

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou



FACULTE DE GENIE DE LA CONSTRUCTION
Département de Génie Mécanique



MEMOIRE DE MASTER

OPTION - Génie Mécanique
SPECIALITE - Construction Mécanique.

Présenté par:
Ali OUADDA
Idir BEN ABOU

**Thème: Influence du revenu sur l'évolution des propriétés
mécaniques et structurales de l'alliage AlS9Cu2Zn2Mg.**

Devant le jury composé de:

Mr. ASMA	Farid	Maître de Conférences	Président	UMMTO
Mr. HAKEM	Ahmed	Maître de Conférences	Rapporteur	UMMTO
Mr. NECHICHE	Mustapha	Maître de Conférences	Examineur	UMMTO

Présenté le : 03/10/2017 à 11h au Labo de MCI- - DGM – FGC - UMMTO

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou

ⵍⵓⵏⵓⵔ ⵎⵎⵎⵔ ⵉⵏ ⵜⵉⵣⵉⵓⵣⵓ



Faculté de Génie de la Construction
Département de Génie Mécanique



Mémoire

en vue de l'obtention du
Diplôme **de Master** en Génie Mécanique
Option: Construction Mécanique.

THEME

Influence du revenu sur l'évolution des propriétés mécaniques et structurales de l'alliage AlS9Cu2Zn2Mg.

Proposé et dirigé par :
Ahmed HAKEM Maitre de conférences

Présenté par:
Ali OUADDA
Idir BEN ABBOU

ANNEE: 2016 - 2017

REMERCIEMENTS

Nous exprimons en premier lieu nos gratitude à la compassion à DIEU qui nous a donné la volonté, la patience et le courage pour réaliser et finaliser ce présent mémoire.

Nous remercions infiniment l'ensemble des personnes citées ci-dessous:

Notre promoteur Mr Ahmed HAKEM pour avoir bien voulu accepter de nous encadrer et pour ses orientations, l'ingénieur du laboratoire de mécanique Monsieur Amar AHMED ZAID pour le temps qu'il a su nous consacré, le personnel du laboratoire de la SDM pour leurs conseils, les ingénieurs des laboratoires des unités respectives du froid de l'ENIEM et de l'électro industriel pour leur aide qu'elles nous ont apporté pour la réalisation de l'analyse chimique et de l'essai de résilience.

Nos remerciements vont également aux membres du jury qui nous ont fait l'honneur de juger notre travail, nos collègues de la promotion et tous ceux qui ont contribué de près ou de loin pour la réalisation de ce mémoire.

DEDICACES

Pour que ma réussite soit complète, je la partage avec toutes les personnes que j'aime.

Je dédie ce travail à:

La mémoire de mon père,

Ma très chère grand'mère, mes très chers parents, mes frères et sœurs, mes oncles et tantes, mes cousins(es), tous(tes) mes amis(es) et tous ceux qui m'ont aidé et soutenu pour la réalisation de ce mémoire. A tous ceux qui m'aiment et que j'aime.

Ali

Pour que ma réussite soit complète, je la partage avec toutes les personnes que j'aime.

Je dédie ce travail à:

Mes très chers parents, mes sœurs, ma future femme, mes oncles et tantes, mes cousins(es), tous(tes) mes amis(es) et tous ceux qui m'ont aidé et soutenu pour la réalisation de ce mémoire. A tous ceux qui m'aiment et que j'aime.

Idir

SOMMAIRE

Liste	Titre	Pages
	INTRODUCTION GENERALE	01
PARTIE I	RECHERCHES BIBLIOGRAPHIQUES	
CHAP I.1	ALUMINIUM ET SES ALLIAGES	
I.1.1	Introduction	02
I.1.2	PROPRIETE DE L'ALUMINIUM	02
-	Propriété physique	02
-	Propriété mécanique	03
-	Propriété de mise en forme	03
I.1.3	LES AVANTAGES ET LES INCONVENIENTS	03
-	Avantages	03
-	Inconvénients	03
I.1.4	ALLIAGE DE CORROYAGE (LAMINAGE) 1000-2000-3000	04
I.1.4.1	Désignations des alliages	04
I.1.5	ALLIAGES DE FONDERIE PARTICULIEREMENT Al-Si	05
I.1.5.1	Désignation symbolique	06
I.1.5.2	Diagramme d'équilibre AL-SI	06
I.1.5.3	Désignation numérique	07
I.1.5.4	Transformation de phase	08
A	Transformation allotropique	08
B	Transformation avec réaction	08
C	Précipitation (sans réaction)	09
I.1.5.5	Interprétation de diagramme dont le SI=9%	10
I.1.6	ALLIAGES DE FRITTAGE	10
I.1.6.1	Etapas de la métallurgie des poudres d'aluminium	10
CHAP I.2	Elaboration de l'alliage Al₉Cu₂Zn₂Mg à partir d'Al-Si₇Mg	
I.2.1	Propriétés dominantes de l'alliage mère AlSi ₇ Mg	12
I.2.2	Distinctions entre L' AlSi ₇ Mg et les alliages AlSi ₇ Mg _{0,3} (42100) et AlSi ₇ Mg _{0,6} (42200)	12
I.2.3	CARACTERISTIQUES	12
I.2.3.1	Caractéristiques mécaniques	12
I.2.3.2	Caractéristiques physiques	13
I.2.4	ELABORATION DE 42000	13
I.2.4.1	Composition chimique de l'alliage en ac-42000	13
I.2.4.2	Influence des éléments allies	13
I.2.5	FUSION	14
I.2.5.1	Règles générales de fusion	14
I.2.5.2	Conduite de la fusion	14
a)	Préparation de la charge	14
b)	Affinage	15
I.2.5.3	Processus de l'affinage	15
a)	Cas du moulage en sable	15
b)	Cas du moulage en coquille	16
c)	Contrôle du dégazage	17
d)	Température de coulée	17

I.2.6	MOULAGE	17
I.2.6.1	Moulage en sable	17
I.2.6.2	Moulage en coquille	17
I.2.7	TRAITEMENT THERMIQUE	17
I.2.7.1	Chauffage de mise en solution	17
I.2.7.2	Trempe	17
I.2.7.3	Intervalle entre la trempe et le revenu	17
I.2.7.4	Revenu	18
I.2.8	PRINCIPAUX DEFAUTS DES PIECES TRAITEES	18
I.2.8.1	Durcissement insuffisant	18
I.2.8.2	Allongement trop faible	18
I.2.8.3	Brulures de trempe	18
I.2.9	PRECAUTIONS POUR ASSURER UNE BONNE STABILITE DIMENSIONNELLE	18
I.2.9.1	Déformations	18
I.2.9.2	Stabilité dimensionnelle des pièces traitées	19
I.2.9.3	Contrôle des résultats	19
A)	Contrôle de la fusion	19
B)	Défauts types des pièces en ALSi7MG	19
C)	Contrôle des pièces	19
CHAP I.3	TRAITEMENTS THERMIQUES	
I.3.1	STRUCTURE	20
I.3.1.1	Type de liaison atomique	20
I.3.1.2	Traitements thermiques des alliages Al-Si	20
I-3-1-3	Le traitement thermique de durcissement structural et ces étapes	21
I.3.1.4	Différents recuits	22
•	Recuit de restauration	22
•	Recuit de recristallisation	22
•	Recuit de coalescence	22
I.3.1.5	Désignation de l'état métalogique des produits	22
I.3.2	DIFFUSION	23
I.3.2.1	Mécanisme de diffusion	23
A	Autodiffusion ou diffusion d'atomes de soluté en substitution	23
B	Diffusion d'atomes de soluté en insertion	24
I.3.3	TRANSFERT THERMIQUE	25
I.3.3.1	Les modes de transfert de chaleur	25
A	La conduction	25
B	La convection	25
C	Le rayonnement	25
I.3.4	MICROSTRUCTURE	25

I.3.5	PRECIPITATION	26
I.3.5.1	Les déferents précipités	26
A	Les précipités cohérents	26
B	Les précipités semi-cohérents	26
C	Les précipités incohérents	26
CHAP I.4	ESSAIS MECANIQUES	
I.4.1	INTRODUCTION	28
•	ESSAIS DESTRUCTIFS	28
•	ESSAIS NON DESTRUCTIFS	28
I.4.1.1	TRACTION	29
I.4.1.2	Etude du comportement microscopique d'une éprouvette métallique en traction simple	29
I.4.1.3	Domaine de comportement purement élastique réversible (domaine de déformation en service)	30
I.4.1.4	Domaine de comportement plastique homogène	31
I.4.1.5	Domaine de comportement plastique hétérogène ou d'endommagement	31
I.4.2	DURETE BRINELL (SYMBOLE HB)	32
I.4.3	ESSAIS DE MICRODURETE (VICKERS)	32
I.4.4	L'ESSAI DE RESILIENCE	33
I.4.5	MICROSCOPE ELECTRONIQUE A BALAYAGE (MEB)	34
I.4.5.1	Définition	34
I.4.5.2	Fonctionnement	34
CHAP I.5	DEFAUTS CRISTALLINS	
I.5.1	CLASSIFICATION GEOMETRIQUE DES DEFAUTS	35
I.5.1.1	Défauts ponctuels	35
I.5.1.2	Défauts linéaires	36
A	Formation d'une dislocation de type « coin »	37
B	Formation d'une dislocation de type « vis »	37
C	Dislocations mixtes	38
I.5.1.3	DEFAUTS PLANS	38
I.5.1.3.1	Joint de grains	38
I.5.1.3.2	Macle	39
I.5.1.4	DEFAUTS VOLUMIQUES	39
I.5.1.4.1	Les pores	39
I.5.1.4.2	Les inclusions	40

I.5.1.4.3	Les précipités	40
A	Les précipités cohérents	40
B	Les précipités semi-cohérents	40
C	Les précipités incohérents	41
PARTIE II	PARTIE EXPERIMENTALE	
CHAP II.1	APPAREILLAGE	
II.1.1	INTRODUCTION	42
II.1.2	APPAREILLAGE	42
II.1.2.1	Matière première	42
II.1.2.2	Four de fusion et de maintiens	43
II.1.3	MACHINES D'USINAGE	45
II.1.4	EPROUVETTES ET ECHANTILLONS	46
II.1.5	FOUR ET ETUVE DES TRAITEMENTS THERMIQUES	47
II.1.6	MACHINES D'ESSAIS MECANIKUES	48
II.1.7	POLISSAGE	50
II.1.7.1	Examens microscopiques	50
II.1.7.2	Les polisseuses	51
II.1.7.2.1	Attaque chimique	51
II.1.8	MICROSCOPES	51
II.1.8.1	Microscope optique	51
II.1.8.2	Microscope électronique à balayage (MEB)	52
CHAP II.2	METHODES EXPERIMENTALES ET ELABORATION	
II.2.2	Alliage de fonderie à traitement thermique AlSi9Cu2Zn2Mg obtenu à partir de l'alliage mère AlSi7Mg	53
II.2.2.1	Caractéristiques mécaniques d'AlSi7Mg	53
II.2.2.2	Caractéristiques physiques d'AlSi7Mg	53
II.2.3	ELABORATION DE L'AlSi9Cu2Zn2Mg	53
II.2.3.1	La composition chimique de l'AlSi7Mg suivant la Norme AF.A57.702	53
II.2.3.2	La composition chimique de l'AlSi9Cu2Zn2Mg	54
II.2.3.3	Four de fusion	54
II.2.3.4	Chargement du four de fusion	54
II.2.4	MOULAGE EN COQUILLE	54

II.2.5	USINAGE DES EPROUVETTES PLATES	55
II.2.6	TRAITEMENTS THERMIQUES	55
II.2.6.1	Cycle thermique	55
II.2.7	ESSAIS MECANIQUES	56
II.2.7.1	Essai de traction	56
II.2.7.2	Forme et dimension des éprouvettes	57
II.2.7.3	Différentes étapes de l'essai de traction	57
II.2.7.4	Essai de résilience	57
II.2.7.4	Essai de dureté	58
II.2.7.5	Essai de la micro dureté	59
II.2.8	EXAMENS MICROGRAPHIQUES	60
II.2.8.1	Préparation des surfaces	60
II.2.8.2	Attaque chimique	60
II.2.9	MICROSCOPIE	61
II.2.9.1	Microscope optique	61
II.2.9.2	Microscope à balayage (MEB)	61
PARTIE III	RESULTATS ET DISCUSSION	
CHAP III.1	INFLUENCE DU REVENU SUR L'EVOLUTION DES PROPRIETES MECANIQUES ET STRUCTURALES DE L'ALLIAGES AlSi9Cu2Zn2Mg.	
III.1	INTRODUCTION	62
III.2	Résultats obtenus et discussion	64
III. 2.1	Resistances	64
III.2.2	Ductilité	73
III.3	Microstructure de l'alliage AlSi9Cu2Zn2Mg coulé en coquille	75
III.4	Effets des traitements thermiques de revenus	77
III.5	Conclusion	81
	Conclusion générale	82
	Références bibliographique	83

Nomenclature des symboles

σ_e (MPa) - Limite d'élasticité

σ_m (MPa) - Résistance maximale à la traction

σ_r (MPa) - Résistance à la rupture

A% - Elongation ou allongement en pourcent

Z% - Coefficient de striction

Z_u% - Allongement de striction

ϵ (%) - Déformation

K (J/cm²) - Résilience

S (cm²) - Surface

H - Dureté

T (°C) - Température

HB - Dureté Brinell

HV - Dureté Vickers

Hv_{0,05} - Micro dureté

R_v - état Revenu

R_c - état Recuit

R_v 150°C, R_v160°C, R_v170°C, R_v180°C, R_v 190°C, R_v 200°C, R_v 220°C et R_v 240°C –
Revenus R_v(150, 160, 170, 180, 190, 200, 220,240)°C

K_{cv} (J/cm²) - Résilience en V

F - état brut de coulée

T - état Trempé

S - Sable

K - Coquille

E (GPa) - Module d'élasticité

ν - Coefficient de poisson

ΔL (mm) - Accroissement de longueur

L₀ (mm) - Longueur initiale

F (N) - Force

S₀ - Surface initiale

CFC - Cubique à face centrée

D (mm) - Diamètre de la bille

d (mm) - Diamètre de l'empreinte.

