragranulaires, uniformément répartis, homogènes et cohérents vis-à-vis de la matrice Al. Au delà de l'état M12h, la cohérence se perd ainsi les précipités deviennent semi-cohérents puis incohérent avec la matrice Al. Ce qui explique la croissance des caractéristiques de résistance de l'état brut de coulée jusqu'à M12h compromis à partir duquel leur dégradation s'accroît pour atteindre l'état M14h.

Les caractéristiques de résistance de l'alliage de fonderie AlSi10Mg coulé en coquille sont nettement supérieures à celles de la coulée en sable quels que soient les états considérés, ceci est attribué au fait après les différents traitements de durcissement structural, la structure de la coulée en coquille est plus fine que celle obtenue par la coulée en sable.

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

Afin de répondre aux exigences des constructeurs pour une utilisation rationnelle de ce matériau dans divers mécanismes soumis à de grands efforts mécaniques, il est préférable d'élaborer les différentes pièces destinées à l'usage de différentes natures dans des coquilles métalliques suivies d'une maturation de 12h pour les pièces de résistance et inversement. Donc l'AlSi10Mg est un alliage de fonderie à traitement thermique ayant une très bonne coulabilité et une bonne tenue à la corrosion.

4. L'ALLIAGE AlSi13 SEUL

La structure de l'alliage AlSi13 est affectée par trois paramètres seulement qui provoquent le durcissement et qui servent de barrières au glissement des dislocations :

- Ajout volontaire en substitution d'un seul élément (Si) étranger à la matrice Al,
- Grossissement de la taille des grains avec diminution du nombre de joints de grain,
- Existence de dislocations initiales.

Le deuxième paramètre qui est néfaste aux résultats attendus de l'étude de cet alliage eutectique, nous montre que ses caractéristiques de résistance se détériorent avec l'évolution

de l'augmentation du temps de maturation et ceci est attribué à la taille des grains qui grossit de l'état brut de coulé à l'état mûré M14h pour les deux modes d'élaboration. L'évolution du grossissement de la microstructure engendre une diminution distincte de joints de grains qui servent d'obstacles forts au déplacement des dislocations dans le domaine de comportement plastique homogène de l'éprouvette soumise lors de son chargement en traction monotone.

Dans ce cas de figure, nous pouvons dire que les traitements thermiques effectués sur ce type d'alliage ont un impact négatif. En effet, ce traitement de durcissement structural a causé la détérioration au lieu d'une éventuelle augmentation de ses caractéristiques mécaniques de résistance attendues lors de son étude.

Donc le durcissement par précipitation a un comportement d'accélérateur du processus de dégradation par vieillissements des caractéristiques mécaniques de résistance de cet alliage.

Les graphes (contraintes – temps de maturation) de l'alliage étudié pour les deux modes d'élaboration nous montrent l'évolution des propriétés mécaniques de résistances extrinsèques qui sont la limite d'élasticité $\langle \sigma^e \rangle$, la résistance maximale à la traction $\langle \sigma^m \rangle$, la résistance à la rupture $\langle \sigma^r \rangle$, la dureté $\langle HB \rangle$ et la micro dureté $\langle Hv_{0,05} \rangle$ et qui décroissent respectivement d'une façon modérée de l'état brut de coulée : (S-K)F pour atteindre la valeur minimale à l'état (S-K)T qui reste constante sans variation jusqu'à l'état (S-K)M14h Fig.(III.3.3, 4) et Fig.(III.3.10, 11)

Les microstructures obtenues au microscope électronique à balayage mettent en évidence deux phases distinctes α (phase riche en élément de solvant : Al) et β (phase riche en élément de soluté : Si) avec l'inexistence des précipités aux états mûrés suivis de revenus pour les deux modes d'élaboration, ce qui nous permet de confirmer que cet alliage est d'utilisation brut de coulée uniquement sans durcissement structural par précipitation quel que soit le mode d'élaboration. La répartition des phases $\alpha + \beta$ montre une structure eutectique fibreuse sous forme de corail.

Les caractéristiques mécaniques de résistance de l'alliage AlSi13 brut de coulée en coquille métallique sont nettement supérieures à celles du même état coulé cette fois-ci en sable quels que soient les états considérés. Ceci est attribué à la solidification de l'alliage qui génère la taille des grains de la coulée en coquille à l'état brut plus petite que celle de la coulée en sable du même état.

Généralement toutes les caractéristiques de résistance du matériau sont maximales à l'état brut de coulée noté: $\langle F \rangle$ quel que soit le mode de coulée au détriment des caractéristiques de

ductilité; ce qui nous confirme que les traitements thermiques effectués sur ce type d'alliage n'ont aucun impact sur ces dernières.

Ce principal point définit l'alliage comme étant eutectique d'utilisation à l'état brut de coulée sans traitement thermique.

Pour les pièces respectivement de résistance ou de ductilité, nous recommandons le mode de coulée en coquille aux états suivants : brut de coulée noté : F ou revenu à 180°C ou recuit à 540°C.

Donc l'AlSi13 est un alliage de fonderie sans traitement thermique ayant une excellente coulabilité et une très bonne tenue à la corrosion.

CONCLUSION

Les deux études des deux alliages de fonderie AlSi10Mg et AlSi13 respectifs nous montrent les rôles bénéfiques ou non que joue l'addition des deux éléments Si et Mg à la matrice Al sont de

Deux types : l'augmentation du pourcentage de silicium influe considérablement sur

- la coulabilité qui devient excellente,
- et les propriétés de résistance de l'alliage qui diminuent nettement

Trois types pour l'ajout de Mg :

- Le magnésium améliore la réponse au traitement thermique,
- L'alliage AlSi10Mg est durcissable par précipitation contrôlée de composé Mg_2Si ,
- Le magnésium est le principal vecteur et agent d'amélioration en grande partie des caractéristiques mécaniques.

Les structures élaborées à partir de l'alliage AlSi10Mg supportent de grands efforts par contre celles coulées en AlSi13 peuvent seulement être soumises à des efforts moyens.

Les deux études nous montrent que les traitements thermiques effectués sur les deux types d'aluminium et sur l'alliage AlSi13 ont un effet néfaste sur les propriétés de résistance car ils jouent le rôle d'accélérateur de dégradation par vieillissements.

D'une manière générale les caractéristiques mécaniques extrinsèques des quatre matériaux qui dépendent du changement de microstructure sont toutes celles de résistances et de ductilité à l'exception de celles qui sont intrinsèques aux matériaux telles que : le module de rigidité et le coefficient de Poisson (Fig.III.1.40-41-42) qui restent presque invariants.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