SNVI - Société Nationale du Véhicule Industrie

EI - Electro-Industrie

M - Masse Atomique

Al - Aluminium

Cu - Cuivre

Zn - Zinc

Mg - Magnésium

LISTE DES FIGURES

Listes	Titres	Pages
Figure. I.1.1	Diagramme d'équilibre Al-Si	06
Figure. I.1.2	Processus de solidification d'un alliage hypoeutectique	10
Figure. I.1.3	Les principales étapes de la technique de métallurgie des poudres	11
Figure. I.3.1	Diffusion	23
Figure. I.3.2	Atome de substitution dans un réseau en diffusion	24
Figure. I.3.3	Atome étranger en solution solide d'insertion	24
Figure. I.3.4	Les différents précipités	27
Figure. I.4.1	Éprouvettes de traction	29
Figure. I.4.2	Essai en traction monotone d'une éprouvette ductile	29
Figure. I.4.3	La dureté brinell	32
Figure. I.4.4	Essais de Vickers	33
Figure. I.4.5	Principe de l'essai de résilience utilisant un mouton-Charpy	34
Figure. I.4.6	Schéma illustrant l'ensemble des radiations pouvant être émises lors de l'interaction entre le faisceau d'électrons et l'échantillon	35
Figure. I.5.1	Types de défauts ponctuels dans un cristal	37
Figure. I.5.2.A	Formation d'une dislocation coin (OP) dans le plan de glissement ABCD	38
Figure. I.5.2.B	Formation d'une dislocation vis (OP) dans le plan de glissement ABCD	38
Figure. I.5.2-c	Exemple de dislocation mixte	39
Figure. I.5.3	Défauts surfaciques (joints de grain)	40
Figure. I.5.4	Défauts surfaciques (macle)	40
Figure. I.5.5	Représentation schématique d'un pore	41
Figure. II.1.1	Lingots d'aluminium en AlSi7Mg	43
Figure. II.1.2	Retours de fonderie en AlSi7Mg	43
Figure. II.1.3	Lingots d'aluminium en AlSi10Mg et AlSi22	44
Figure. II.1.4	Lingots d'aluminium en AlCu10, AlZn10 et AlMg10	44
Figure. II.1.5	Four de fusion	44
Figure. II.1.6	Poche de coulée	44
Figure. II.1.7	Four de maintien	45
Figure. II.1.8	Moules en coquille	45
Figure. II.1.9	Cylindres moulés en coquille	45
Figure. II.1.10	Scie mécanique de type ALMOSMA3	46
Figure. II.1.11	Fraiseuse verticale FV1,5 ALMO	46
Figure. II.1.12	Tour universel de type SN40SN5	46
Figure. II.1.13	Meule	47
Figure. II.1.14	Dessin de définition de l'éprouvette plate	47
Figure. II.1.15	Éprouvette de résilience V	47

Figure. II.1.16	Echantillon de dureté et de μ dureté	48
Figure. II.1.17	Echantillon de μ structure	48
Figure. II.1.18	Four de trempe	48
Figure. II.1.19	Etuve utilisée	49
Figure. II.1.20	Machine de traction	49
Figure. II.1.21	Eprouvettes de traction	49
Figure. II.1.22	Pendule de Charpy	50
Figure. II.1.23	Duromètres	50
Figure. II.1.24	Microduromètre	51
Figure. II.1.25	Polisseuses	52
Figure. II.1.26	Microscope optique	52
Figure. II.1.27	Microscope électronique à balayage (MEB)	53
Figure. II.2.1	Cycle thermique	57
Figure. II.2.2	Eprouvette coulée en coquille normalisée	58
Figure. II.2.3	Echantillon pour l'essai de dureté, μ dureté et pour L'observation de la microstructure	60
Figure. III.1	Courbes réelles et moyennes de traction (contrainte - déformation)	66
Figure. III.2	Groupement des courbes réelles et moyennes de traction (contrainte - déformation)	67
Figure. III.3	a - graphe et b - histogramme de la contrainte moyenne maximale ($\langle \sigma_m \rangle$ - températures de revenu)	68
Figure. III.4	a - graphe et b - histogramme de la contrainte moyenne d'élasticité ($\langle \sigma_e \rangle$ - températures de revenu)	68
Figure. III.5	a - graphe et b - histogramme de la contrainte moyenne de rupture ($\langle \sigma_r \rangle$ - températures de revenu)	69
Figure. III.6	a - graphe, b - histogramme et c - secteur de la dureté Brinell moyenne ($\langle HB \rangle$ - températures de revenu)	69
Figure. III.7	a - graphe, b - histogramme et c - secteur de la micro dureté moyenne de la zone blanche ($\langle Hv_{0,1} \rangle$ - Z_b - températures de revenu)	70
Figure. III.8	a - graphe, b - histogramme et c - secteur de la micro dureté moyenne de la zone noire ($\langle Hv_{0,1} \rangle$ - Z_n - températures de revenu)	70
Figure. III.9	a - graphe, b - histogramme et c - secteur de la micro dureté moyenne des 2 zones blanche et noire ($\langle Hv_{0,1} \rangle$ - températures de revenu)	71
Figure. III.10	Groupement de a - graphes, b - histogramme de comparaison des micro duretés Moyennes des 2 zones	71

	blanche et noire et de leurs moyennes ($\langle Hv_{0,1} \rangle - (Zb, Zi$ $Zb+Zn/2) - \text{températures de revenu}$)	
Figure. III.11	a - graphe et b - histogramme du module d'Young moyen	72
Figure. III.12	a - graphe et b - histogramme de l'allongement moyen en pourcentage ($\langle A\% \rangle - \text{températures de revenu}$)	73
Figure. III.13	a - graphe et b - histogramme du coefficient moyen de striction ($\langle Z\% \rangle - \text{températures de revenu}$)	73
Figure. III.14	a - graphe et b - histogramme de l'allongement moyen de striction ($\langle Zu\% \rangle - \text{températures de revenu}$)	74
Figure. III.15	a - graphe et b - histogramme de la résilience moyenne (\langle $Kcv \rangle - \text{températures de revenu}$)	74
Figure. III.16	Structures micrographiques de l'alliage de fonderie AlSi9Cu2Zn2Mg	75
Figure. III.17	Microstructures obtenues au MEB de l'alliage de fonderie AlSi9Cu2Zn2Mg	76
Figure. III.18	Faciès de rupture en traction obtenus au MEB de l'alliage de fonderie AlSi9Cu2Zn2Mg	76
Figure. III.19	Faciès de rupture en résilience obtenus au MEB de l'alliage de fonderie AlSi9Cu2Zn2Mg	77

LISTE DES TABLEAUX

Listes	Titres	Pages
Tableau I.1.1	Groupe d'alliage d'aluminium	3
Tableau I.1.2	Influence des éléments d'addition sur les différentes propriétés	4
Tableau I.1.3	Désignation symbolique	5
Tableau I.1.4	Désignation numérique	6
Tableau I.2.1	Caractéristique mécaniques	12
Tableau I.2.2	Composition chimique de l'alliage EN AC-42000	13
Tableau I.2.3	Composition chimique des lingots d'AlSi7Mg	13
Tableau I.2.4	Tableau de l'analyse chimique	15
Tableau I.3.1	Désignation de l'état métalogique des produits	22
Tableau II.2.1	Caractéristiques et désignation des états sable et coquille	54
Tableau II.2.2	Composition chimique de l'alliage AlSi7Mg	54
Tableau II.2.3	Composition chimique de l'alliage AlSi9Cu2Zn2Mg	55
Tableau II.2.4	Composition pondérale du réactif	61

INTRODUCTION GENERALE

L'aluminium est un métal très répandu sur la terre, le troisième élément après l'oxygène et le silicium. Les alliages d'aluminium occupent la seconde place après les métaux ferreux.

Parmi ces alliages d'aluminium, les alliages de fonderie de la classe AlSi sont les plus utilisés dans l'industrie grâce à leurs propriétés physiques, chimiques en général et mécaniques en particulier. Ce Système de désignation chimique AlSiMg et numérique 40000 occupe une place importante dans la fabrication et la réalisation de nombreuses pièces pouvant supporter de grandes charges mécaniques et possédant une bonne résistance à la corrosion, à l'oxydation et une excellente coulabilité.

Dans cette présente étude, nous nous sommes intéressés à l'influence de la variation de la température de revenu par incrément de (10 - 20)°C précédé d'une trempe à eau à température ordinaire (20 – 25)°C suivi immédiatement d'une maturation de 15h pour chaque traitement thermique de revenu correspondant sur les caractéristiques mécaniques de résistance, de ductilité et structurale de l'alliage hypoeutectique AlSi9Cu2Zn2Mg. Cet alliage est élaboré par le moulage en coquille en considérant dix états: brut de coulée noté F, trempé noté T et des revenus à des températures suivantes désignés Rv (150, 160, 170, 180, 190, 200, 220, 240) °C. Les pièces élaborées à partir de cet alliage font partie des accessoires rentrant dans diverses réalisations (corps de pompe, poulies de commande, culasses, bâtis, carcasses de boîtes à vitesse et d'avance...etc.) de la SNVI de Rouïba et de l'Electro - Industries de Fréha (Azazga).

Notre étude s'articule autour d'une introduction générale et trois parties.

La première partie : nous livre un aperçu bibliographique et contient cinq chapitres :

- Chapitre I.1: Aluminium et ses alliages,
- Chapitre I.2: Elaboration de l'alliage AlSi9Cu2Zn2Mg à partir d'AlSi7Mg,
- Chapitre I.3: Traitements thermiques, microstructure, diffusion, transfert thermique et précipitation,
- Chapitre I.4: Essais mécaniques,
- Chapitre I.5: Défauts cristallins.

La deuxième partie: sera consacrée aux méthodes expérimentales utilisées pour les caractérisations mécanique et microstructurale de l'alliage étudié et se scinde en deux chapitres:

- Chapitre II.1: Appareillage,
- Chapitre II.2: Méthode expérimentale et élaboration de l'alliage AlSi9Cu2Zn2Mg.

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

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

Partie I

APERÇU BIBLIOGRAPHIQUE

Chapitre I.1 - Aluminium et ses alliages.	2-9
Chapitre I.2 - Elaboration de l'alliage Al ₉ Cu ₂ Zn ₂ Mg à partir d'AlSi ₇ Mg	10-16
Chapitre I.3 - Traitements thermiques et effets qu'ils engendrent: Microstructure, Diffusion, Transfert Thermique et Précipitation	17-23
Chapitre I.4 - Essais mécaniques	24-30
Chapitre I.5 - Défauts cristallins	31-36

CHAPITRE I.1 – ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

I.1.1 - Introduction

L'aluminium est l'élément chimique de numéro atomique 13, de symbole Al. Il appartient au groupe 13 du tableau périodique ainsi qu'à la famille des métaux pauvres.

Il s'agit de métaux mous ou fragiles à la résistance mécanique avec une température de fusion inférieure à celle des métaux de transition qui se situe à leur gauche dans le tableau périodique.

L'aluminium et ses alliages sont des matériaux transformables et 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 : transport terrestre, routier et ferroviaire, maritimes, aérospatiaux, emballage, bâtiment, électricité, mécanique, menuiserie aluminium....

Néanmoins l'aluminium à l'état pur présente de faibles caractéristiques mécaniques rendant impossible son utilisation dans la construction de structure mécanique, cependant, l'ajout d'éléments d'addition et l'application de traitements thermiques améliorent considérablement les propriétés mécaniques de résistance de ces alliages [10].

I.1.2 - PROPRIETES DE L'ALUMINIUM

- Propriétés physiques [1]

L'aluminium est un élément du même groupe de la classification de Mendeleïev, dont le nombre atomique est 13 et la masse atomique $M=26.98$, sa température de fusion est 660°C et celle de d'ébullition 2467°C environ, il possède un réseau cubique à face centré (CFC). Sa conductibilité thermique est de 0.57 cal/cm.s.c et sa conductibilité électrique est élevée ($2.6548 \text{ ohm.mm}^2/\text{m}$).

- propriété mécanique [1.2]

Compte tenu de sa structure cristalline (CFC), l'aluminium pur est très déformable à froid ou à chaud, de ce fait il est très ductile et aussi très malléable (allongement de rupture 30 à 40%, il est peu tenace. Sa résistance la rupture par traction $R_R=70$ à 100 N/mm^2 et il est de faible dureté.

Module d'élasticité : il est à 66.6 GPa pour les alliages, le module est compris entre 69 et 72 GPa et Module de torsion (cisaillement): il est égal à 25 GPa

- **Propriété de mise en forme [3]**

L'aluminium a une température de fusion relativement basse, d'environ 660°. Il en résulte une facilité de fusion qui présente un avantage certain pour les opérations de fonderie. L'aluminium est très ductile, on peut aisément le mettre en forme à l'état solide, par déformation plastique.

I.1.3 - AVANTAGES ET INCONVENIENTS [9]

➤ **Avantages**

- masse volumique faible
- résistance à la corrosion
- caractéristiques mécaniques intéressantes
- durcissement important par traitement thermique
- bas point de fusion (660 °C)
- mise en œuvre assez facile par laminage, forgeage, moulage, formage, étirage, extrusion, métallurgie des poudres

➤ **Inconvénients**

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

I.1.4 - ALLIAGE DE CORROYAGE (LAMINAGE) 1000-2000-3000

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

I.1.4.1- Désignations des alliages

Série	Désignation	Aluminium ou alliage
1000	1XXX	Aluminium-(teneur>99.00)
2000	2XXX	Aluminium-cuivre
3000	3XXX	Aluminium-manganèse
4000	4XXX	Aluminium-silicium
5000	5XXX	Aluminium-magnésium
6000	6XXX	Aluminium-magnésium-silicium
7000	7XXX	Aluminium-zinc
8000	8XXX	Autre alliage d'aluminium

Tableau I.1.1 - Groupe d'alliages d'aluminium [3]

I.1.4.2 - Influence des éléments d'adition 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'andosation	--	+	++	+				--		

++ Recommandé

+bon

-médiocre

-- à éviter

Tableau I.1.2 - influence des éléments d'adition sur les différentes propriétés [4]

I-1-5 - ALLIAGES DE FONDERIE PARTICULIEREMENT AISi (40.000)

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

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

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

I.1.5.1 - Désignation symbolique

Alliage	Famille	Alphanumérique	Symbolique
Aluminium - cuivre	21000	AC 21000	ACAICu4MgTi
Aluminium - silicium	40000	AC 43300	ACAISi9Mg
Aluminium - magnésium	50000	AC 51200	ACAIMg9
Aluminium - zinc	70000	AC 71000	ACAIZn5Mg

Tableau I.1.3 – Désignation symbolique (NF - EN 57362)

I.1.5.2 - Diagramme d'équilibre Al-Si

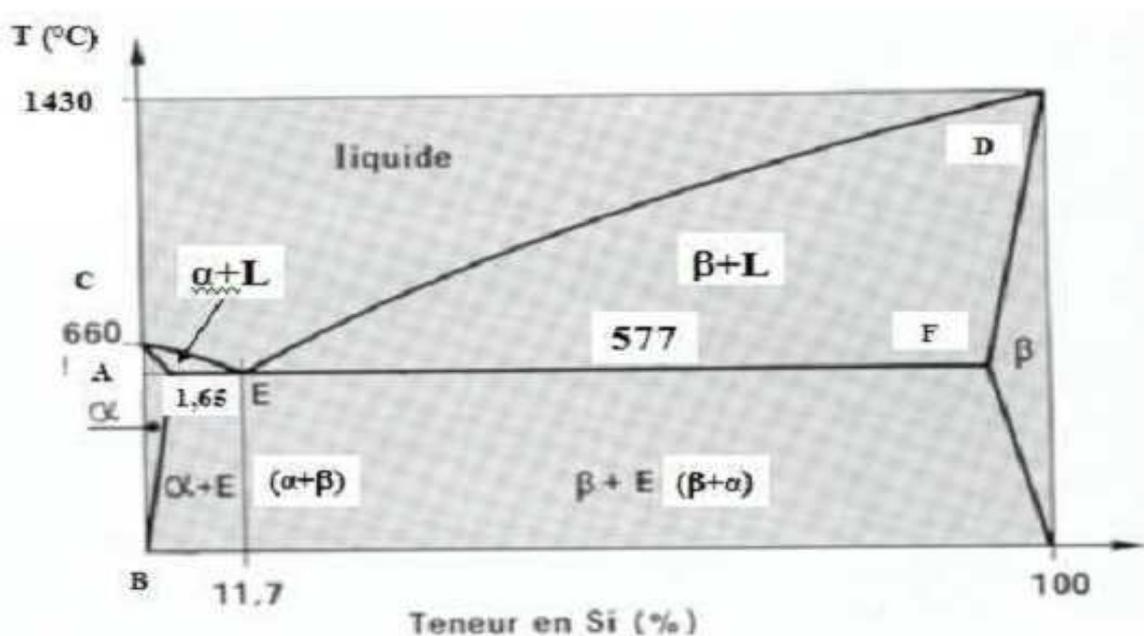


Figure I.1.1 - diagramme d'équilibre Al-Si [5]

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 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% \leq si \leq 10.5% alliages de composition hypo eutectique,
- 11% \leq si \leq 13.5% alliages de composition eutectique.
- 14% < si < 97% alliages de composition hyper eutectique.
- 97% \leq si \leq 97% solution solide β riche en silicium
- **le silicium a pour effet :**
 - d'améliorer la coulabilité
 - de réduire la criquabilité et l'aptitude à la retassure
 - de diminuer le coefficient de dilatation

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

I.1.5.3 - Désignation numérique

Séries d'alliages			
	Désignation	Élément d'alliage principal	Phase principale présente dans l'alliage
Série 20000	2xxxx	<u>Cuivre</u> (Cu)	Al ₂ Cu - Al ₂ CuMg
Série 40000	4xxxx	<u>Silicium</u> (Si)	-
Série 50000	5xxxx	<u>Magnésium</u> (Mg)	Al ₃ Mg ₂
Série 70000	7xxxx	<u>Zinc</u> (Zn)	MgZn ₂

Tableau I.1.4 – Désignation numérique [12]

I.1.5.4 - Transformation de phase

Les propriétés d'un matériau métallique, que ce soit un métal pur ou un alliage, dépendent dans une large mesure des transformations de tout ordre que celui-ci a subit antérieurement, la plupart des transformations, qui se produisent dans les matériaux métalliques,

s'accompagnent d'une modification de la nature et du nombre de phase en présence. Parmi ces différentes transformations on distingue :

A - Transformation allotropique

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

B - Transformation avec réaction

Parmi ces réactions on distingue :

- Réaction eutectoïde

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



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

- Réaction eutectique

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



-Réaction péritectique

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



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



-Réaction mono eutectique

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

Liquide L 1 \rightarrow solide α + liquide L 2

-Réaction monotectoïde

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

Solide β' \rightarrow solide α + solide β

C-Précipitation (sans réaction)

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

I.1.5.5 - Interprétation de diagramme dont le SI=9%

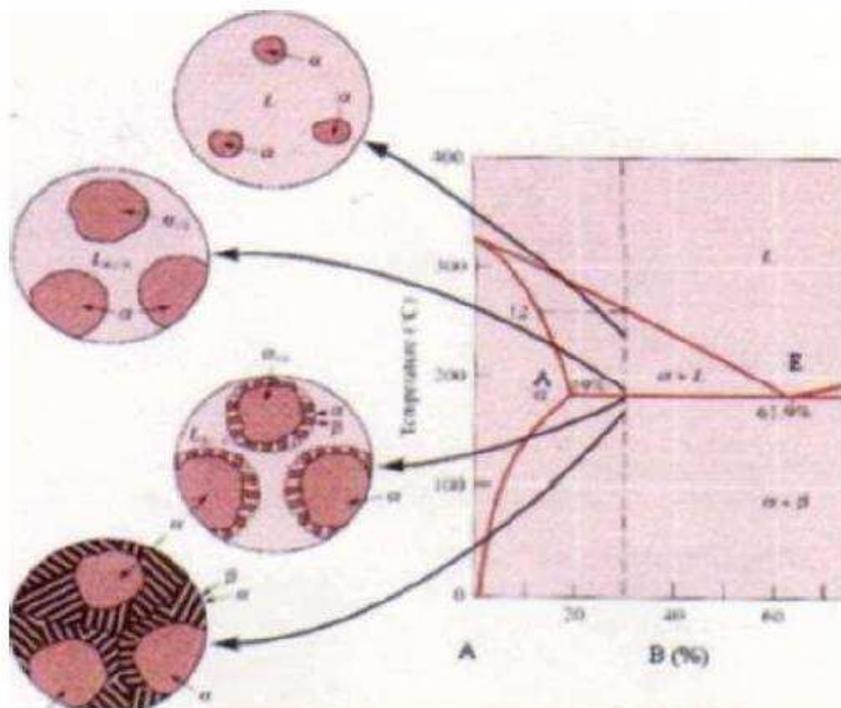


Figure I.1.2 - Processus de solidification d'un alliage hepteutectique [6]

I.1.6 - ALLIAGES DE FRITTAGE

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

I.1.6.1-Étapes de la métallurgie des poudres d'aluminium

Par métallurgie des poudres, on peut fabriquer des pièces en passant par trois étapes principales (voir figure I.1.3).

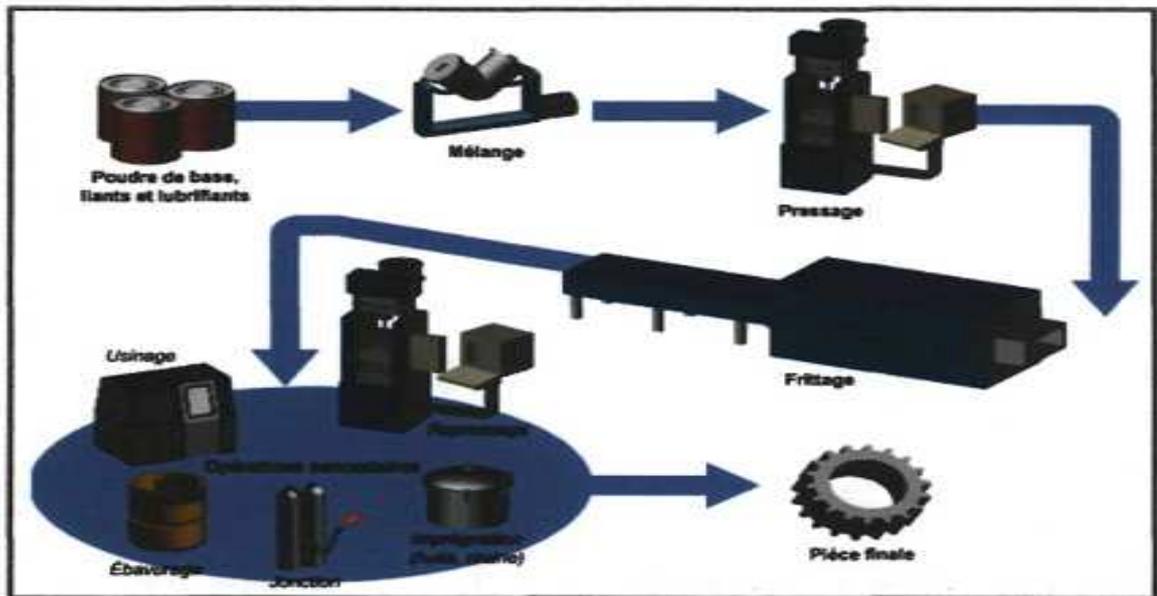


Figure I.1.3 - Les principales étapes de la technique de métallurgie des poudres

La première étape consiste à mélanger les poudres métalliques de base aux liants et aux lubrifiants servant principalement à réduire de façon considérable l'usure des outils de pressage.

La deuxième étape consiste à comprimer la poudre dans un outillage formé d'un ensemble matrice-poinçons dont la pression varie habituellement de 100 à 5000 KN.

Le produit résultant du compactage s'appelle « un comprimé à vert ». En général, on cherche, lors du compactage, à consolider la poudre en lui donnant la forme désirée, on augmentant la masse volumique et à déformer plastiquement les particules afin d'obtenir une recristallisation lors de la troisième étape, nommée frittage.

L'opération de frittage consiste à chauffer dans un four les pièces à une température légèrement inférieure à la température de fusion du matériau principal afin de créer des liens métallurgiques entre les particules sans faire fondre le métal ni déformer la pièce. Ainsi, la structure métallurgique change et on obtient les propriétés recherchées.

CHAPITRE I.2 - Elaboration de l'alliage AlSi9Cu2Zn2Mg à partir d'AlSi7Mg

La composition chimique de l'alliage de fonderie AlSi9Cu2Zn2Mg est obtenue par fusion à partir de six alliages mère AlSi7Mg, AlSi10Mg, AlSi22, AlCu10, AlZn10 et AlMg10 livrés par Péchiney sous forme de lingots. Cet alliage AlSi9Cu2Zn2Mg, qui régit notre étude, est coulé en coquille par gravitation par la combinaison de 40% de lingots neufs et de 60% de retour.

I.2.1- Propriétés dominantes de l'alliage mère AlSi7Mg

Alliage de fonderie a traitement thermique ayant une bonne coulabilité et une bonne tenue à la corrosion.

I.2.2 - Distinctions entre L'AlSi7Mg et les alliages AlSi7Mg_{0,3} (42100) et AlSi7Mg_{0,6} (42200)

Outre l'alliage 42000 le plus utilisé en fonderie, l'industrie d'aluminium met à la disposition des fondeurs deux types d'alliages de compositions très voisines : 42100 et 42200.

Ces alliages ont une teneur maximale en fer plus basse (Fe : 0,15 au lieu de Fe : 0,35). Les teneurs en magnésium sont : 0,25 à 0,40% pour 42100 et 0,45 à 0,60% pour 42200.

Les teneurs en fer plus basses permettent d'obtenir des caractéristiques mécaniques plus élevées, notamment un meilleur allongement dans les pièces.

42100 est surtout réservé au moulage en sable.

42200 est presque toujours coulé en coquille.

L'influence des éléments composants sur les caractéristiques de ces alliages, les précautions à prendre pour assurer une composition correcte et les conditions de leur fusion sont identiques.

I.2.3 - Caractéristiques

I.2.3.1-Caractéristiques mécaniques : sur éprouvettes normalisées NF A 57-702 coulées à part.

Mode de coulée	Etats		σ_r (Mpa)	σ_e (Mpa)	A%	Dureté(HB)
	Nouveaux	Anciens				
Sable	SF	Y20	140	80	1,5	55
	ST ₆	Y23	230	160	1,5	75
Coquille	KF	Y30	170	90	4	60
	KT ₆	Y33	260	180	4	80

Tableau I.2.1 - **Caractéristique mécanique**

I.2.3.2 - Caractéristiques physiques

Conductibilité thermique à 20°C

0,38 $\mu\text{th cm} / \text{cm}^2 \text{ s } ^\circ\text{C}$

Résistivité à 20°C

4 $\mu\Omega \text{ cm}^2 / \text{cm}$

Coefficient de dilatation entre 20 et 100°C	21,5x10 ⁻⁶
Intervalle de solidification	610 - 570 °C
Retrait moyen	12,5 %

I.2.4 -Elaboration de 42000

✚ L'AlSi7Mg donne des résultats surs, reproductibles et conformes à ceux du tableau ci-dessus, 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.
- ✚ Le traitement thermique éventuel soit effectué correctement.
- ✚ 42000 peut s'utiliser également sans traitement thermique.

I.2.4.1 - Composition chimique de l'alliage EN AC-42000

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

% Fe	% Si	% Cu	% Zn	% Mg	% Mn	% Ni	% Pb	% Sn	% Ti
≤ 0,45	6,5÷7,5	≤ 0,1	≤ 0,1	0,20÷0,40	≤ 0,5	≤ 0,05	≤ 0,05	≤ 0,05	0,10÷0,20

Tableau I.2.2 - Composition chimique de l'alliage EN AC-42000

Un alliage entrant dans ces tolérances de composition, convenablement élaboré et éventuellement traité thermiquement, donne des éprouvettes ayant les caractéristiques mécaniques du tableau ci-dessus.

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

Composition des lingots d'AlSi7Mg livrés par l'Aluminium Français :

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

Tableau I.2.3 – Composition chimique des lingots d'AlSi7Mg

I.2.4.2 - Influence des éléments alliés

Précautions à prendre pour assurer une composition correcte

- Silicium

La teneur en silicium de 6,5 à 7,5 est celle qui assure les meilleures propriétés de moulage ; une teneur plus élevée rend l'alliage un peu plus sensible aux retassures internes et une teneur plus basse favorise les retassures externes.

- Magnésium

Le magnésium a une grande influence sur les caractéristiques mécaniques après traitement thermique. Plus sa teneur est importante, plus la charge de rupture, la limite élastique et la dureté sont élevées, mais l'allongement diminue.

La régularité des résultats mécaniques exige une teneur en magnésium précise à l'intérieur des tolérances. On peut être amené à viser des teneurs basses ou des teneurs élevées, selon qu'on recherche avant tout un allongement important ou bien une limite élastique plus élevée.

La fusion entraîne une perte en magnésium, due surtout à l'emploi des flux. Le recyclage des jets accentue l'appauvrissement si l'on ne fait pas de correction.

Précautions.

Eviter les mélanges de jets. Réajuster le titre en magnésium : voir le chapitre « Fusion »

- Fer

L'allongement à la rupture est meilleur lorsque la teneur en fer diminue; la charge de rupture est également un peu améliorée, dans le cas du moulage en sable.

Toutefois, cette influence du fer s'atténue pour les basses teneurs; elle est faible au-dessous de 0,20% en moulage sable et de 0,30% en moulage coquille.

Précautions

Ne pas utiliser de creusets en fonte. Poteyer soigneusement les outils de fusion et de coulée.

- Manganèse

Jusqu'à 0,50%, la présence de manganèse n'a pas d'inconvénient, mais elle est sans utilité.

- Titane

Le titane, aux teneurs comprises entre 0,10 et 0,20, favorise la finesse du grain, réduit les microretassures et améliore les caractéristiques mécaniques. Une teneur supérieure à 0,20% fait apparaître des cristaux constituant des points durs gênants pour l'usinage.

Précautions

L'emploi de flux au titane est utile car il complète l'influence du titane contenu dans les lingots. Il doit être limité pour ne pas enrichir le métal au-delà des tolérances prévues.

I.2.5 –Fusion

I.2.5.1-Règles générales de fusion

Contrôler la température avec un pyromètre régulièrement étalonné. Eviter de dépasser les valeurs prescrites.

Eviter toute humidité de quelque origine : coke, creusets, réfractaires, outils, métal, flux etc
Régler convenablement les brûleurs.

Eviter l'enrichissement en fer par contact avec des outils non protégés.

I.2.5.2 - Conduite de la fusion

a) Préparation de la charge

Il est recommandé d'adopter la même proportion de jets dans toutes les charges.

Les fonderies qui disposent d'un spectrographe à lecture directe effectuent, au cours de chaque fusion, une analyse qui permet de calculer exactement et rapidement la correction en silicium, cuivre, zinc et magnésium.

En l'absence de moyens d'analyses rapides, on adopte dans chaque atelier une valeur de la correction résultant de statistiques. La perte probable est corrigée d'avance par une addition correspondant au poids total de la charge.

La correction dépend beaucoup du procédé de fusion et de la nature des flux utilisés. Elle sera de :

- L'ajout de 2% Si, 2% Cu, 2% Zn et $\leq 1\%$ Mg à l'AlSi7Mg à partir de lingot mère en AlSi10Mg, AlSi22, AlCu10, AlZn10 et AMg10 pour obtenir un alliage AlSi9Cu2Zn2Mg dont analyse chimique est la suivante :

% Al	% Si	% Cu	% Zn	% Mg	% Fe	% Ni	% Mn
87,31	8,32	1,64	1,25	0,36	0,79	0,15	0,18

Tableau I.2.4 - Tableau de l'analyse chimique.

b) Affinage

L'AlSi7Mg est, selon le cas, fondu suivant un procédé avec ou sans sodium.

Dans le cas du moulage en sable, pour améliorer l'allongement et l'étanchéité, on adopte le plus souvent un traitement à la poudre Pacz BTK au sodium. Ce traitement est, par contre, généralement inutile pour le moulage en coquille.

Dans tous les cas, l'action d'un flux au titane affine le grain, favorise la santé des pièces et améliore les caractéristiques mécaniques.

I.2.5.3 - Processus de l'affinage**a) Cas du moulage en sable**

Trois procédés sont utilisés :

- 1^{er} Procédé : Affinage à l'Aluflux B et à la poudre Pacz BTK.

Vers 730°C, introduire 0,30% d'Aluflux B en pastilles, enfoncées au moyen d'une cloche à trous poteyée et chaude. Le flux est enfoncé plusieurs fois : attendre 10 minutes.

Ecrémer, puis répandre 1% de poudre Pacz BTK qu'on laisse agir 12 minutes. Au cours de cette attente, on favorise le contact métal - poudre Pacz en enfonçant légèrement la couche de flux.

Ecrémer et couler.

Ce procédé donne de bons résultats mécaniques et convient aux pièces peu épaisses ou moulées avec des refroidisseurs. Lorsque les conditions de moulage exigent un métal assez dégazé, il est préférable d'adopter le procédé suivant :

- 2^e procédé : Affinage à l'Aluflux B, à l'azote et à la poudre Pacz BTK.

Vers 730°C, introduire l'Aluflux B comme dans le premier procédé.

Vers 740°C, écrémer, répandre 1,5% de poudre Pacz BTK, et introduire l'azote au moyen d'une canne à tête poreuse, préalablement chauffée. Le barbotage dure 10 à 15 minutes. Le volume débité est de l'ordre de 1 litre d'azote par kilogramme de métal.

A la fin du barbotage, écrémer et couler.

Ce procédé donne un métal dégazé et de bonnes caractéristiques mécaniques.

- 3^e procédé : affinage sans poudre Pacz.

Eviter d'introduire dans la charge des jets provenant de fusions exécutées avec la poudre Pacz.

Vers 730°C, introduire 0,25% d'Aluflux TH ou d'Aluflux B au moyen d'une cloche. Puis, à la même température, introduire, de préférence en plusieurs fois, 0,25% d'Aluflux X au moyen de la même cloche.

Attendre 10 minutes au moins.

Ecrémer et couler.

Ce procédé est utilisé si l'on ne recherche pas le meilleur allongement. Il facilite l'absence de piqûres.

Remarque : les opérations décrites se font dans le four. Un creuset amovible donne une meilleure qualité en évitant le transvasement final.

Pour les procédés 1 et 2, il est avantageux de fondre dans un four basculant où l'on peut faire le traitement à l'Aluflux B, puis de transvaser le métal dans une poche chaude qu'on met dans un four électrique pour le traitement à la poudre Pacz.

b) Cas du moulage en coquille

- 1^{er} Procédé : Affinage sans poudre Pacz.

C'est le plus utilisé.

Vers 730°C, dans le four de fusion, laver le métal avec 0,20% d'Aluflux 2 T2, répandu à la surface; lorsque le flux est fondu, l'enfoncer dans le bain.