PARTIE I

Chapitre I.1

- [1]. Michel Colombié et Coll, *Matériaux industriels : Matériaux métalliques*, p.868, Dunod, Paris, 2001, 2008, ISBN 978-2-10-053918-5
- [2]. Donald R.Askeland, *The Science and Engineering of Materials*, Third Edition, p.813, PWS Publishing Company Boston (1994)..
- [3]. Jean-Paul Baillon, Jean-Marie Dorlot, *Des Matériaux*, p.736, 3^{ème} édition, Ecole Polytechnique de Montréal, Montréal (2000).
- [4]. Jean Baralis, Gérard Maeder, *Précis de Métallurgie : (Elaboration, structure-propriétés et normalisation)*, p.186, 1^{ère}, 5^{ème} et 6^{ème} édition, Afnor-Nathan, Paris (1997).
- [5]. GARAT (M.). – Effets respectifs de la finesse de structure et de la compacité sur les caractéristiques mécaniques statiques et dynamiques de l'A-S7G06. Fonderie Fondateurs d'aujourd'hui, p. 21 à 24, nov. 1989
- [6]. I. Lakhtine, *Métallographie et traitements thermiques*, p.415, 4^{ème} édition, Mir, Moscou (1986).
- [7]. J. Lignon, R. Maillebeau, *Technologie des fabrications mécaniques : Etude des matériaux I - Métaux ferreux*, fascicule 9, Delagrave, Paris (1980).
- [8]. J. Lignon, R. Maillebeau, *Technologie des fabrications mécaniques : Etude des matériaux II - Matériaux non ferreux*, fascicule 21, Delagrave, Paris (1977).
- [9]. G. Lemasson, R. Blain, *Technologie et université, Matériaux de construction mécanique et électrique : désignations, classifications, caractéristiques, emplois*, 6^{ème} édition, Dunod 1983.
- [10]. R. Quatermer, J.-P. Trotignon, *Précis de construction mécanique :1. Dessin, conception et normalisation*, 7^{ème} Edition, NATNAN-AFNOR, Paris (1978).
- [11]. Christian Eloy, Aide mémoire, fabrication en construction mécanique, édition dunod.
- [12]. Jean Perdijon, Aide mémoire: Contrôle des matériaux.
- [13]. Michel Dupeux, Aide-mémoire, Science des matériaux, p.335, Dunod, Paris, (2004).
- [14]. G. Facy et M. Pompidou. *Précis de fonderie : Méthodologie, production et normalisation*, AFNOR 2^{ème} édition (1992).
- [15]. J. R. Bourgeois, H. Chauvel et J. Kessler, *Mémotech : Génie des matériaux*, p.328, Les fondeurs de France.

- [16]. D. Altenpohl, Un regard à l'intérieur de l'aluminium, p.272, Feldmeilen, Suisse (1976).
- [17]. C. Vargel, *Le comportement de l'aluminium et de ses alliages*, p.267, Dunod, Paris (1979).
- [18]. J. Lanthony, L'aluminium et les alliages légers, p.127, 3^{ème} édition, Presses Universitaires de France, 1968
- [19]. «Aluminium». Encyclopédie Microsoft Encarta 97 (1996). [Cd-Rom]. © Microsoft
- [20]. Victor CASTELHANO, Probatoire: Etude des différentes techniques induisant le durcissement des alliages d'aluminium les plus courants, en particulier évolution des microstructures et des propriétés mécaniques, Conservatoire National des Arts et Métiers, Centre Régional de Champagne – Ardenne, janvier 2001.
- [21]. Khaled ELLEUCH, comportement en fretting d'alliages d'aluminium - effet de l'anodisation, THESE de Doctorat de l'Ecole Centrale de LYON, Spécialité : Matériaux, présentée et soutenue publiquement en juin 2002.
- [22]. Henry Proudhon, identification des mécanismes de fissuration dans un alliage d'aluminium sollicité en fretting et en fatigue, THESE de Doctorat de l'institut national des sciences appliquées de LYON, Spécialité : Génie des Matériaux, présentée et soutenue publiquement le 10 janvier 2005.
- [23]. Dominique Ottello, Technologie des Métaux et alliages particulièrement en aéronautique
- [24]. Roger DEVELAY, Aluminium et alliages d'aluminium corroyés : propriétés métalliques, M 438 -26, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [25]. Roger DEVELAY, Propriétés technologiques de l'aluminium et ses alliages corroyés, M 439 -24, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [26]. Roger DEVELAY, Propriétés de l'aluminium et des alliages d'aluminium corroyés M 440 - 32, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [27]. Sylvain Jacob, Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie, M 442-10, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [28]. Roger Devaley, Données numériques sur l'aluminium non allié, Form. M 443-24, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [29]. Roger DEVELAY, Données numériques sur les alliages d'aluminium de transformation, Form. M 445-49, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

- [30]. Sylvain Jacob, Techniques de l'ingénieur: Données numériques sur les alliages d'aluminium de moulage Form. M 449-38, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques (1993).
- [31]. François BAZILE, Propriété du magnésium et de ses alliages, M 450-16, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques
- [32]. PORTALIER (R.). – Fonderie et moulage des alliages d'aluminium. M 810 à M 813 (1990). Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [33]. Christian VARGEL, Propriétés générales de l'aluminium et de ses alliages, M 4 661 – 16, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [34]. Sylvain JACOB, Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie, M 4 675 - 14 Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

Chapitre 1.2

- [1]. Michel Colombié et Coll, *Matériaux industriels : Matériaux métalliques*, p.868, Dunod, Paris, 2001, 2008, ISBN 978-2-10-053918-5
- [2]. Jean Baralis, Gérard Maeder, *Précis de Métallurgie : (Elaboration, structure-propriétés et normalisation)*, p.186, 1^{ère}, 5^{ème} et 6^{ème} édition, Afnor-Nathan, Paris (1997).
- [3]. Cahier de charge (fonderie d'aluminium) de SONACOM document N 8056, Année d'édition 1978
- [4]. U.F.R Rouïba, Processus Technologique d'élaboration des alliages d'aluminium de fonderie.
- [5]. Notes Techniques de Fonderie : alliages au silicium : Alliage A-S10G, alliage normalisé suivant la norme AFNOR A.57-702
- [6]. Fiches Techniques d'alliages de Fonderie à l'usage des fondeurs, A-S10G : alliage de fonderie à traitement thermique, normalisé suivant la norme AFNOR A.57-702.
- [7]. Fiches Techniques d'alliages de Fonderie à l'usage des constructeurs, A-S10G : alliage de fonderie à traitement thermique, normalisé suivant la norme AFNOR A.57-702 et PN A 57-703
- [8]. M. Claude Mascré, M. André Lefèbvre, La solidification de l'A-S13 (Alpax), 32^{ème} Congrès de fonderie organisé à Paris (juin 1959)
- [9]. Notes Techniques de Fonderie : alliages au silicium : Alliage A-S13, alliage normalisé suivant la norme AFNOR A.57-702.
- [10]. Fiches Techniques d'alliages de Fonderie à l'usage des fondeurs, A-S13 : alliage de fonderie sans traitement thermique, normalisé suivant la norme AFNOR A.57-702.