Introduire 0,25% d'Aluflux B en pastilles au moyen d'une cloche à trous poteyée et chaude. Le flux qui remonte est enfoncé plusieurs fois.

Dans le cas de pièces épaisses, il peut être utile de dégazer ensuite avec 0,25% d'Aluflux X.

Terminer par une attente de 10 minutes au moins.

Les traitements à l'Aluflux B et à l'Aluflux X sont faits, de préférence, dans le four de maintien.

- 2^e Procédé : Affinage avec poudre Pacz BTK.

Dans le cas des pièces épaisses, si l'on désire augmenter un peu l'allongement et éviter plus facilement des retassures, il est intéressant d'utiliser l'un des deux procédés à la poudre Pacz BTK conseillés pour le moulage en sable. Toutefois, la quantité de poudre Pacz sera réduite.

Le traitement à l'Aluflux B peut avoir lieu dans le four de fusion. Le traitement à la poudre Pacz se fait dans le four de maintien; il est renouvelé toutes les 40 minutes.

c) Contrôle du dégazage

Le dégazage est un facteur important de la qualité des pièces en AlSi7Mg. Pour le contrôler, on observe la solidification d'une petite quantité de métal sous un vide partiel de 60 mm de mercure. Cette méthode, parfaitement adaptée à l'atelier, permet de vérifier l'efficacité du processus de fusion.

d) Température de coulée

La température de coulée varie en fonction de l'épaisseur de la pièce, elle est généralement comprise entre 680 et 750°C

I.2.6 – MOULAGE**I.2.6.1- Moulage en sable**

L'AlSi7Mg se moule très bien en sable. Il ne crique pas et n'a qu'une tendance très réduite aux retassures externes. Dans le cas des pièces épaisses, l'emploi de refroidisseurs est nécessaire pour éviter les piqûres et les microretassures. Le métal doit être peu gazeux.

La peau d'oxyde peut occasionner des inclusions si l'on n'emploie pas un dispositif de coulée tranquille : coulée en source, choix correct des sections de canaux, emploi éventuel de filtres.

I.2.6.2 -Moulage en coquille

L'AlSi7Mg se moule également très bien en coquille, sans risques de criques.

Veiller à masselotter suffisamment pour assurer une bonne santé interne des parties épaisses, notamment pour les pièces étanches.

I.2.7 - Traitement thermique

L'AlSi7Mg peut subir un traitement thermique qui lui confère les meilleures caractéristiques mécaniques. Ce traitement consiste en une trempe à l'eau après chauffage de mise en solution et un revenu (Etat ST₆ et KT₆)

I.2.7.1 - Chauffage de mise en solution

La température de chauffage avant trempe est de $540 \pm 5^\circ\text{C}$. La durée normale du maintien varie de 8 à 10 heures, en fonction de la masse et de l'épaisseur des pièces.

La température doit être précise, ce qui exige un four à ventilation forcée, une bonne régulation, des pyromètres surs. Utiliser, autant que possible, un dispositif d'enregistrement.

La manutention des pièces entre le four et le bac de trempe doit être rapide.

I.2.7.2 - Trempe

L'AlSi7Mg n'est pas sensible aux tapures de trempe et peut être trempé à l'eau froide.

Cependant, la trempe à l'eau chaude, particulièrement pour les grandes pièces, réduit les contraintes dues à la trempe.

I.2.7.3 - Intervalle entre la trempe et le revenu

On conseille un intervalle d'au moins 12 heures entre la trempe et le revenu. Un intervalle trop court augmente la charge de rupture et la limite élastique aux dépens de l'allongement.

I.2.7.4 - Revenu

On adopte le plus souvent 4 heures à $160 \pm 5^\circ\text{C}$ ou à $155 \pm 5^\circ\text{C}$. La température et la durée de revenu influent beaucoup sur les caractéristiques mécaniques. Un décalage de 5°C suffit à modifier celles-ci. Lorsque la température du revenu monte, la charge de rupture, la limite élastique et la dureté augmentent, mais l'allongement diminue.

Utiliser un four très sûr, bien adapté à cette température, équipé d'une bonne pyrométrie.

Le fondeur peut d'ailleurs adapter les températures et les temps de revenu comme la teneur en magnésium, s'il doit rechercher soit un allongement élevé, soit, au contraire, une charge de rupture et une limite élastique plus élevées.

I.2.8 - Principaux défauts des pièces traitées

I.2.8.1 - Durcissement insuffisant

Cause :

- ✚ Teneur en magnésium trop faible.
- ✚ Température de mise en solution trop basse.
- ✚ Temps de manœuvre trop long entre la sortie du four et la trempe.
- ✚ Durée de revenu trop courte et, plus souvent, température de revenu trop basse.

I.2.8.2 - allongement trop faible

Cause:

- ✚ Teneur en magnésium trop forte.
- ✚ Durée de revenu trop longue et, plus souvent, température de revenu trop élevée.
- ✚ Pour remédier aux deux défauts ci-dessus, on peut refaire le traitement complet, sauf si la teneur en magnésium est en cause.

I.2.8.3 - Brûlures de trempe

Une pièce est brûlée lorsqu'elle a été portée à une température supérieure à la température de début de fusion.

Cause:

- ✚ Composition incorrecte, par exemple excès de magnésium ou présence anormale de cuivre.
- ✚ Surchauffe en certains points de la chambre de chauffe ou dérèglement de la pyrométrie.

Caractères et aspect d'une pièce brûlée :

Une pièce brûlée n'est pas forcément criquée, mais elle présente des sudations. La qualité mécanique est compromise. Une pièce brûlée ne peut être régénérée par aucun traitement et doit être rebutée.

I.2.9 - Précautions pour assurer une bonne stabilité dimensionnelle

I.2.9.1 - Déformations

Au cours du maintien en température, il convient de prendre quelques précautions pour éviter les déformations des parties en porte-à-faux, ou lorsque les pièces ont des formes complexes.

Prévoir dans ce cas des montages ou des appuis. Eviter les empilages excessifs.

Si, malgré ces précautions, on constate des déformations après contrôle, sur montages ou gabarits à touches, on redressera les pièces dans les quelques heures qui suivent la trempe et avant le revenu.

I.2.9.2 - Stabilité dimensionnelle des pièces traitées

La trempe crée dans les pièces des contraintes qui, dans certains cas, peuvent provoquer des déformations au cours d'usinage.

On réduit ces inconvénients par une trempe à l'huile ou à l'eau très chaude, proche de l'ébullition.

Les pièces non trempées sont plus stables. Cette stabilité dimensionnelle est encore augmentée par un chauffage de 8 heures à 240°C. (Etats Y 25 et Y 35).

I.2.9.3 - Contrôle des résultats

a) Contrôle de la fusion

Se reporter au chapitre Fusion pour les exigences particulières à l'alliage.

Contrôler la teneur en magnésium et l'absence de gaz.

b) Défauts types des pièces en AlSi7Mg

Piqûres et microretassures dans les parties massives. Veiller à l'absence de gaz et utiliser des refroidisseurs.

Allongement trop faible associé à une limite élastique et à une dureté élevées, ou inversement. Surveiller la teneur en magnésium, la température et la durée du revenu.

c) Contrôle des pièces

On effectuera un contrôle radiographique des parties massives, surtout pour les grandes pièces lors de la mise au point du moulage.

CHAPITRE I.3 – TRAITEMENTS THERMIQUES

I.3.1 - STRUCTURE

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

I.3.1.1 - Type de liaison atomique

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

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

I.3.1.2 - Traitements thermiques des alliages Al-Si

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

Le durcissement par affinement de la taille des grains et structural s'obtient par une succession de 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.3.1.3 -Le traitement thermique de durcissement structural et ces étapes [7]

1ère 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.

C'est un traitement appliqués a certains produits de fonderie ou corroyés, et

destinés plus souvent à faciliter la transformation à chaud ou à froid (filage, forgeage, laminage ...etc.).

2ème 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.

3ème 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.

4ème étape : revenu ($150^{\circ}\text{C} \div 240^{\circ}\text{C}$, pendant $4\text{h} \div 25$, en fonction de l'alliage avec refroidissement à l'air ambiant.), la température et la durée de revenu influent beaucoup sur les caractéristiques mécaniques. Il permet d'améliorer la résistance mécanique des pièces traitées en diminuant la dureté et les contraintes thermiques internes obtenues lors de la trempe. Lorsque la température du revenu monte, la charge de rupture, la limite élastique et la dureté augmentent, mais l'allongement diminue.

Le but de revenu est de diminuer les effets de la trempe d'homogénéisation et stabiliser les propriétés mécaniques et faire disparaître les tensions internes.

5ème étape : Vieillesse de dégradation due 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.3.1.4 – Différents recuits [5]

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 2h , suivi immédiatement d'un refroidissement de l'alliage dans le four afin d'annuler les effets de la trempe.

I.3.1.5 - Désignation de l'état métalogique des produits

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

Tableau I.3.1 - désignation de l'état métalogique des produits

I.3.2 - DIFFUSION [8]

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

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

Exemple de mélange de deux produits par diffusion.

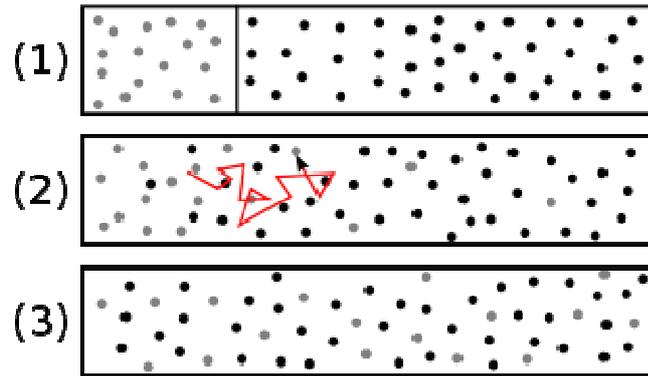


Figure I.3.1 - diffusion

I.3.2.1- Mécanisme de diffusion [7]

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

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

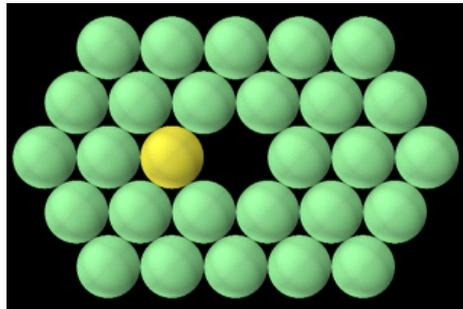


Figure I.3.2 - atome de substitution dans un réseau en diffusion

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

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

$$n_l = N \exp\left(\frac{-Q_l}{K.T}\right) \quad (1)$$

Avec N : nombre d'atomes dans le cristal.

Q_l : énergie de formation d'une lacune.

B - Diffusion d'atomes de soluté en insertion

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

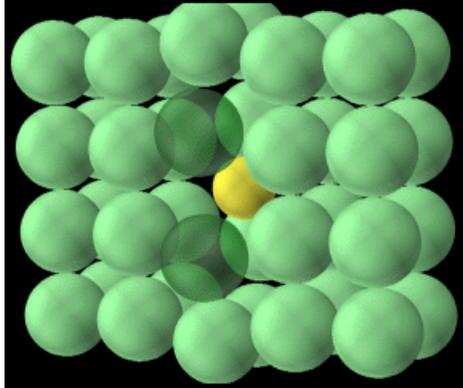


Figure I.3.3- atome étranger en solution solide d'insertion

I.3.3 - TRANSFERT THERMIQUE

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

I.3.3.1- LES MODES DE TRANSFERT DE CHALEUR

A - La conduction

Transport d'énergie dans la matière sans de déplacement de matière

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

-nécessite un milieu solide de transmission

-transmission faible dans les gaz

B - La convection

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

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

- Nécessite un milieu fluide de transmission

C - Le rayonnement

Transport d'énergie sous forme d'ondes électromagnétiques

- pas de déplacement de matière

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

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

I.3.4 - MICROSTRUCTURE

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

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

I.3.5 - PRECIPITATION

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

I.3.5.1- Les différents précipités

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

a. Les précipités cohérents

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

b. Les précipités semi-cohérents

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

c. Les précipités incohérents

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

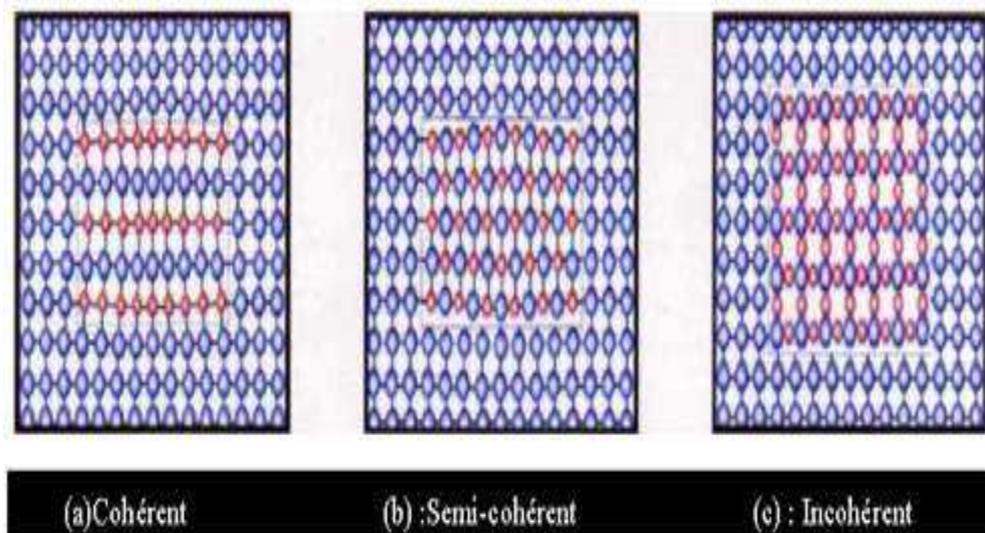


Figure I.3.4- les différentes précipités [6]

CHAPITRE I.4 – ESSAIS MECANIQUES

I.4 .1 - INTRODUCTION

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

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

- **Essais destructifs [5]**

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

- **Essais non destructifs**

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

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

I.4 .1.1 - TRACTION

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

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

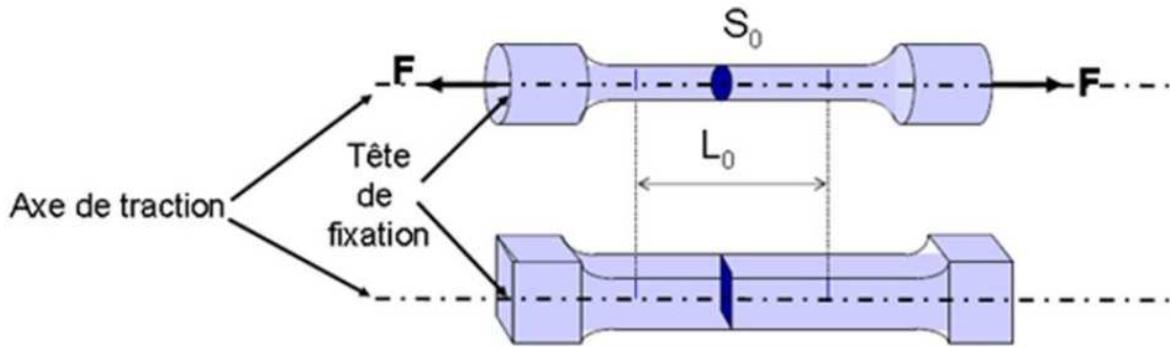


Figure I.4.1- Éprouvettes de traction [4]

I.4.1.2 - Etude du comportement microscopique d'une éprouvette métallique en traction simple