- [11]. Fiches Techniques d'alliages de Fonderie à l'usage des constructeurs, A-S13 : alliage de fonderie sans traitement thermique, normalisé suivant la norme AFNOR A.57-702 et PN A57-703.
- [12]. ALUMINIUM PECHINEY. – Alliages de moulage. Catalogue des fiches techniques. 1998.
- [13]. Catalogue des Éditions techniques de la Fonderie.1998.
- [14]. Brochures du Centre technique des Industries de la Fonderie.
- [15]. Documentation interne Aluminium Pechiney.
- [16]. MONDOLFO (L.F.). – Aluminium alloys. Structures and properties. 1976. Butterworths.
- [17]. ALUMINIUM PECHINEY. – Alliages de moulage.Catalogue des fiches techniques. 1998.
- [18]. Metals Handbook. Casting. Vol. 15. 1988.
- [19]. Aluminium Taschenbuch. 14e édition, 1988. Aluminium Verlag GmbH.
- [20]. Documentation interne Aluminium Pechiney.
- [21]. Catalogue des Éditions techniques de la Fonderie. 1998.
- [22]. Brochures du Centre technique des Industries de la Fonderie
- [23]. Guy. Murry, Aide Mémoire : Métallurgie (Métaux, Alliages, Propriétés), p.329, Dunod, Paris (2004).
- [24]. Michel DUPEUX. Aide mémoire : Science des matériaux. DUNOD, Paris 2004
- [25]. Gérard de Smet, *La pratique des traitements thermiques des métaux industriels*, p.530 Dunod, Paris (1972
- [26]. I. Lakhtine, *Métallographie et traitements thermiques*, p.415, 4^{ème} édition, Mir, Moscou (1986).
- [27]. J. Bernart, A. Michel, J.Philibert et J. Talbot, *Métallurgie générale*, p. 665, Masson, Paris (1969 et 1984)
- [28]. 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).
- [29]. J. Philibert, A.Vignes, Y. Bréchet, P. Combrade, *Métallurgie du minerai au matériau*, p.1107, édition Masson , Paris (1998).
- [30]. C. Chaussin, G. Hilly, *Métallurgie: alliages métalliques (Tome 1)*, p.380, 8^{ème} édition, Dunod, Paris (1976).

- [31]. C. Chaussin, G. Hilly, *Métallurgie : élaboration des métaux*, tome 2, p.272, 9^{ème} édition Dunod, Paris(1984).
- [32]. C. Chaussin, G. Hilly, *Métallurgie : Alliages métalliques*, Tome 1, Dixième édition, E.N.S.A.M. Ecoles d'ingénieurs I.U.T. et B.T.S. Dunod.
- [33]. Philippe VOISIN, *Métallurgie extractive de l'aluminium*, M 2 340-27, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [34]. François HERBULOT, *Récupération et recyclage de l'aluminium. Stratégie*, M 2 345-15, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [35]. François HERBULOT, *Récupération et recyclage de l'aluminium. Matières premières*, M 2 346-17, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [36]. François HERBULOT, *Récupération et recyclage de l'aluminium. Fusion et mise en forme*, M 2 347-20, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [37]. Pierre CUENIN, *Industrie de la fonderie*, M 3 500-7, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [38]. Pierre CUENIN, *Techniques de fabrication : Généralités*, M 3 510-3, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [39]. Pierre CUENIN, *Moulage – Noyautage*, M 3 512-70, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [40]. Pierre CUENIN, *Métallurgie des alliages de fonderie*, M 3 520-16, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [41]. Pierre Guenin, *Métallurgie des alliages de fonderies - Traité matériaux métalliques* M 3521, p.15, Dunod - Afnor, Paris (2002). Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [42]. Pierre CUÉNIN, *Parachèvement. Finition*, M 3 525-6, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [43]. Pierre CUÉNIN, *Contrôle. Qualité*, M 3 530-7, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [44]. Pierre CUENIN, *Outillages de fonderie*, M 3 535-5, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [45]. Pierre CUENIN, *Spécification des pièces de fonderie. Normalisation. Ingénierie*, M 3 540-7, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [46]. Gilbert BELLANGER, *Remplissage des pièces moulées en sable. Notions fondamentales*, M 3 565-20, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.

- [47]. Gilbert BELLANGER, Remplissage des pièces moulées en sable. Système d'attaque, M 3 566-24, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [48]. Gilbert BELLANGER, Remplissage des pièces moulées en sable. Filtration en moule, M 3 567-20, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [49]. Philippe JASSON, Sables et matériaux de moulage de fonderie, M 3 575-23, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [50]. Sylvain PERRET, Outillage de fonderie : Conception, M 3 585-22, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [51]. Sylvain PERRET, Outillage de fonderie : Fabrication et évolutions, M 3 586-9, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [52]. Jean-Jacques PERRIER, Fusion des alliages d'aluminium, M 3 635-24, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [53]. Jean-Jacques PERRIER et Sylvain JACOB, Moulage des alliages d'aluminium Généralités. Moule destructibles M 3 636 – 14, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [54]. Jean-Jacques PERRIER et Sylvain JACOB, Moulage des alliages d'aluminium Moules permanents, M 3 637 – 24, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [55]. Jean-Jacques PERRIER et Sylvain JACOB, Fonderie d'aluminium : défauts et conception des pièces, M 3 638 – 19, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [56]. Jean-Jacques PERRIER et Sylvain JACOB, Fusion, moulage et fonderie des alliages d'aluminium, Doc. M 3 639-4, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [57]. Gérard LAGRENÉ, Fonderie et moulage des alliages de magnésium, M 3 640-12, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [58]. Jean-Marie BRIARD, Parachèvement en fonderie : Décochage, Grenaillage, M 3 658-14, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [59]. Jean-Marie BRIARD, Parachèvement en fonderie : Ébarbage. Finition, M 3 659-12, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [60]. Gérard FACY, Contrôles en fonderie : Principes, M 3 660-16, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [61]. Gérard FACY, Contrôles en fonderie : Mise en oeuvre, M 3 661-26, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

- [62]. Gérard FACY, Contrôles en fonderie, Doc. M 3 662-2, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [63]. Alain LE DÉAUT, Nicole LAPLAICHE, Santé et sécurité en fonderie, M 3 670-6, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [64]. Bernard DUQUET, Environnement en fonderie : Installations classées, M 3 675-15, Techniques de l'Ingénieur.
- [65]. Bernard DUQUET, Environnement en fonderie : eau, M 3 676-8, Techniques de l'Ingénieur.
- [66]. Bernard DUQUET Environnement en fonderie : air, M 3 677-10, Techniques de l'Ingénieur.
- [67]. Bernard DUQUET, Environnement en fonderie : bruit, M 3 678-7, Techniques de l'Ingénieur.
- [68]. Bernard DUQUET, Les déchets de fonderie, M 3 679-14, Techniques de l'Ingénieur
- [69]. Bernard DUQUET, Les déchets de fonderie : Réglementation, M 3 680-14, Techniques de l'Ingénieur.
- [70]. Bernard DUQUET, Les déchets de fonderie : Stockage, M 3 681-10, Techniques de l'Ingénieur.
- [71]. Bernard DUQUET, Environnement en fonderie : Sols pollués M 3 682-9, Techniques de l'Ingénieur.
- [72]. Bernard DUQUET, Environnement en fonderie : Management environnemental, M 3 683-11, Techniques de l'Ingénieur.

Chapitre I.3

- [1]. Michel Colombié et Coll, *Matériaux industriels : Matériaux métalliques*, p.868, Dunod, Paris, 2001, 2008, ISBN 978-2-10-053918-5
- [2]. Donald R. Askeland, *The Science and Engineering of Materials*, Third Edition, p.813, PWS Publishing Company Boston (1994)..
- [3]. Jean-Paul Baillon, Jean-Marie Dorlot, *Des Matériaux*, p.736, 3^{ème} édition, Ecole Polytechnique de Montréal, Montréal (2000).
- [4]. Jean Baralis, Gérard Maeder, *Précis de Métallurgie : (Elaboration, structure-propriétés et normalisation)*, p.186, 1^{ère}, 5^{ème} et 6^{ème} édition, Afnor-Nathan, Paris (1997).
- [5]. I. Lakhtine, *Métallographie et traitements thermiques*, p.415, 4^{ème} édition, Mir, Moscou (1986)

- [6]. Pierre Papon, Jaques Leblond et Paul H. E. Meijer, *Physique des transitions de phase: concepts et applications*, p.406, 2^{ème} édition, Dunod, Paris (2002).
- [7]. GARAT (M.). – Effets respectifs de la finesse de structure et de la compacité sur les caractéristiques mécaniques statiques et dynamiques de l'A-S7G06. Fonderie Fondateurs d'aujourd'hui, p. 21 à 24, nov. 1989
- [8]. S.BENSAADA, Mécanismes de Germination, de Croissance et de Coalescence dans les alliages binaires, Cours
- [9]. Dominique Ottello, Technologie des Métaux et alliages particulièrement en aéronautique
- [10]. Wilfried kurz, Jean. P.Mercier et Gérard Zamdelli, Introduction à la science des matériaux, 2^{ème} édition, Presses polytechniques et universitaires Romandes (1991).
- [11]. Michel F. Ashby, David R.H. Jones, *Matériaux: microstructure et mise en œuvre*, tome 2, p.385, Dunod , Paris (1991).
- [12]. Pierre GUIRALDENQ, Diffusion dans les métaux, M 55-44, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques
- [13]. Gérard LESOULT, Solidification : Cristallisation et microstructures, M 58-28, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques (1986).
- [14]. Gérard LESOULT, Solidification : Macrostructures et qualité des produits, M 59-31, M 60, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques (1989).
- [15]. Bruno DUBOST et Pierre SAINFORT, Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium, M 240 -37, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques
- [16]. Daniel ADENIS, précipitation et vieillissement, M 240-16, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques
- [17]. Daniel ADENIS, Josette MOULIN, précipitation et vieillissement, M 240-8, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques
- [18]. Yves DESALOS, Introduction aux traitements thermiques des métaux et alliages M 1 105 – 19, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [19]. Philippe POUPEAU, Traitements thermiques des métaux et alliages, M 1 105-14, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [20]. Yves DESALOS, Panorama métallurgique des traitements thermiques, M 1 110-10, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [21]. Yves DESALOS, Bases métallurgiques des traitements thermiques, M 1 111-18, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.

- [22]. Roger Devaley, Techniques de l'ingénieur : Traitement thermique : Traitement de mise en solution-trempe-maturation et revenu M 1291, p.24, Dunod - Afnor, Paris (2002). Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [23]. DEVELAY (R.). – Traitements thermiques des alliages d'aluminium. M 1 290-51(2000) à M 1 293 (1986). Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [24]. Maurice GERL, Phénomènes de transport, A 247-29, Techniques de l'Ingénieur, traité Sciences fondamentales.
- [25]. Philippe CHOMEL, Sélection des matériaux métalliques: Introduction, BM 5 070-3, Techniques de l'Ingénieur, traité Génie mécanique.
- [26]. Philippe CHOMEL, Sélection des matériaux métalliques : Familles de matériaux, BM 5 071-28, Techniques de l'Ingénieur, traité Génie mécanique.
- [27]. Philippe CHOMEL, Sélection des matériaux métalliques : Désignation, BM 5 074-7, Techniques de l'Ingénieur, traité Génie mécanique.
- [28]. Philippe CHOMEL, Sélection des matériaux métalliques Doc.BM5075-2, Techniques de l'Ingénieur, traité Génie mécanique.
- [29]. Charles-Henri de NOVION, Daniel LESUEUR, L'état métallique : Propriétés atomiques, M35-33, M36, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [30]. Michel SCHUHMACHER, Propriétés atomiques des principaux métaux et métalloïdes, Form. M 68-8, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [31]. HERTZ (J.). – Diagrammes d'équilibre, alliages binaires. M 70-34 (1987 et 1999). Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [32]. Philippe POUPEAU – Diagrammes d'équilibre, alliages binaires. M 70p1-111. Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques
- [33]. Jean POKORNY, Annick POKORNY, Métallographie, M 90-43, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [34]. Jean CHARBONNIER, Gaz dans les alliages d'aluminium de fonderie, M 218 -17, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [35]. Annick POKORNY, Jean POKORNY, Inclusions non métalliques dans l'acier, M 220 – 39, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.

Chapitre I.4

- [1]. Laurent TABOUROT Maître de conférences 60ème section, Vers une vision unifiée de la plasticité cristalline, date de soutenance : 3 octobre 2001, dossier de candidature, Habilitation à diriger des Recherches.

- [2]. JACQUOT, Propriétés mécaniques des Biomatériaux utilisés en Odontologie, Société Francophone de Biomatériaux Dentaires, date de création du document 2009-2010.
- [3]. Jean Baralis, Gérard Maeder, *Précis de Métallurgie : (Elaboration, structure-propriétés et normalisation)*, p.186, 1^{ère}, 5^{ème} et 6^{ème} édition, Afnor-Nathan, Paris (1997).
- [4]. Jean-Paul Baillon, Jean-Marie Dorlot, *Des Matériaux*, p.736, 3^{ème} édition, Ecole Polytechnique de Montréal, Montréal (2000).
- [5]. Roland FORTUNIER, Comportement Mécanique des Matériaux, école Nationale Supérieure des Mines 158 cours Fauriel 42023 Saint-Etienne cedex 2.
- [6]. Roland FORTUNIER, Comportement Mécanique des Matériaux, Ecole Nationale Supérieure des Mines 158 cours Fauriel 42023 Saint-Etienne cedex 2.
- [7]. Marc Blétry, Méthodes de caractérisation mécanique des matériaux, 2006-2007.
- [8]. Alain Cornet, Françoise Hlawka, Propriétés et comportements des matériaux (Du microscopique au macroscopique), p.306, Ellipses, (2003).
- [9]. J. L. Martin, *Dislocations et plasticité des cristaux*, Cahiers de physique, Ed. PPUR, Lausanne (2000).
- [10]. Emanuel Mooser, Introduction à la physique des solides, 1^{ère} édition, Ed. Presses Polytechniques et Universitaires Romandes, Lausanne (1993).
- [11]. Jean-Luc Martin, Dislocations et plasticité des cristaux, 1^{ère} édition, Ed. Presses Polytechniques et Universitaires Romandes, Lausanne, (2000).
- [12]. Encyclopédie des Sciences Industrielles QUILLET : *Mécanique-Généralités-Applications* : M1, édition Quillet, Paris (1983).
- [13]. J. Lemaître, J.-L. Chaboche, Mécanique des matériaux solides, Dunod-Bordas, 2^{ème} édition, Paris (1988) p. 544.
- [14]. François (D.), Pineau (A.) et Zaoui (A.). *Comportement mécanique des matériaux*, Vol I et II, Hermès, Paris, 1994.
- [15]. Jean-Claude Charmet, Mécanique du solide et des matériaux : Elasticité, ESPCI - Laboratoire d'Hydrodynamique et Mécanique Physique
- [16]. Jean-Luc ENGERAND, Mécanique de la rupture, B 5 060 – 12 Techniques de l'Ingénieur, traité Génie mécanique
- [17]. Philippe CHOMEL, Comportement thermomécanique des alliages métalliques, BM 5 012-36, Techniques de l'Ingénieur, traité Génie mécanique.