- Eprouvette ductile

On distingue principalement trois domaines de comportement mécaniques

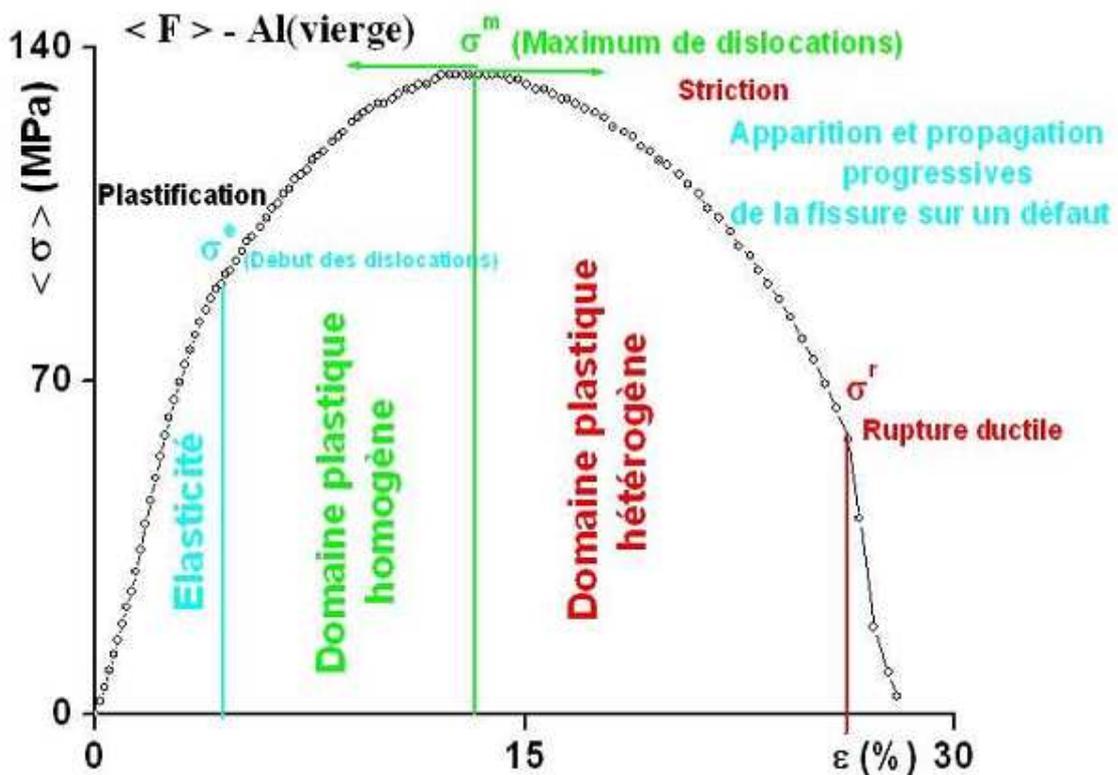


Figure I.4.2 – Essai en traction monotone d'une éprouvette ductile. [5]

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

Avec :

σ_e - résistance élastique

$$\sigma_e = F_e / S_0 \quad (\text{N/mm}^2)$$

σ_m - Contrainte maximal

$$\sigma_m = F_m / S_0$$

σ_r - Contrainte à la rupture

$$\sigma_r = F_r / S_0$$

I.4.1.3 - Domaine de comportement purement élastique réversible (domaine de déformation en service) [5]

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

Ce comportement est traduit par la relation unidimensionnelle:

$$\sigma_e = E \varepsilon_e = E \frac{\Delta L_e}{L_0} = E \frac{L_e - L_0}{L_0} \quad \dots\dots\dots \text{I.4.1}$$

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.4.1.4 - Domaine de comportement plastique homogène (domaine de la mise en forme) [5]

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

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

I.4.1.5 - Domaine de comportement plastique hétérogène ou d'endommagement

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

Avec

Le coefficient de striction : $Z\% = \frac{S_0 - S_u}{S_0} \times 100$ **I.4.2**

L'allongement de striction : $Zu\% = \frac{S_0 - S_u}{S_u} \times 100$ **I.4.3**

L'allongement % : $A\% = \frac{L_u - L_0}{L_0} \times 100$ **I.4.4**

S_u : section minimale de l'éprouvette après rupture

S_0 : section initial de l'éprouvette

L_0 : longueur initial de l'éprouvette

L_u : longueur de l'éprouvette après rupture

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

I.4.2 - DURETE BRINELL (SYMBOLE HB) [4]

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

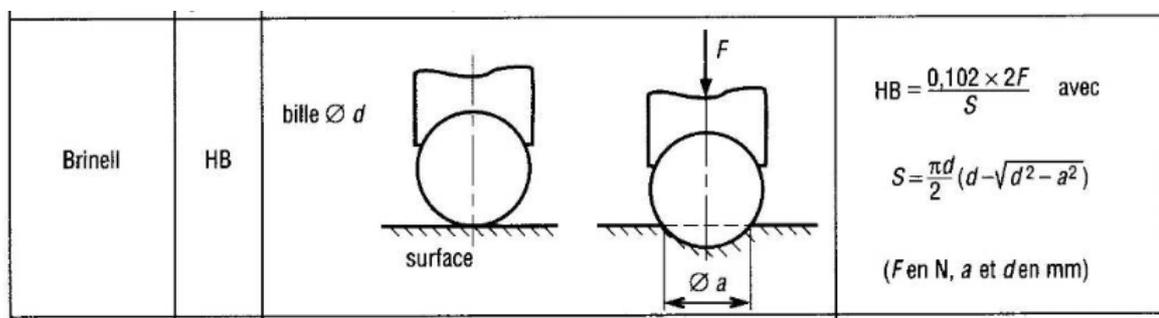


Figure I.4.3 - la dureté brinell

I.4.3 - ESSAIS DE MICRODURETE (VICKERS) [4]

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

$$HV=0.12 \times [(2F \sin^{136^\circ}/2)/d^2]=1.854 \times (F/d^2) \quad \dots I.4.5$$

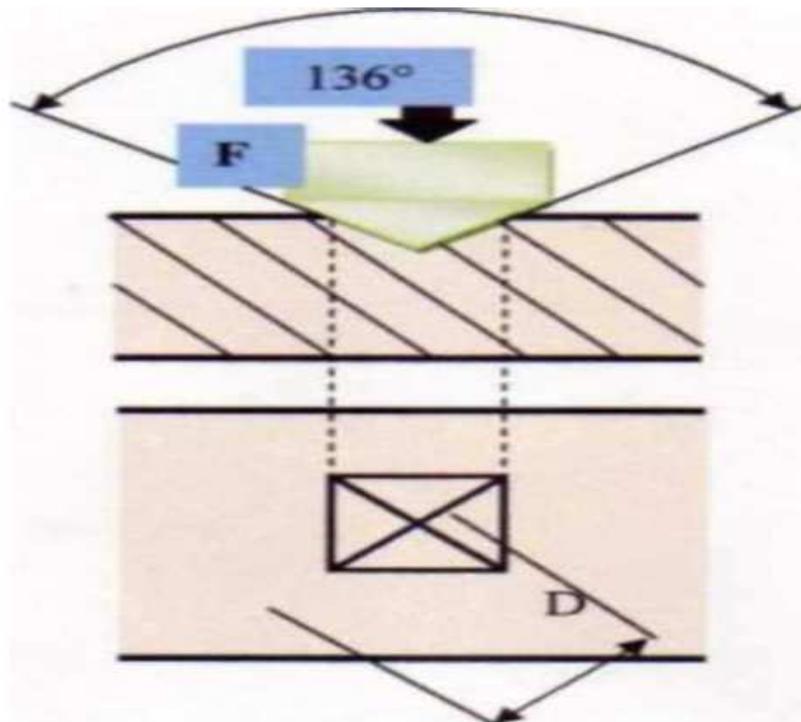


Figure I.4.4 - Essais de Vickers

I.4.4 - L'ESSAI DE RESILIENCE

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

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

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

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

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

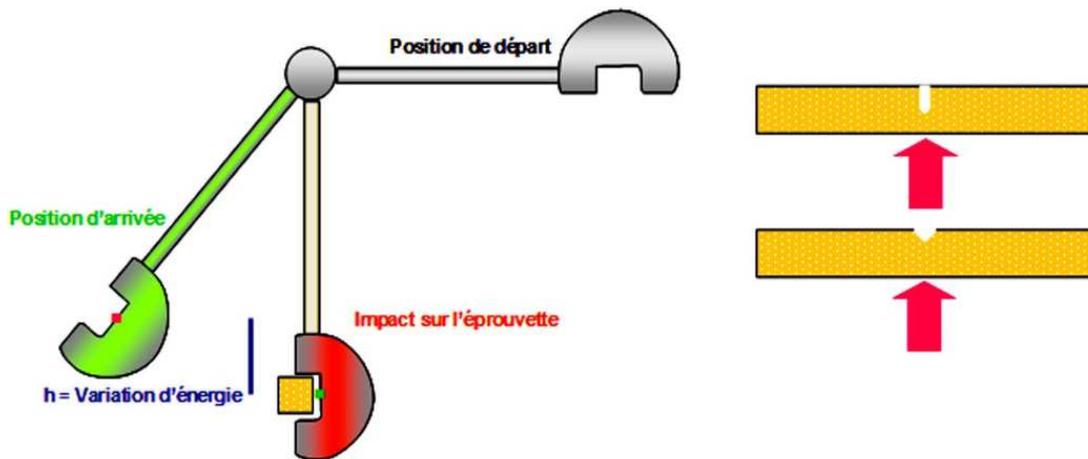


Figure I.4.5- Principe de l'essai de résilience utilisant un mouton-Charpy

I.4.5 - MICROSCOPE ELECTRONIQUE A BALAYAGE (MEB)

I.4.5.1- Définition

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

I.4.5.2 - Fonctionnement

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

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

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

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

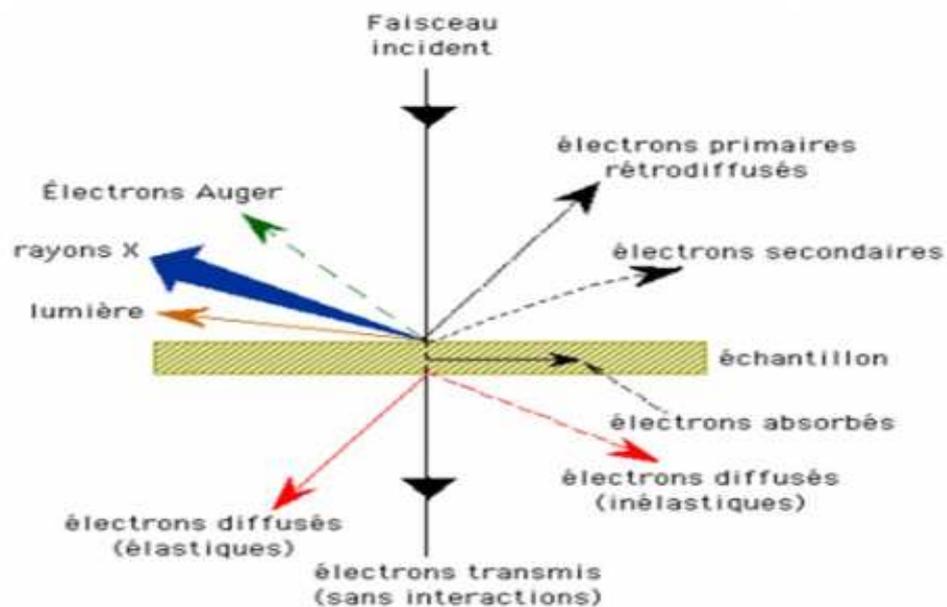


Figure I.4.6 - Schéma illustrant l'ensemble des radiations pouvant être émises lors de l'interaction entre le faisceau d'électrons et l'échantillon.

CHAPITRE I.5 – DEFAUTS CRISTALLINS

Le cristal parfait ne se rencontre jamais dans la nature. Les cristaux réels contiennent toujours un certain nombre de défauts ou singularités en quantité variable. La présence et le nombre de défauts dépend du type de liaison chimique, de la pureté du cristal, de la méthode de préparation, ainsi que des traitements thermiques et/ou mécaniques subis.

I.5.1- CLASSIFICATION GEOMETRIQUE DES DEFAUTS

I.5.1.1- Défauts ponctuels [6]

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

a- Les **lacunes** correspondent à un vide laissé dans la structure sur un site normalement occupé par un atome.

b- Les **atomes interstitiels** sont des atomes en sur nombre dans une structure ou bien des impuretés placés sur des sites normalement vides.

c- les atomes on substitution Dans le cas où un atome occupe un site normalement occupé par un atome de nature chimique différente.

d- atome étranger en insertion

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

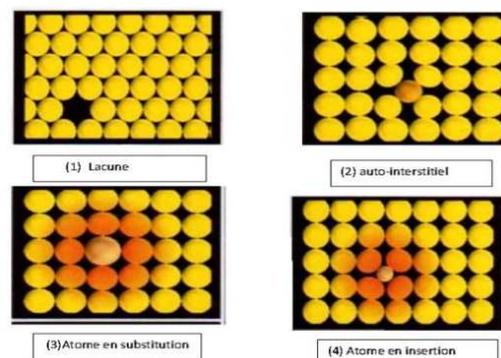


Figure I-5-1: Types de défauts ponctuels dans un cristal [6]

I.5.1.2 - Défauts linéaires [6]

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

On distingue les **dislocations coin**, pour lesquelles \vec{b} est perpendiculaire à la ligne de dislocation, et les **dislocations vis**, pour lesquelles \vec{b} est parallèle à la ligne de dislocation.

Les autres dislocations sont dites mixtes.

a- Formation d'une dislocation de type « coin »

Dislocations coin, pour lesquelles \vec{b} est perpendiculaire à la ligne de dislocation

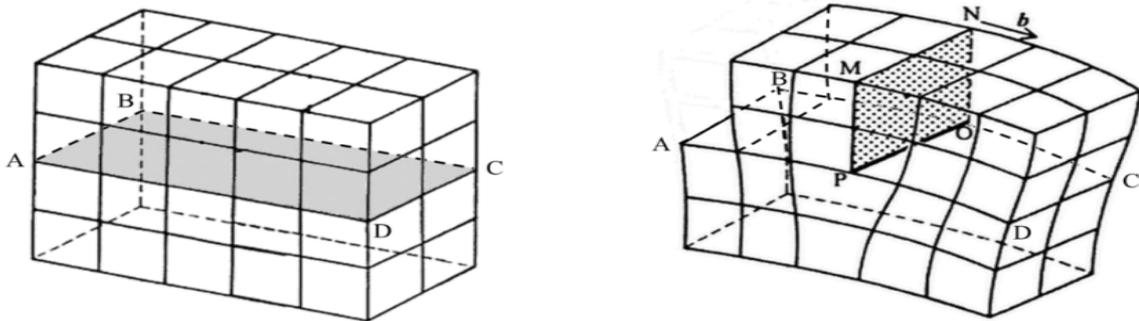


Figure I.5.2.a - Formation d'une dislocation coin (OP) dans le plan de glissement ABCD.

La portion de cristal située au-dessus du plan de glissement et à gauche de la ligne de dislocation (OP) subit un glissement \mathbf{b} par rapport au cristal situé en-dessous. Une dislocation est dite « coin » lorsque le vecteur de glissement \mathbf{b} impliqué dans sa formation lui est perpendiculaire.

b- Formation d'une dislocation de type « vis »

La **Figure I.5.2.b** - montre la formation d'une dislocation de type vis par le glissement \vec{b} d'une partie d'un cristal cubique simple le long d'un plan (ABCD). La ligne de dislocation vis (PO) marque la limite entre la région du cristal qui a glissé et celle qui n'a pas glissé. Celle-ci s'étend à l'infini dans le plan de glissement, dans une direction parallèle à la direction de glissement \vec{b}

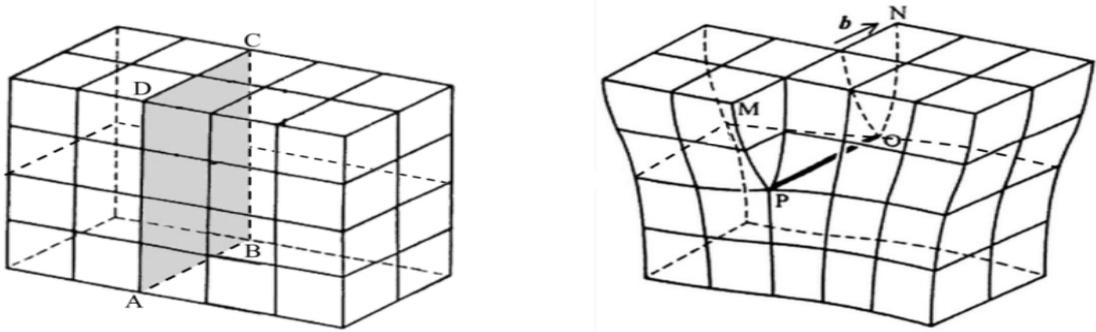


Figure I-5-2-b - Formation d'une dislocation vis (OP) dans le plan de glissement ABCD.

La portion de cristal située à droite du plan de glissement et au-dessus de la ligne de dislocation (OP) subit un glissement b par rapport au cristal situé en-dessous.

c- Dislocations mixtes

Une dislocation n'est en général pas rectiligne. La Figure I.5.2.C - présente une ligne de dislocation courbe (VC) séparant les parties d'un cristal restées immobiles et celles qui ont subi le glissement \vec{b} sur le plan défini par les points V, M et C.