- [18]. Georges SAADA, L'état métallique : Déformation plastique, M 45-26, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques
- [19]. Dominique FRANÇOIS, Essais mécaniques des métaux, Détermination des lois de comportement, M 120 – 30, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [20]. Dominique FRANÇOIS, Essais mécaniques des métaux : Essais de dureté, M 123-11, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [21]. Dominique FRANÇOIS, Essais mécaniques des métaux : Essais d'aptitude à la mise en forme » [M 125-11], Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [22]. Dominique FRANÇOIS, Essais de rupture, M 126-32, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [23]. Bruno CHENAL et Julian DRIVER, Écrouissage d'alliages d'aluminium, M 230 – 18, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques
- [24]. Bruno CHENAL et Julian DRIVER, Écrouissage d'alliages d'aluminium, M 230 – 18, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques
- [25]. Annick POKORNY, Jean POKORNY, Fractographie: Bases physiques, M 4 120-24, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [26]. Annick POKORNY, Jean POKORNY, Fractographie: Morphologie des cassures, M 4 121-11, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [27]. Annick POKORNY, Jean POKORNY, Fractographie: Macrographies et micrographies, Form.M4122-14, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [28]. Annick POKORNY, Jean POKORNY, Fractographie, Doc. M 4 123-1, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques
- [29]. FRANÇOIS (D.). – Essais mécaniques des métaux. Introduction. [M 4 150-2], Techniques de l'Ingénieur, Étude et propriétés des métaux (2004).
- [30]. FRANÇOIS (D.). – Lois de comportement des métaux. Élasticité. Viscoélasticité. [M 4 151-10], Techniques de l'Ingénieur, Étude et propriétés des métaux (2004).
- [31]. FRANÇOIS (D.). – Lois de comportement des métaux. Élastoplasticité. Viscoplasticité. [M 4 152-23], Étude et propriétés des métaux (2005).
- [32]. FRANÇOIS (D.). – Lois de comportement des métaux. Doc. M 4 153-2 Techniques de l'Ingénieur, Étude et propriétés des métaux.
- [33]. Eric FELDER, Dureté des corps et analyse qualitative, M 4 154-14, Techniques de l'Ingénieur, Étude et propriétés des métaux.
- [34]. Eric FELDER, Dureté des métaux courants : Cas limite rigide – plastique, M 4 155-11, Techniques de l'Ingénieur, Étude et propriétés des métaux.

- [35]. Eric FELDER, Dureté des matériaux. Influence de l'élasticité [M 4 156-17], Techniques de l'Ingénieur, Étude et propriétés des métaux.
- [36]. Eric FELDER, Dureté des corps. Analyse d'autres comportements [M 4 157-15], Techniques de l'Ingénieur, Étude et propriétés des métaux.
- [37]. Eric FELDER, Dureté des corps, Doc. M 4 158-2, Techniques de l'Ingénieur, Étude et propriétés des métaux.
- [38]. Dominique FRANÇOIS, Essais mécaniques des métaux : Essais de dureté, M 4160-17, Techniques de l'Ingénieur, Étude et propriétés des métaux.
- [39]. FRANÇOIS (D.), Essais de rupture : Essais par choc, M 4 165-18, Techniques de l'Ingénieur, Étude et propriétés des métaux.
- [40]. FRANÇOIS (D.). – Essais de mesure de la ténacité. Mécanique de la rupture. [M 4 166-20], Étude et propriétés des métaux (2007).
- [41]. BERDIN (C.) et PRIOUL (C.). – Relation résilience ténacité. Apports de la modélisation numérique. [M 4 168-18], Étude et propriétés des métaux (2007).
- [42]. ISO 148-1:2006 2-06 Matériaux métalliques. Essai de flexion par choc sur éprouvette Charpy. Partie 1 : méthode d'essai.
- [43]. ISO 148-2:1998 12-98 Vérification des machines d'essai par choc (moutons-pendules) pour l'essai des aciers.
- [44]. ISO 148-3:1998 12-98 Matériaux métalliques. Essai de flexion par choc sur éprouvette Charpy. Partie 3 : préparation et caractérisation des éprouvettes de référence Charpy V pour la vérification des machines d'essai (mouton-pendule).
- [45]. ISO 12135:2002 12-02 Matériaux métalliques. Méthode unifiée d'essai pour la détermination de la ténacité quasi statique.
- [46]. NF EN 10002-1 10-2001 Matériaux métalliques – Essai de traction – Partie 1 : méthode d'essai à température ambiante. Indice de classement : A03-001.
- [47]. NF EN 10002-4 7-1995 Matériaux métalliques – Essai de traction –Partie 4 : vérification des extensomètres utilisés dans les essais uniaxiaux. Indice de classement : A03-004. Statut : Norme homologuée.
- [48]. NF EN 10002-5 4-1992 Matériaux métalliques – Essai de traction –Partie 5 : méthode d'essai à température élevée.Indice de classement : A03-005.
- [49]. NF EN 10045-1 10-1990 Matériaux métalliques – Essai de flexion par choc sur éprouvette Charpy. Partie 1 : méthode d'essai. Indice de classement : A03-011.

- [50]. NF EN 10045-2 12-1992 Matériaux métalliques – Essai de flexion par choc sur éprouvette Charpy. Partie 2 : vérification de la machine d’essai (mouton-pendule). Indice de classement : A03-012.
- [51]. B. Tanguy, J. Besson, A. Pineau, Modélisation de l’essai Charpy : application à la transition ductile–fragile d’un acier bainitique 16MND5, Centre des Matériaux, École des Mines de Paris, Juin 2004
- [52]. Bruno BARLAS, Etude du comportement et de l’endommagement en fatigue d’alliages d’aluminium de fonderie, THESE pour obtenir le grade de Docteur de l’Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, Spécialité Sciences et Génie des Matériaux, présentée et soutenue publiquement le 5 février 2004.
- [53]. A.-F. GOURGUES-LORENZON, fonctionnement, structure et comportement d’une culasse de moteur diesel.
- [54]. Alexandra ASSERIN-LEBERT, Etude expérimentale et prévision des mécanismes de rupture des tôles et des joints soudés bout à bout en alliage d’aluminium 6056, THESE pour obtenir le grade de Docteur de l’Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, Spécialité Sciences et Génie des Matériaux, présentée et soutenue publiquement le 18 février 2005.
- [55]. Benoît TANGUY, Modélisation de l’essai Charpy par l’approche locale de la rupture. Application au cas de l’acier 16MND5 dans le domaine de transition. THESE pour obtenir le grade de Docteur de l’Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, Spécialité Sciences et Génie des Matériaux, présentée et soutenue publiquement le 10 Juillet 2001
- [56]. Frédéric BRON, déchirure ductile des tôles minces en alliage d’aluminium 2024 pour application aéronautique. THESE pour obtenir le grade de Docteur de l’Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, Spécialité Sciences et Génie des Matériaux, présentée et soutenue publiquement le 7 janvier 2004.
- [57]. Jean–Sébastien BLAZY, Comportement mécanique des mousses d’aluminium : caractérisations expérimentales sous sollicitations complexes et simulations numériques dans le cadre de l’élasto-plasticité compressible. THESE pour obtenir le grade de Docteur de l’Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, Spécialité Sciences et Génie des Matériaux, présentée et soutenue publiquement le 25 avril 2003.
- [58]. Arnaud BASTIER, Modélisation du soudage d’alliages d’aluminium par friction et relaxation, THESE de Doctorat de l’Ecole Polytechnique, Filière Mécanique, Matériaux, présentée et soutenue publiquement le 11 décembre 2006.

- [59]. GUO FU'AN, L'influence de la microstructure sur des propriétés mécaniques et des contraintes internes d'un alliage intermétallique biphasé à base de TiAl. THESE de Doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers de Paris, Spécialité : mécanique et matériaux présentée et soutenue publiquement le 20 Juin 2001.
- [60]. De la Sablonnière, Hugo, Effet du titre en magnésium sur les propriétés de l'alliage d'aluminium 319 (Al-Si-Cu-Mg), Mémoire présenté à l'université du Québec à Chicoutimi, février 1996.
- [61]. Gauthier, Jean, Effet du traitement thermique sur les propriétés mécaniques, la microstructure et la fractographie pour l'alliage Al-Si-Cu-Mg, Mémoire présenté à l'université du Québec à Chicoutimi, avril 1994.
- [62]. Lepage, Carl, Effets des éléments alliés et des traitements thermiques sur la microstructure et les propriétés de traction des alliages aluminium-silicium 4130, Mémoire présenté à l'université du Québec à Chicoutimi, septembre 2003.
- [63]. Ma, Zheyuan, Effets des intermétalliques de fer et des porosités sur les propriétés de traction et d'impact sur les alliages de coulée Al-Si-Cu et Al-Si-Mg, Mémoire présenté à l'université du Québec à Chicoutimi, août 2002.
- [64]. Ouellet, Pascal, Effet du titre en magnésium et des traitements thermiques T5 et T6 sur les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 319 non-modifié et modifié, Mémoire présenté à l'université du Québec à Chicoutimi, août 1997.
- [65]. Carl Villeneuve, neutralisation et dissolution des intermétalliques de fer dans les alliages Al-Si, Mémoire présenté à l'université du Québec à Chicoutimi, août 1998.
- [66]. Charles Moreau, effets des éléments alliés et de la trempe, lors des traitements thermiques T4 et des vieillissements artificiels, sur la microstructure et les propriétés mécaniques des alliages aluminium-silicium de type 413, Mémoire présenté à l'université du Québec à Chicoutimi, février 2004.
- [67]. Liu, Xichun, Influence of Mg Content on the Mechanical Properties of Cast Hypereutectic Al-Si Alloys, Mémoire de maîtrise, École Polytechnique de Montréal, (2009)

PARTIE II

- [1]. Documentation interne Aluminium Pechiney.
- [2]. Catalogue des Éditions techniques de la Fonderie. 1998.
- [3]. Brochures du Centre technique des Industries de la Fonderie.

- [4]. Notes Techniques de Fonderie ADIAL: Alliage primaire, AS13 (AlSi13).
- [5]. Notes Techniques de Fonderie ADIAL: Alliage mère, Al Si 22, Al Si 25.
- [6]. Fiche Technique Aluminium Pechiney, AFFIMET : Caractéristiques mécaniques des alliages de fonderie, édition 2003.
- [7]. Fiche Technique Aluminium Pechiney, AFFIMET : Alliage AlSi10Mg prémodifié au strontium CALYPSO*61D pour la coulée sous pression des pièces à caractéristiques mécaniques élevées et à grands allongements, édition2003.
- [8]. Fiche Technique Aluminium Pechiney, AFFIMET : Alliages hypersiliciés A-S18UNG 1^{ère} fusion et A-S18UN d'affinage préaffinés au phosphore, édition2003.
- [9]. Fiche Technique Aluminium Pechiney, AFFIMET : aluminium de moulage pour usage électrique A5/LR et A7/LR, édition2003.
- [10]. Catalogue PECHINEY – composition chimique des alliages d'aluminium, Octobre 2008.
- [11]. Catalogue PECHINEY – composition chimique des alliages d'aluminium, Techlab20M - 2.1 métaux non ferreux (CRM-RM), Techlab32D - 2.3 métaux non ferreux, Techlab32D - 2.1 métaux non ferreux (CRM-RM).
- [12]. GWP. Manufacturing Services AG Aluminum alloys for chill casting and low pressure casting according to the Japanese, Chinese, American and German industrial standard.
- [13]. GWP. Manufacturing Services AG Aluminum alloys for die casting according to the Japanese Standards, China National Standards, U.S. Standards and German Standards.
- [14]. RAFFMETAL : the aluminium evolution, Alliage d'aluminium en coulée continue. Continuos casting alluminium alloys. Norme: UNI EN 1676 et 1706, Groupe: Al Si 10 Mg, Désignation: EN AB et AC 43000 Al Si 10 Mg (a), Remplace : DIN 239 A Al Si 10 Mg.
- [15]. RAFFMETAL : the aluminium evolution, Alliage d'aluminium en coulée continue. Continuos casting alluminium alloys. Norme: UNI EN 1676 et 1706, Groupe: Al Si, Désignation: EN AB et AC 44300 Al Si 12 (Fe) (a), Remplace : DIN 230 D - GD Al Si 12.
- [16]. RAFFMETAL : *THE ALUMINIUM EVOLUTION*, Alliage d'aluminium en coulée continue. Continuos casting alluminium alloys. Norme: UNI EN 1676 et 1706, Groupe: Al Si (Cu), Désignation: EN AB et AC 47000 Al Si 12 (Cu), Remplace : UNI 7369/2 – SG Al Si 1°.
- [17]. CORDA, Le feuillard technique : *Les alliages de fonderie*

- [18]. The Alunminum Association @ International Alloy Designations, and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys, February 2009.
- [19]. Guy. Murry, Aide Mémoire : Métallurgie (Métaux, Alliages, Propriétés), p.329, Dunod, Paris (2004).
- [20]. Michel DUPEUX. Aide mémoire : Science des matériaux. DUNOD, Paris 2004.
- [21]. AFNOR, *Métaux non ferreux, tome1 : Produits en aluminium et alliages d'aluminium, caractéristiques et dimensions*, p.593, 5^{ème} édition AFNOR Paris(1992).
- [22]. AFNOR, *Métaux non ferreux, tome2, Produits en aluminium et alliages d'aluminium, Méthode d'essais et d'analyse, soudage*, p.588, 5^{ème} édition AFNOR Paris(1992).
- [23]. Coordonné par Eric Felder, Pierre Guénin, *Techniques de l'Ingénieur, mise en forme et fonderie*, MC1- MC2- MC3, édition Techniques de l'Ingénieur (2002).
- [24]. Coordonné par Yves Desalos, Jacques Pagetti, *Techniques de l'Ingénieur, traitements des métaux*, MD1- MD2- MD3, édition Techniques de l'Ingénieur (2002).
- [25]. 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).
- [26]. Sous les directions de Claude Genty, *Techniques de l'Ingénieur, analyse et caractérisation*, P1- P2 - P3 - P4 - P5, édition Techniques de l'Ingénieur (1996).
- [27]. Coordonné par Jacques Astier, Adrien Marcé, *Techniques de l'Ingénieur, élaboration et recyclage des métaux*, ME1 - ME2 - ME3, Techniques de l'Ingénieur (2002).
- [28]. 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).
- [29]. Louis Fanchon, Guide des sciences et technologies industriels, p.592, AFNOR NATHAN, Italie (2001).
- [30]. Techniques de l'ingénieur [PC DVD - .ROM].