La portion de l'arc (VC) perpendiculaire à M et \vec{b} , autour du point C, a un caractère de dislocation coin. La portion de la dislocation parallèle à \vec{b} , autour du point V, est de type vis. La portion restante de l'arc (VC) constitue une portion de **dislocation de type mixte**.

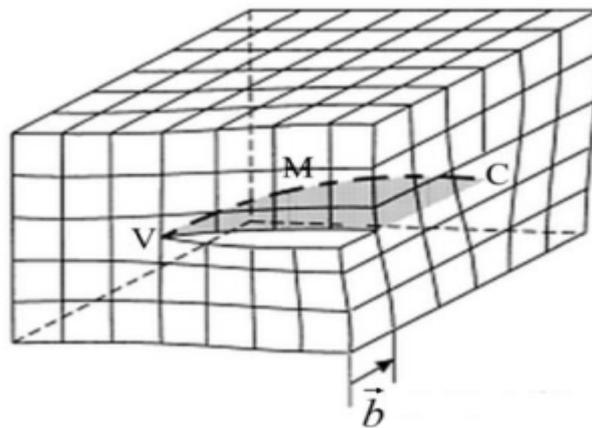


Figure I.5.2-c : Exemple de dislocation mixte.

I.5.1.3 - Défauts plans

I.5.1.3.1- Joint de grains

Les matériaux cristallins utilisés couramment sont rarement constitués d'un seul cristal

(à l'exception de certains cas : les semi-conducteurs, diodes et transistors). ils sont formés d'un ensemble de petits cristaux ; des grains qui forment un milieu continu. les surfaces d'accolement des grains adjacents sont des joints de grains. ils assurent la cohésion entre des cristaux d'orientation différente. l'épaisseur d'un tel joint est de deux ou trois distances inter atomiques.

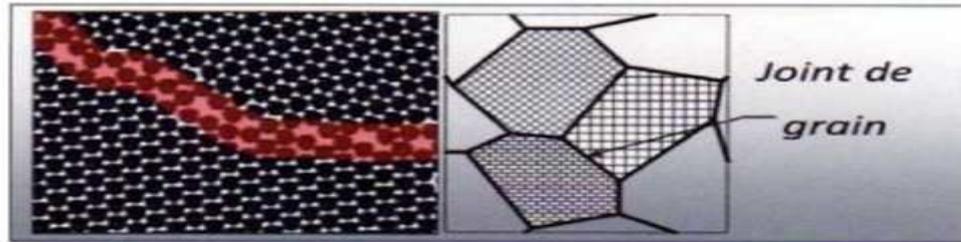


Figure I.5.3 - Défauts surfaciques (joints de grain) [6]

I.5.1.3.2- MACLE

La macle est un défaut d'empilement, c'est un plan dans lequel les nœuds restent correctement ordonnés selon le système cristallin du métal et duquel les réseaux des deux cristaux sont symétriques et ne sont pas alignés comme ce serait le cas dans un cristal parfait.

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

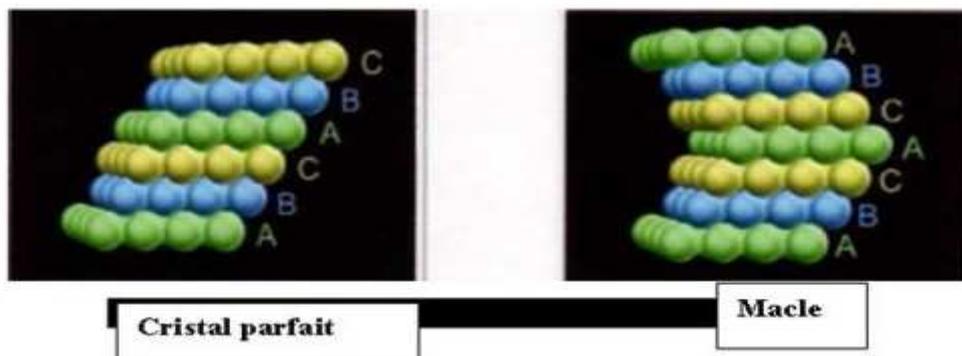


Figure I.5.4 - Défauts surfaciques (macle) [6]

I.5.1.4-DEFAUTS VOLUMIQUES

I.5.1.4.1 - Les pores

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

On a deux types de pores :

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

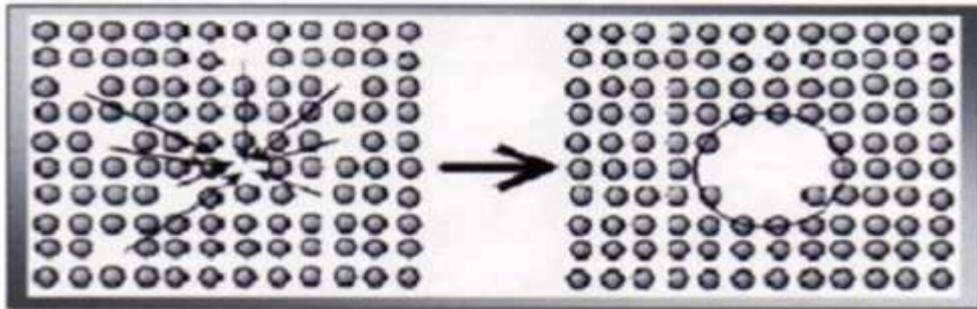


Figure I.5.5 - Représentation schématique d'un pore [6]

I.5.1.4.2- Les inclusions

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

I.5.1.4.3- LES PRECIPITES

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

a. Les précipités cohérents

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

b. Les précipités semi-cohérents

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

c. Les précipités incohérents

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

Partie II

PARTIE EXPERIMENTALE

CHAPITRE II.1 - Appareillage 37-47

**CHAPITRE II.2 - Méthode expérimentale et
élaboration** 48-56

CHAPITRE II.1 - APPAREILLAGE

II.1.1 - INTRODUCTION

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

✚ Nous avons procédé à l'élaboration de l'alliage de fonderie AlSi9Cu2Zn2Mg au niveau à la division fonderie Aluminium de l'entreprise de la SNVI de Rouïba.

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

✚ Le dimensionnement des éprouvettes de traction et des échantillons de l'alliage AlSi9Cu2Zn2Mg a été réalisé au Hall de technologie de l'université de Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou

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

Les différents dispositifs utilisés dans notre travail sont:

II.1.2 - APPAREILLAGE

Les différents dispositifs utilisés dans la Société « SNVI » unité Fonderie Aluminium concernant l'élaboration AlSi9Cu2Zn2Mg pour notre étude sont :

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



Fig. II.1.1- Lingots d'aluminium en AlSi7Mg



Fig. II.1.2 - Retours de fonderie en AlSi7Mg



Fig. II.1.3 - Lingots d'aluminium en AlSi10Mg et AlSi22



Fig. II.1.4 - Lingots d'aluminium en AlCu10, AlZn10 et AlMg10

II.1.2.2 - four de fusion et de maintiens

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



Fig. II.1.5 - Four de fusion

Charge total: 350 kg,
Moyen de chauffage: gaz,
Tension: T=380 V.



Fig. II.1.6 - Poche de coulée

Charge: 50Kg.



Fig. II.1.7 - Four de maintien

Charge: 150kg,
 Température maximale: $T_{Max}=1000\text{ }^{\circ}\text{C}$,
 Tension: $T = 380\text{ V}$.



Fig. I.1.8 - Moules en coquille

Il est composé de deux parties qui
 sont assemblées par boulonnage.



Fig. II.1.9 - Cylindres moulés en coquille

Diamètre : 82 mm
 Longueur : 1M

II.1.3 - MACHINES D'USINAGE



Fig. II.1.10 - Scie mécanique de type ALMOSMA3

Le découpage

le découpage des échantillons de dureté, de microdureté et de la microstructure a été effectué à l'aide d'une scie mécanique ayant les propriétés suivantes :

Tension $T=380V$,
 Puissance $P=1,5KW$,
 Poids = 600Kg.



Fig. II.1.11 - fraiseuse verticale FV1,5 ALMO

La fraiseuse

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

Tension de service 380V,
 Puissance totale 5KW,
 Poids 1520Kg.



Fig. II.1.12 - Tour universel de type SN40SN50C

Tour universel

Tension $T=380V$,
 Puissance $P=6,6KW$,
 Poids = 1620Kg,
 Fréquence $f=50Hz$.



Fig. II.1.13 - Meule

La meule

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

II.1.4 - EPROUVETTES ET ECHANTILLONS

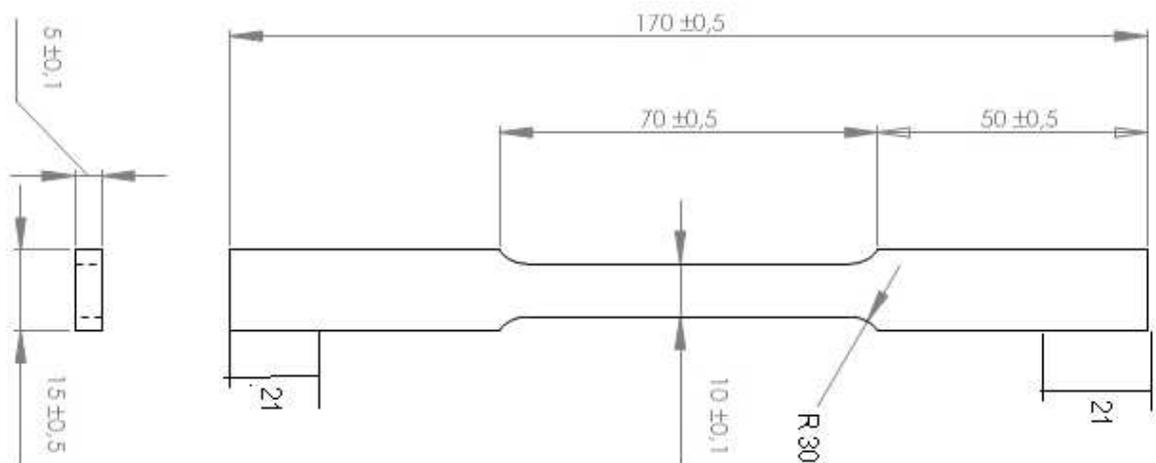


Fig. II.1.14 - Dessin de définition de l'éprouvette plate

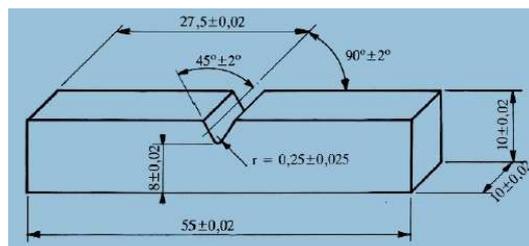


Fig. II.1.15 - Epreuve de résilience V

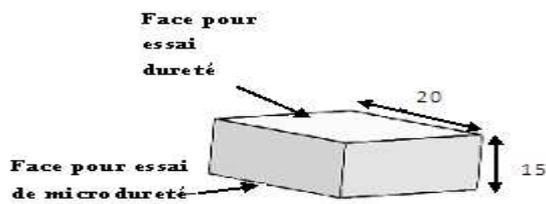


Fig. II.1.16 - échantillon de dureté et de μ dureté

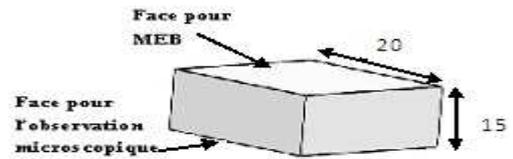


Fig. II.1.17 - échantillon de μ structure

II.1.5 – FOUR ET ETUVE DES TRAITEMENTS THERMIQUES



Fig. II.1.18 - Four de trempe

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

Ses dimensions sont :

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

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



Fig. II.1.19- Etuve utilisée.

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

Elle est composée essentiellement de:

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

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

II.1.6 - MACHINES D'ESSAIS MECANIQUES



Fig. II.1.20 - Machine de traction

Machine de traction: la machine de traction utilisée est de type IBERTEST alimentée sous une tension de 220V, ayant une charge maximale de 200 KN dotée d'un microordinateur qui a pour utilité de suivre l'évolution des essais et de les sauvegarder pour ne pas perdre les résultats des essais effectuées.



a – avant rupture

b – après rupture

Fig. II.1.21 - Eprouvettes de traction



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

Fig. II.1.22 - Pendule de Charpy



Fig. II.1.23 – Duromètres

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



Fig. II.1.24 – Microduromètre

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

Tension $T=220V$,

Fréquence $f = 50 \text{ Hz}$.

II.1.7 – POLISSAGE

II.1.7.1 - Examens microscopiques

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

II.1.7.2 - Les polisseuses

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

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



a - Polisseuse de finition



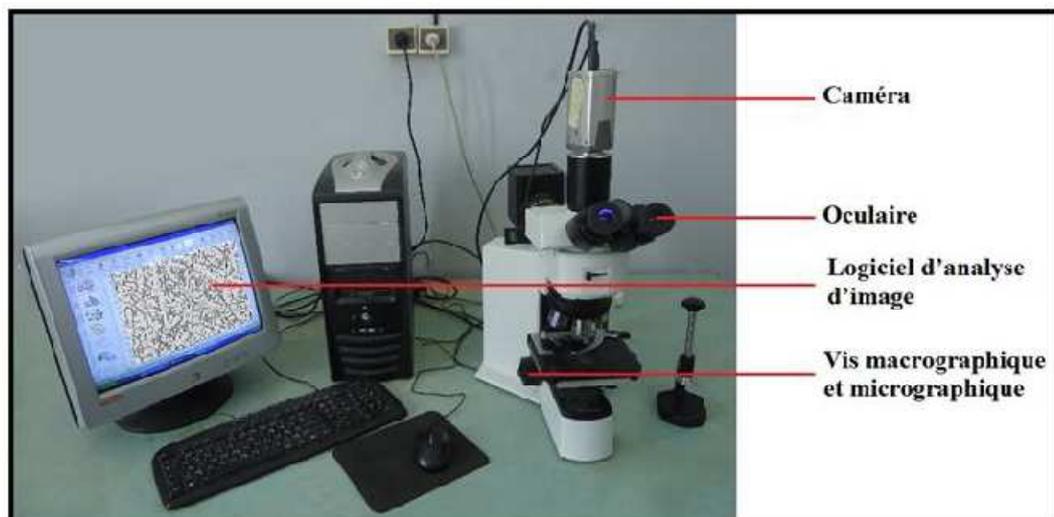
b - Polisseuse à deux disques

Fig. II.1.25 - Polisseuses**II.1.7.2.1 - Attaque chimique**

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

II.1.8 – MICROSCOPES**II.1.8.1 - Microscope optique**

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

**Fig. II.1.26 - microscope optique**

II.1.8.2 – Microscope électronique à balayage (MEB)

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



Fig. II.1.27 - Microscope électronique à balayage (MEB)

CHAPITRE II.2 - Méthodes expérimentales et élaboration

II.2.1 - Matériau étudié

Dans toutes nos expériences, nous avons utilisé l'alliage de fonderie AlSi9Cu2Zn2Mg, contenant 7 % de silicium (lingots neufs et retours de fonderie) plus 2% avec AlSi10Mg ou AlSi22, 2% de cuivre avec AlCu10, 2% de zinc avec AlZn10, une quantité de magnésium inférieure à 1 % avec AlMg10. Cet alliage de fonderie à traitement thermique est de type 40000 (AlSi9Cu2Zn2Mg).

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

II.2.2 - Alliage de fonderie à traitement thermique AlSi9Cu2Zn2Mg obtenu à partir de l'alliage mère AlSi7Mg

II.2.2.1 - Caractéristiques mécaniques d'AlSi7Mg

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

Mode de coulée	Etats		σ_r (MPa)	σ_e (MPa)	A%	Dureté (HB)
	Nouveaux	Anciens				
Sable	SF	Y20	140	80	1,5	55
	ST ₆	Y23	230	160	1,5	75
Coquille	KF	Y30	170	90	4	60
	KT ₆	Y33	260	180	4	80

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

II.2.2.2 - Caractéristiques physiques d'AlSi7Mg

- Conductibilité thermique à 20 °C : 0,36 μ th cm/cm².S.°C.
- Résistivité à 20 °C : 4,5 μ Ω cm²/cm.
- Coefficient de dilatation entre 20 et 100 °C : 20,5 * 10⁻⁶.
- Intervalle de solidification : 590 – 570 °C.
- Retrait moyen : 12 %.