Matériaux	Mécanique	Construction	Génie industriel
Mesures - Essais	Sciences fondamentales	Chimie - Procédés	Énergie
Électricité	Informatique industrielle	Technologies de l'information	Électronique

- [31]. Corporation (1996).

PARTIE III

Chapitre III. 1

- [1]. D. Altenpohl, Un regard à l'intérieur de l'aluminium, p.272, Feldmeilen, Suisse (1976).
- [2]. C. Vargel, *Le comportement de l'aluminium et de ses alliages*, p.267, Dunod, Paris (1979).
- [3]. J. Lanthony, L'aluminium et les alliages légers, p.127, 3^{ème} édition, Presses Universitaires de France, 1968
- [4]. Roger DEVELAY, Aluminium et alliages d'aluminium corroyés : propriétés métalliques, M 438 -26, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [5]. Roger DEVELAY, Propriétés technologiques de l'aluminium et ses alliages corroyés, M 439 -24, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [6]. Roger DEVELAY, Propriétés de l'aluminium et des alliages d'aluminium corroyés M 440 - 32, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [7]. Sylvain Jacob, Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie, M 442-10, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [8]. Roger Devaley, Données numériques sur l'aluminium non allié, Form. M 443-24, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [9]. Roger DEVELAY, Données numériques sur les alliages d'aluminium de transformation, Form. M 445-49, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques.
- [10]. Sylvain Jacob, Techniques de l'ingénieur: Données numériques sur les alliages d'aluminium de moulage Form. M 449-38, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques (1993).
- [11]. Tomasz WRÓBEL, the influence of inoculation type on structure of pure aluminum, Métal , 23. - 25. 5. 2012, Brno, Czech Republic, EU.
- [12]. Basic Level, Introduction to Aluminium as an Engineering Material, Date of Issue: 1999, EAA - European Aluminium Association.
- [13]. Zhiyong Liu¹, Mingxing Wang, Yonggang Weng, Tianfu Song, Yuping Huo and Jingpei Xie,
Effect of Silicon on Grain Refinement of Aluminum Produced by Electrolysis, Materials Transactions, Vol. 44, No. 10 pp. 2157 to 2162, 2003 The Japan Institute of Metals.

- [14]. L.F.MONDOLFO, aluminum alloys, structure - properties, Butter Worths, London-Boston
- [15]. T. Wróbel, Review of inoculation methods of pure aluminium primary structure, Volume 50 Issue 2 August 2011 Pages 110-119 International Scientific Journal published monthly by the World Academy of Materials and Manufacturing Engineering.
- [16]. J. Szajnar, T. Wróbel, Methods of inoculation of pure aluminium structure, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, volume 27 issue 1 march 2008
- [17]. J. Szajnar, T. Wróbel, Inoculation of primary structure of pure aluminium, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, volume 20 issue 1-2 January-February 2007
- [18]. Struers, metallographic preparation of aluminium and aluminium alloys, Application-Notes
- [19]. Mustapha TEMMAR, Mohamed HADJI, Mohamed SELLAM, caractérisation des assemblages soudés par le procédé de soudage tig des alliages d'aluminium 7075 T6, U.P.B. Sci. Bull., Series B, Vol. 73, Iss. 1, 2011 ISSN 1454-2331
- [20]. T. Wróbel*, J. Szajnar, Influence of supply voltage frequency of induction coil on inoculation efficiency of pure aluminium structure, archives of foundry engineering volume 10, Issue 2 / 2010, 203 - 208, ISSN (1897-3310).
- [21]. Tomasz Wróbel, Structure of Pure Aluminum After Endogenous and Exogenous Inoculation, Advances in Crystallization Processes, www.intechopen.com

Chapitre III.2 et 3

- [1]. Guy PLUVINAGE, cours de mécanique de rupture, les 12 principes qui gouvernent le phénomène de rupture, Université Paul Verlaine -Metz.
- [2]. Alain EHRLACHER, Cours de Mécanique physique des matériaux, Ecole Nationale des Ponts et Chaussées Marne-La-Vallée CEDEX 2 France.
- [3]. Janez Sušnik – Roman Šturm – Janez Grum, Influence of Laser Surface Remelting on Al-Si Alloy Properties, 2012 Journal of Mechanical Engineering 58(2012)10, 614-620. All rights reserved.
- [4]. Th. Schubert, J. Schmidt, T. Weissgärber, B. Kieback, Microstructure and Mechanical Properties of an Al-Si Alloy Consolidated by Spark Plasma Sintering, PM2010 World Congress – Spark Plasma Sintering.

- [5]. Masatsugu Kamiya, Takao Yakou, Tomohiro Sasaki and Yoshiki Nagatsuma, Effect of Si Content on Turning Machinability of Al-Si Binary Alloy Castings, Materials Transactions, Vol. 49, No. 3 (2008) pp. 587 to 592, 2008 The Japan Institute of Light Metals.
- [6]. www.asminternational.org, Introduction to Aluminum-Silicon Casting Alloys, 2004 ASM International. All Rights Reserved, Aluminum-Silicon Casting Alloys: Atlas of Microfractographs (#06993G).
- [7]. Zhang Guozhi, Yu Xifeng and Liu Xinggang, Microstructure variation and growth mechanism of hypoeutectic Al-Si alloy solidified under high pressure, Research & Development, May 2009.
- [8]. M. COURBIERE and A. MOCELLIN, Spray cast Al-Si base alloys for stiffness and fatigue strength requirements, journal de physique IV, Colloque C7, supplément au Journal de Physique 111, Volume 3, novembre 1993.
- [9]. B.KOROJY and H.FREDRIKSSON, on solidification of hypereutectic Al-Si alloys, transactions of the Indian Institute of Metals, Vol.62, Issues 4-5, August- October 2009, pp.361-365.
- [10]. Haizhi Ye, An Overview of the Development of Al-Si-Alloy Based Material for Engine Applications, Journal of Materials Engineering and Performance, Volume 12(3) June 2003.
- [11]. S.P. Nikanorov, M.P. Volkov, V.N. Gurin, Yu.A. Burenkov, L.I. Derkachenko, B.K. Kardashev, L.L. Regel, W.R. Wilcox, Structural and mechanical properties of Al-Si alloys obtained by fast cooling of a levitated melt, Elsevier-Materials Science and Engineering A 390 (2005) 63–69.
- [12]. Orhan UZUN, Tuncay KARAASLAN, Mustafa KESKIN, Production and Structure of Rapidly Solidified Al-Si Alloys, Turk J Phys 25 (2001) , 455 – 466 TUBITAK.
- [13]. R. S. Rana, Rajesh Purohit, and S Das, Reviews on the Influences of Alloying elements on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloys and Aluminum Alloy Composites, International Journal of Scientific and Research Publications, Volume 2, Issue 6, June 2012, ISSN 2250-3153.
- [14]. Dayanand .M. Goudar., Rudrakshi G.B., Srivastav V.C., Jagannath reddy, Ajith G. Joshi, Spray Deposition Process of Hypereutectic Al – Si alloys: An overview, International Journal of Scientific & Engineering Research Volume 2, Issue 6, June-2011 1, ISSN 2229-5518.