II.2.3 - Elaboration de l'AlSi9Cu2Zn2Mg

L'AlSi9Cu2Zn2Mg donne des résultats surs et reproductibles.

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

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

% Fe	% Si	% Cu	% Zn	% Mg	% Mn	% Pb	% Sn	% Ti	% Co
≤ 0,65	9÷10,5	≤ 0,1	≤ 0,1	0,17÷0,35	0,25÷0,5	0,05	0,05	0,1	≤ 0,2

Tableau II.2.2 - Composition chimique de l'alliage AlSi7Mg.

A partir de cette composition on obtient :

II.2.3.2 - La composition chimique de l'AlSi9Cu2Zn2Mg

% Al	% Si	% Cu	% Zn	% Mg	% Fe	% Ni	% Mn
87,31	8,32	1,64	1,25	0,36	0,79	0,15	0,18

Tableau II.2.3 - Composition chimique de l'alliage AlSi9Cu2Zn2Mg.

II.2.3.3 - Four de fusion

Le four de fusion est composé d'une vérole (coquille extérieure) à l'intérieur il y a deux couches de bétons: l'une est isolante et l'autre est réfractaire. Le four de fusion, dont la charge est de 350 Kg, est chauffé par l'intermédiaire de deux brûleurs à gaz. Le métal ainsi préparé dans le four est ensuite versé dans une poche de coulée de 50 Kg.

II.2.3.4 - Chargement du four de fusion

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

Après l'échauffement du métal à environ 500 °C, on met quelques pourcentages respectifs d'AlSi10Mg ou d'AlSi22, d'AlCu10, AlZn10 et AlMg10 pour obtenir la composition chimique correspondante de l'alliage AlSi9Cu2Zn2Mg et pour corriger le pourcentage de Mg qui se perd au cours de fusion et en dernier les grandes pièces du retour de fonderie. Une fois le four est plein et que l'alliage est devenu liquide, on procède à une première opération de décrassage ensuite on dégaze à l'aide d'un dégazer covéral 701 (2 tablettes de 200 g), qui sert aussi comme un désoxydant, il est additionné à une température $T = (680 \div 720)$ °C puis on décrasse une deuxième fois. À la fin de la fusion, on couvre le bain avec le covéral 55 pour éviter l'oxydation en contact avec l'air. Une fois la température de fusion est atteinte selon le besoin du fondeur, dans notre cas 720 °C, le métal est transvasé dans une poche de coulée de (50 Kg) qui est déjà préchauffée. Par la suite on ajoute le covéral (32D) qui est le sodium qui sert d'affinage aux grains et de diminution de leur densité.

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

II.2.4 - Moulage en coquille

Après la fusion du métal, il est transmis à l'aide d'un palan transportant la poche de coulée de 50 Kg pleine de cet alliage vers le four de maintien qui est réglé à une température $T = 720$ °C. On verse dans le four de maintien le covéral (32D) qui sert à l'affinage du grain; cette opération est régulièrement répétée chaque trois quart d'heures et à l'aide d'une louche poteyée, on décrasse pour enlever les impuretés sur la surface du bain.

La coquille est un moule métallique qui est composé de deux parties, il comprend un système de coulée incorporé.

Tout d'abord, on protège les deux chapes par une couche poteyée. Le poteyage se fait avec une poudre appelée : le Dycote 39 qui est une pâte blanche en respectant la dose prescrite (1 Kg de cette poudre dans 8 litres d'eau) qu'on souffle à l'aide d'un pistolet.

Après l'affinage du métal dans le four de maintien, on chauffe le moule à une température variant de (250÷300) °C, afin que le métal puisse remplir toute l'empreinte et ne crique pas.

Le Dycote 39 étant plus fin ce qui permet de donner un meilleur plan de pièce, une fois le moule est prêt, on remplit à partir du four de maintien le moule de l'éprouvette à l'aide d'une louche poteyée, pour obtenir le moule voulu qu'on ouvre manuellement pour obtenir la pièce de forme cylindrique de diamètre 82 mm de longueur de 1000 mm.

II.2.5 – Usinage des éprouvettes plates

Les opérations d'usinage et de découpage des éprouvettes et des échantillons nécessaires pour notre étude à partir de cylindres de diamètre 82 mm et de longueur de 1000 mm se sont effectuées au niveau du hall de technologie d'Oued Aïssi de l'Université Mouloud MAMMERI de Tizi-Ouzou.

II.2.6 - Traitements thermiques

Après l'usinage des pièces et les échantillons, on prélève 3 éprouvettes de traction, 3 éprouvettes de résilience et 5 échantillons pour l'état brut de coulée noté: F pris comme référence. Pour augmenter plus les propriétés mécaniques de résistances de l'état F, les autres éprouvettes et échantillons vont subir une succession de traitements de chauffage avec mise en solution et homogénéisation à 500°C pendant 10h suivi immédiatement d'une trempe à l'eau à température ambiante (20÷25) °C. En les retirant du bassin de trempe, on prélève le même nombre d'éprouvettes et d'échantillons de l'état F pour l'état noté: T. Les autres éprouvettes et échantillons restants vont suivre respectivement un traitement de maturation pendant 15h suivi immédiatement de revenus notés R_v (150, 160, 170, 180, 190, 200, 220, 240) °C pendant 6h avec refroidissement à l'air libre pour chacun des 8 états respectifs.

II.2.6.1. Cycle thermique :

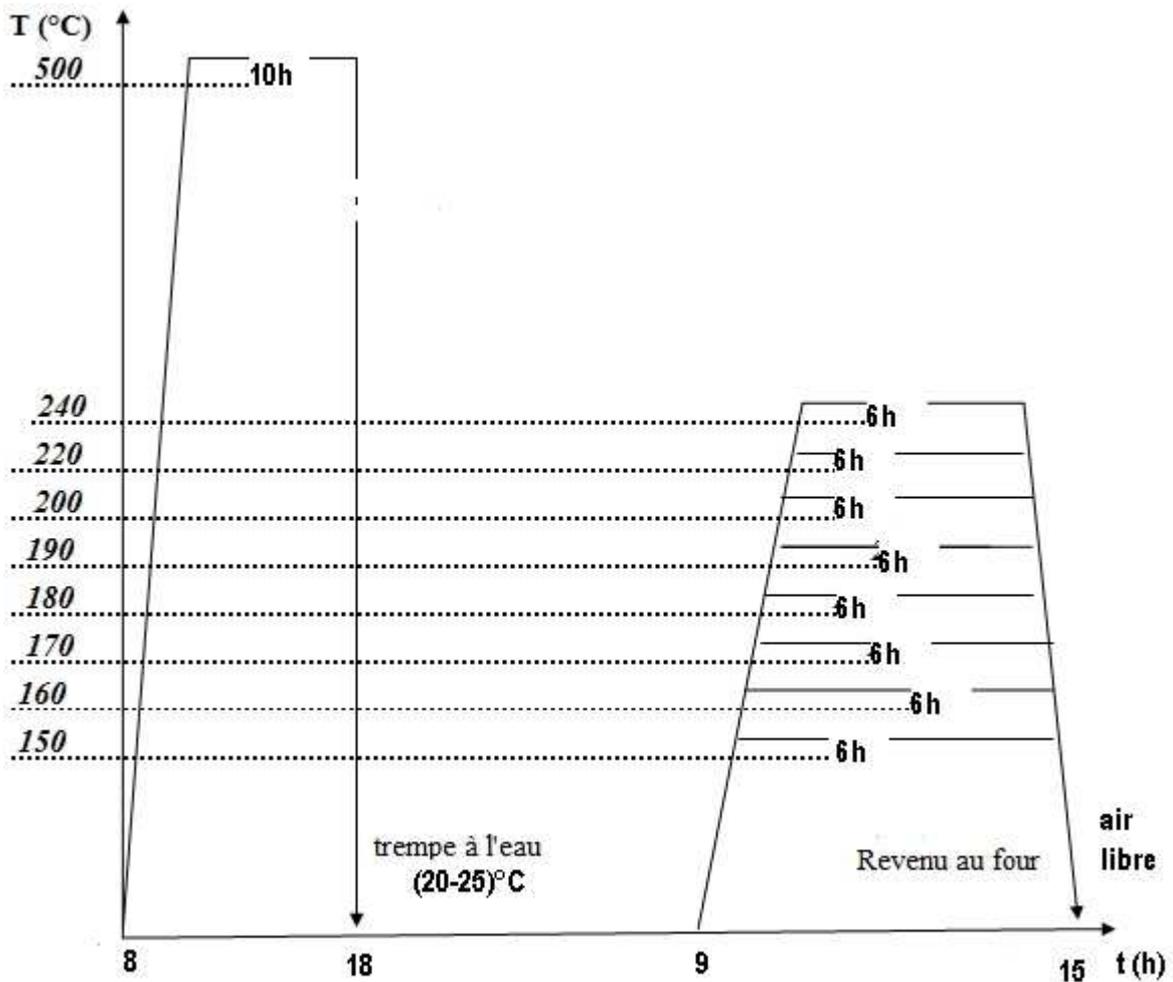


Fig. II.2.1 - Cycle thermique

II.2.7 - ESSAIS MECANIKES

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

II.2.7.1 - Essai de traction

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

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

- $Z_u\%$ - allongement de striction,
- E - module d'Young.

Les éprouvettes sont solidement maintenues par leurs têtes à l'aide des deux mâchoires (mors) de la machine, dont l'une est fixe, l'autre libre en translation. Ces mâchoires en s'écartant l'une de l'autre, exercent une force de traction suivant l'axe géométrique de l'éprouvette. Des appareils, adaptés à la mâchoire, permettent de mesurer à chaque instant l'effort de traction ou la charge et la déformation correspondante.

II.2.7.2 - Forme et dimension des éprouvettes

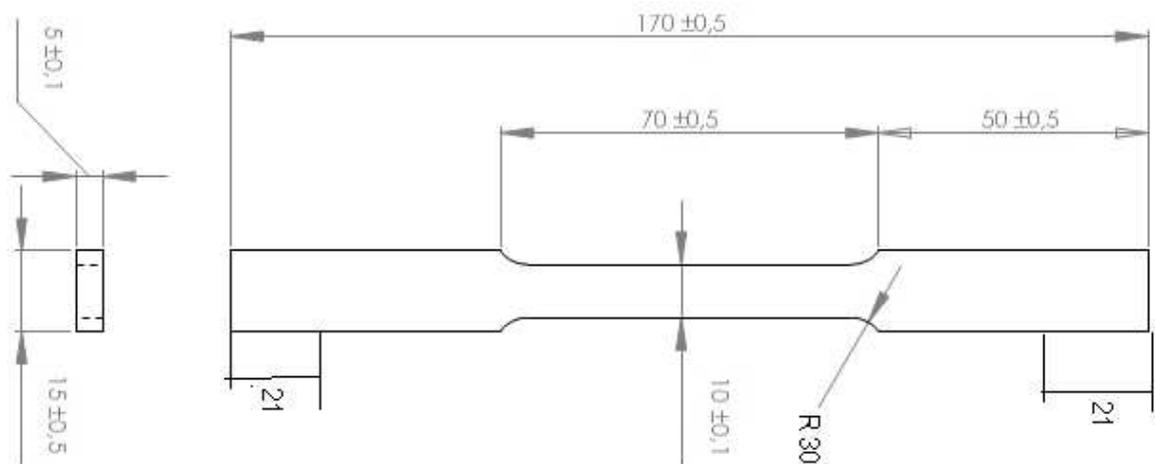


Figure II.2.2 - Epreuve coulée en coquille normalisée

II.2.7.3 - Différentes étapes de l'essai de traction

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

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

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

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

II.2.7.4 - Essai de résilience

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

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

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

$$K = \frac{W}{S}$$

$K(\text{J}/\text{cm}^2)$ – coefficient de la résilience au choc, $W(\text{J})$ - énergie absorbée par la rupture, $S(\text{cm}^2)$ - section droite de l'entaille.

II.2.7.4 - Essai de dureté

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

La dureté s'exprime par le rapport de la force sur la surface projetée de l'empreinte :

$$H = \frac{F}{S}$$

Le pénétrateur est une bille en acier traité de différents diamètres $\Phi 2.5$ mm, $\Phi 5$ mm ou $\Phi 10$ mm, en fonction de l'épaisseur et la nature du matériau.

$$HB = \frac{0,102 \times 2F}{\pi D \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)}$$

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

Par ailleurs, la charge d'essai F peut être exprimée en fonction du diamètre de la bille suivant la relation :

$$F = K \times 9,81 \times D^2$$

Avec K - coefficient qui est fonction de la matière. En effet : $K = 2,5 ; 5 ; 10$ pour l'aluminium et ses alliages, $K = 30$ pour les aciers, $K = 5 ; 10 ; 30$ pour le cuivre et ses alliages

Une éprouvette est prélevée sur la même longueur servant aux essais mécaniques, dans notre cas, un rond de $\varnothing 28$ mm et de longueur de 15 mm est découpé avec une scie, puis dressé et poli au papier granulométrie. Cinq mesures sont ainsi réalisées sur l'appareil de dureté pour chaque état.

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

La forme des échantillons utilisés lors des essais est indiquée par la Figure II.2.3

II.2.7.5 - Essai de la microdureté

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

La mesure est basée sur la détermination des dimensions d'empreintes produites dans le matériau par enfoncement d'un pénétrateur sous l'action d'une charge appliquée. Le rapport de la force appliquée F à la surface en cours S de l'empreinte donne la dureté. $H=F/S$

Nous avons utilisé un microduromètre Vickers équipé d'un écran pour permettre de positionner l'empreinte sur la phase désirée et par la suite mesurer le diamètre moyen des diagonales de l'empreinte, qui est nécessaire pour déterminer H_v . Les variations de microdureté avec les traitements thermiques peuvent-être déterminées à l'aide de la formule:

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

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

Dans notre cas les mesures de microdureté ont été effectuées sur un microduromètre de type (LEITZ WETZLAR) à pénétration Vickers, une moyenne de trois mesures a été effectuée lors de chaque essai avec une charge de 0,1kg.

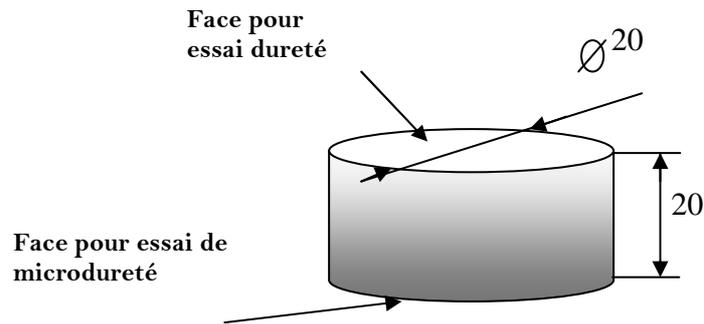


Figure II.2.3 - Echantillon pour l'essai de dureté, μ dureté et pour l'observation de la microstructure

II.2.8 - EXAMENS MICROGRAPHIQUES

II.2.8.1 - Préparation des surfaces

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

❖ Dressage

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

❖ Dégrossissage

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

❖ Finition

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

II.2.8.2 - Attaque chimique

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

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

H ₂ O	NaOH	ZnCl ₂
100 ml	5g	1 g

Tableau II.2.4 - Composition pondérale du réactif

II.2.9 – MICROSCOPIE

II.2.9.1 - Microscope optique

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

II.2.9.2 - Microscope à balayage (MEB)

Pour une bonne résolution et des grossissements plus importants qu'en microscopie optique, on a eu recours au MEB. Ce dernier est à émission Thermoélectronique, équipé d'un système d'analyse permettant de faire une étude qualitative et quantitative des différentes phases intermétalliques. Nous avons pris l'initiative de prendre en considération les états suivants brut de coulée noté: F, trempé noté: T et revenus désignés respectivement Rv(150, 160, 170, 180, 190, 200,220 et 240) °C afin de faciliter l'interprétation des résultats. Pour chaque échantillon observé, on a pris des photos de différentes échelles.

Partie III

Résultats et discussion 57-70

INFLUENCE DU REVENU SUR L'ÉVOLUTION DES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES ET STRUCTURALES DE L'ALLIAGE AIS9Cu2Zn2Mg.

III.1 - INTRODUCTION

Les alliages d'aluminium-silicium (Al-Si) sont une importante classe des matériaux qui constituent la majorité des pièces d'aluminium coulées produites, cela est dû à leurs propriétés et leurs excellentes caractéristiques de coulées. À l'intérieur de cette famille d'alliages, les alliages de fonderies Al-Si-Mg, Al-Si-Cu...sont fréquemment employés dans des applications automobiles.