- [15]. John A. Taylor, The Effect of Iron in Al-Si Casting Alloys, Cooperative Research Centre for Cast Metals Manufacturing (CAST) The University of Queensland Brisbane, Australia.
- [16]. Références bibliographiques du chapitre I.3 - traitements thermiques et structure.
- [17]. Références bibliographiques du chapitre. I.4 – propriétés mécaniques.
- [18]. Sébastien Morin, Effet du magnésium, des traitements thermiques et de la porosité sur les propriétés mécaniques de traction et de fatigue de l'alliage sous pression A380.1, Mémoire présenté à l'université du Québec à Chicoutimi, juillet 2002.
- [19]. Ammar, Hany, Effet des imperfections de la coulée sur les propriétés en fatigue des alliages de fonderie aluminium silicium =Effect of casting imperfections on the fatigue properties of aluminum-silicon casting alloys, Mémoire présenté à l'université du Québec à Chicoutimi, avril 2006.
- [20]. Gagné, Stéphane, Effets de l'augmentation de la teneur en titane sur l'affinage des grains de l'alliage A3562, Mémoire présenté à l'université du Québec à Chicoutimi, 2005.
- [21]. Gagnon, Dominique, Effets des paramètres métallurgiques sur la microstructure, la macrostructure et la performance des alliages 319, 356 et 413, Mémoire présenté à l'université du Québec à Chicoutimi, septembre 2005.
- [22]. Saoudi, Abdelhamid, Effet du taux de refroidissement, de la surchauffe et d'un mélange des métaux terres rares (mischmetal) sur la microstructure et les propriétés mécaniques des alliages aluminium silicium de type 3192, Mémoire présenté à l'université du Québec à Chicoutimi, 2001.
- [23]. Daniel ASSELIN, Influence des défauts sur les propriétés mécaniques du composite Duralcan F3S.20S. Mémoire présenté à l'université du Québec à Chicoutimi, Aout 1993.
- [24]. Tash, Mahmoud, Effect sic des paramètres métallurgiques sur le comportement d'usinage des alliages 356 et 319 (étude de forage et de taraudage), Thèse de doctorat Université du Québec à Chicoutimi, 2005.
- [25]. Nafisi, Shahrooz, Effects of grain refining and modification on the microstructural evolution of semi-solid 356 alloy =Effets de l'affinage des grains et de la modification sur l'évolution microstructurale de l'alliage 356 semi-solide. Thèse de doctorat Université du Québec à Chicoutimi, 2006.
- [26]. Hicham TAHIRI, affinement des grains des alliages Al-(0-17%)Si, Thèse de doctorat Université du Québec à Chicoutimi, 2007.

- [27]. LI LIU, paramètres métallurgiques contrôlant l'évolution microstructurale dans les alliages de fonderie Al-Si-Mg et Al-Si-Cu, Thèse de doctorat Université du Québec à Chicoutimi, avril 2003.
- [28]. Sylvain HENRY, étude de la germination et de la croissance maclées dans les alliages d'aluminium, THÈSE No 1943 (1 999) présentée au département des matériaux école polytechnique fédérale de LAUSANNE pour l'obtention du grade de docteur ès sciences techniques.
- [29]. Frédéric DE GEUSER, interprétation et traitement des données de sonde atomique tomographique : application à la précipitation dans les Al-Mg-Si. THESE pour l'obtention du grade de Docteur de l'université de ROUEN, Discipline : Physique – Sciences des Matériaux, Présentée et soutenue publiquement le 13 décembre 2005.
- [30]. Serge MOTO MPONG, étude rhéologique et simulation numérique de l'injection d'un alliage d'aluminium à l'état semi – solide. THESE pour obtenir le grade de Docteur de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, Spécialité Sciences et Génie des Matériaux, présentée et soutenue publiquement le 12 Décembre 2002.
- [31]. Mohamad JABBADO, Fatigue polycyclique des structures métalliques : durée de vie sous chargements variables THESE de Doctorat de l'Ecole Polytechnique, Spécialité Mécanique et Matériaux, présentée et soutenue publiquement le 14 Mars 2006.
- [32]. Christel PEQUET, Modelling of microporosity, macroporosity and pipe shrinkage formation during the solidification of aluminium alloys, using a mushy zone refinement method, présentée école polytechnique fédérale de LAUSANNE, grade: docteur ès sciences, domaine: matériaux, 2002.



Résumé : 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.

1. Une première étude sera consacrée à montrer les caractéristiques mécaniques médiocres de deux types d'**aluminium industriel** dont l'un est **vierge**, l'autre **vieilli électriquement**, soumis à l'influence de variations de températures de revenus par incrément de 10°C et du recuit

de coalescence sur l'évolution des principales caractéristiques mécaniques.

2. Dans la deuxième étude, nous avons agi sur quatre facteurs modificateurs de la structure de l'aluminium industriel pour l'obtention de deux types d'alliages de désignations chimiques **AlSi10Mg**, **AlSi13** étudiés pour enfin déterminer et rechercher des propriétés mécaniques intéressantes :

- **Addition volontaire** et contrôlée de deux éléments étrangers (**10%Si + ≤ 1%Mg** et **13%Si**) à la matrice Al pour donner lieu à deux alliages **AlSi10Mg** et **AlSi13** qui font l'objet de notre étude,
- **Traitements thermiques** de mise en solution et d'homogénéisation suivies d'une trempe structurale et d'une variation du temps de maturation par pas de 2h suivi immédiatement de revenus en considérant 10 états du matériau : brut de coulée noté : F. Pour chercher à augmenter plus les caractéristiques de résistances de l'état F et obtenir essentiellement de grandes contraintes d'élasticité, de grands modules de rigidité avec de faibles déformations, le reste des échantillons et des éprouvettes subira les traitements suivants : trempé noté : T et maturations désignées : 0h, 2h, 4h, 6h, 8h, 10h, 12h et 14h.

- **Mode de coulée** : moulage en sable et en coquille

- Et nous avons utilisé la coulée par **gravitation**.

Mots-clés : Al-Si, maturation, fonderie, sable, coquille, propriétés mécaniques.

Abstract: The pure aluminum has poor mechanical characteristics making impossible its use in the construction of mechanical structures. However, the addition of alloying elements and the application of heat treatments causing the precipitation of certain phases in the aluminum matrix. The alloy is then typically more resistant but also less ductile than pure aluminum.

1. A first study will be devoted to show poor mechanical characteristics of two types of **industrial aluminum** one of which is **virgin**, the other **aged electrically**, under the influence of income for temperature variations in increments of 10°C and annealing coalescence on the evolution of the main mechanical characteristics

2. In the second study, we acted on four of the modifying factors of industrial aluminum structure to obtain two types of alloys chemical names **AlSi10Mg**, **AlSi13** studied to finally determine and search for interesting mechanical properties:

- **Addition Voluntary** and controlled of two foreign element (**10% Si + Mg ≤ 1%** and **13% Si**) at the Al matrix to give rise to two **AlSi10Mg** and **AlSi13** alloy that are the subject of our study,

- **Heat treatment** of solution annealing and homogenization followed by a structural hardening and a variation of the maturation time by steps of 2 hours followed by income immediately recital 10 states of the material: Crude of casting noted : F. To seek to increase the state's most resistance characteristics F and essentially obtain large elastic stresses and Young's modulus at low deformation, the remaining samples and specimens undergo the following treatments: hardened noted: T and maturation designated: 0h, 2h, 4h, 6h, 8h, 10h, 12h and 14h.

- **Casting mode:** sand molding and shell

- And we used the casting by **gravity**.

Keywords: Al-Si, maturation, foundry, sand, shell, mechanical properties.