L'alliage AIS9Cu2Zn2Mg non normalisé fut sélectionné dans ce présent travail. Son étude a pour but d'investiguer l'influence de la variation de la température de revenu par incrément de $(10 - 20)^\circ\text{C}$ sur l'évolution des caractéristiques mécaniques et la microstructure de l'alliage AIS9Cu2Zn2Mg afin de déterminer le compromis entre la résistance et la ductilité. Ceci fut exécuté à travers une étude de ses propriétés de traction, de dureté, de microdureté, de résilience et de sa structure interne, en utilisant pour cela une machine de traction, un duromètre, un microduromètre, une machine de résilience et deux microscopes optique et électronique à balayage.

Il s'agit des essais les plus pratiqués qui permettent de déterminer des caractéristiques fondamentales des matériaux comme : limite d'élasticité, charge de rupture, allongement à la rupture, module d'Young...etc.

L'alliage AIS9Cu2Zn2Mg qui régit notre étude, est une nuance contenant 9% mass. Si, 2% mss. Cu pour faciliter son usinage et augmenter les propriétés de résistances, 2% mass. Zn pour augmenter la résistance à la corrosion et un peu de magnésium ajouté en faible quantité (0,20-0,70)% mass. 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 9% de silicium qui lui confère de très bonnes propriétés de mise en œuvre en fonderie (coulabilité moyenne, faible contraction volumétrique à la solidification, diminution du retrait à l'état solide et du coefficient de dilatation.). Il est utilisé pour des pièces de formes

complexes, à exigences de tenues mécaniques moyennes et dont les épaisseurs sont très faibles (~ 5 mm).

Cet alliage fait partie de divers mécanismes destinés à diverses constructions mécaniques aussi bien sur terre, sur mer qu'au niveau aérien. 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 de l'alliage de fonderie AlSi9Cu2Zn2Mg utilisé dans le moulage en coquille manuel des pièces métalliques coulées par gravitation et destinées aux différentes réalisations de la SNVI (Unité Fonderie Aluminium de Rouïba)

Six techniques sont utilisées, à savoir : la traction pour identifier les différentes contraintes, la dureté Brinell HB et la microdureté Hv 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 du matériau de composition chimique AlSi9Cu2Zn2Mg faisant objet de cette étude.

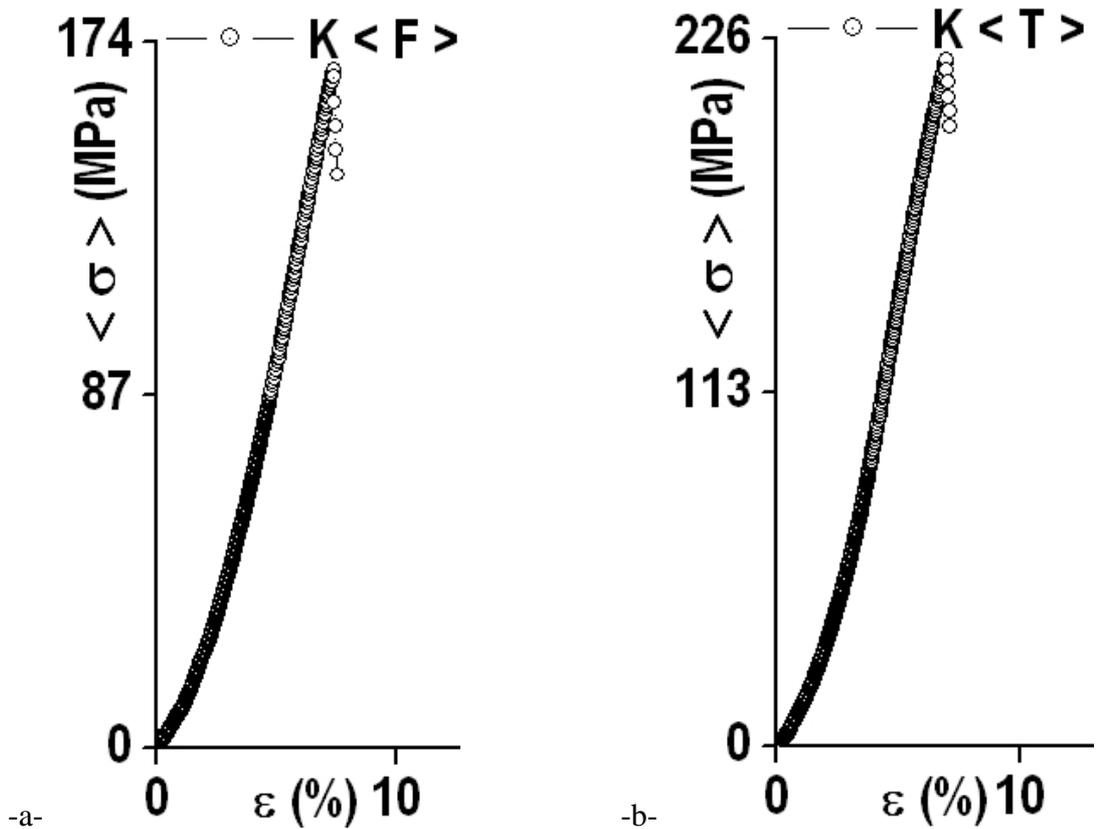
Pour ce mode de coulée en coquille, les propriétés de traction sont illustrées à partir des courbes (contrainte-déformation) obtenues lors des essais de traction effectués sur trois (03) éprouvettes identiques de l'alliage AlSi9Cu2Zn2Mg pour chaque état : brut de coulée noté: F, trempé noté : T et revenus (150, 160, 170, 180, 190, 200, 220 et 240) °C, ces courbes sont respectivement représentées par les **Figure III.1** et **Figure III.2**. Par contre les caractéristiques mécaniques de traction tirées de ces dernières ainsi que celles de dureté, de microdureté et de résilience sont groupées dans les **Figures III. [3 – 15]**.

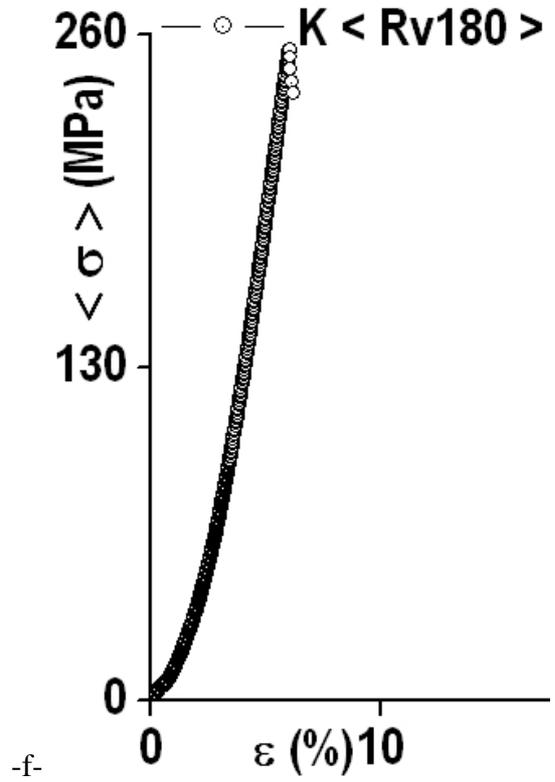
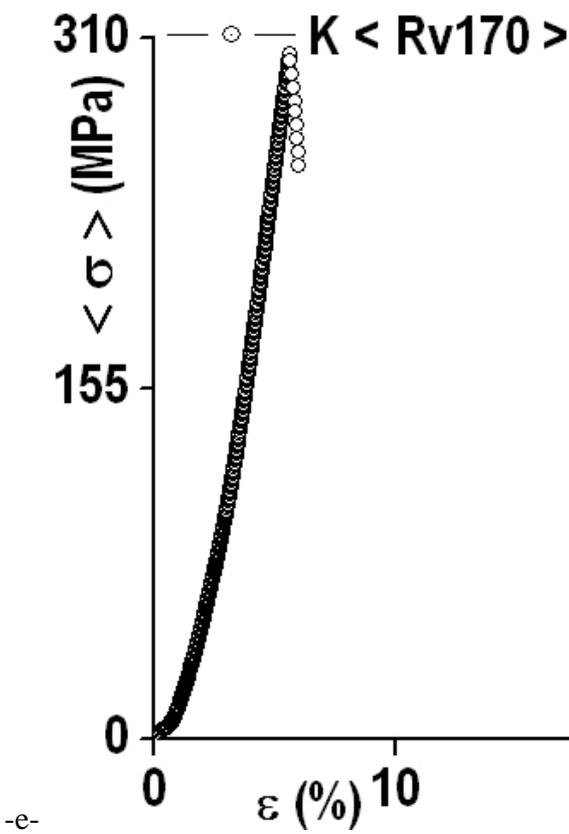
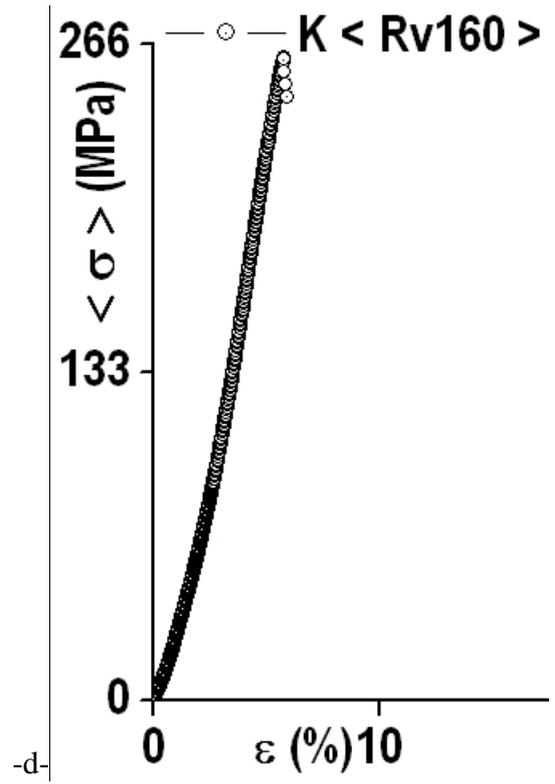
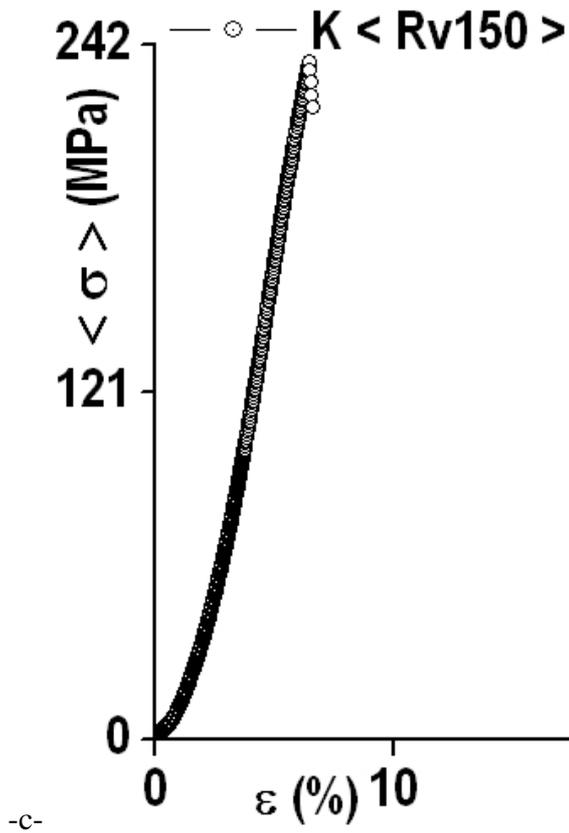
III.2 - RESULTATS OBTENUS ET DISCUSSION

Les valeurs moyennes des caractéristiques mécaniques de traction, de dureté HB, des microduretés $Hv_{0,1}$ et de résilience de l'alliage AlS9Cu2Zn2Mg sont représentées par les **figures III. [1 - 15]** ci-dessous. Elles sont obtenues en moyennant une série de mesures de 03 éprouvettes identiques de cet alliage.

INFLUENCE DE LA VARIATION DE LA TEMPERATURE DE REVENU SUR L'EVOLUTION DES PROPRIETES MECANIQUES DE

III.2.1 - RESISTANCES





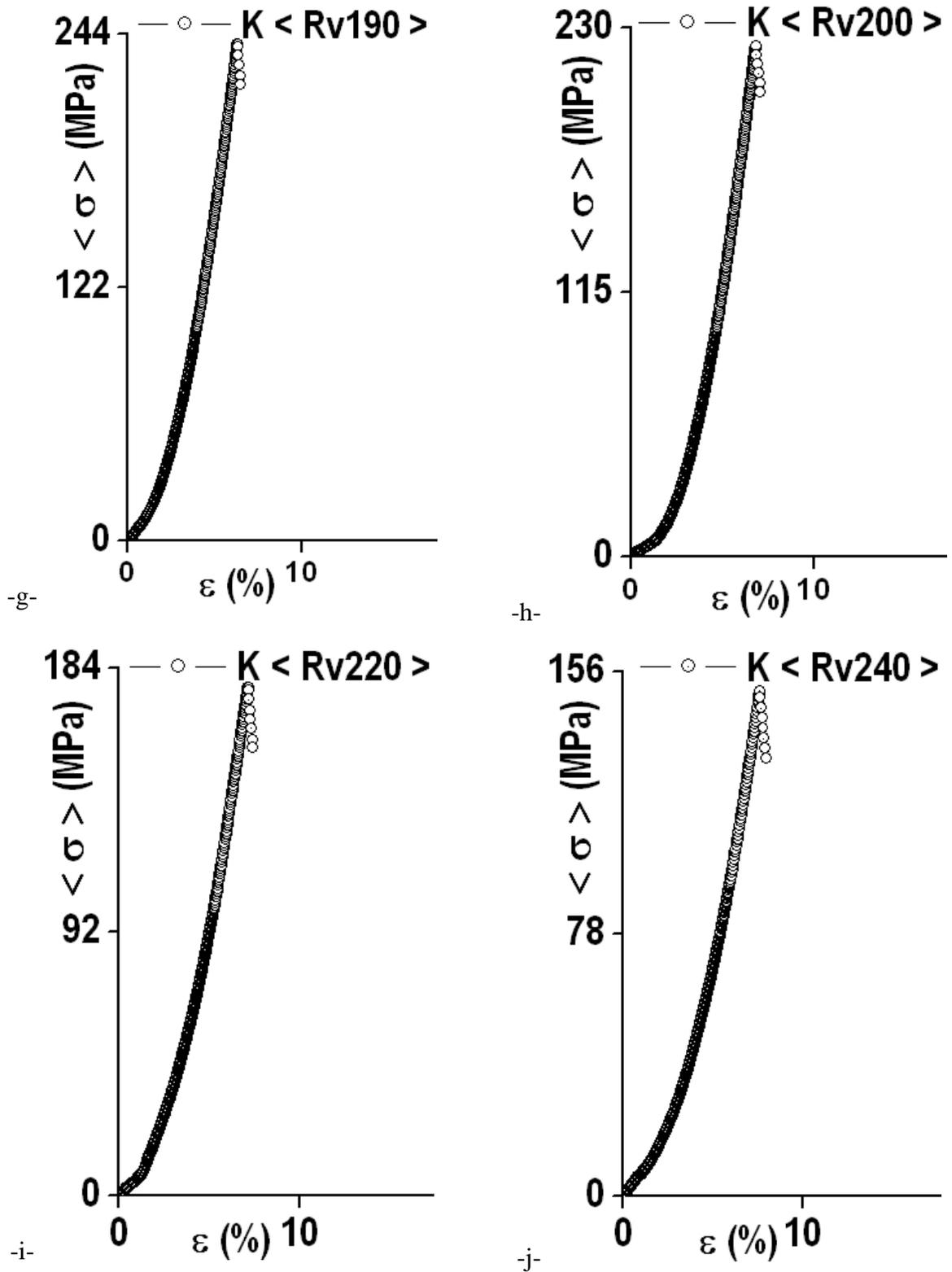


Figure III.1 - Courbes réelles et moyennes de traction (contrainte - déformation) pour une série de 3 éprouvettes de l'alliage AIS9Cu2Zn2Mg coulé en coquille (K) respectivement aux états : -a-KF, -b-KT, -c-KRv150°C, -d- KRv160°C, -e- KRv170°C, -f- KRv180°C, -g- KRv190°C, -h- KRv200°C, -i- KRv220°C et -j- KRv240°C.

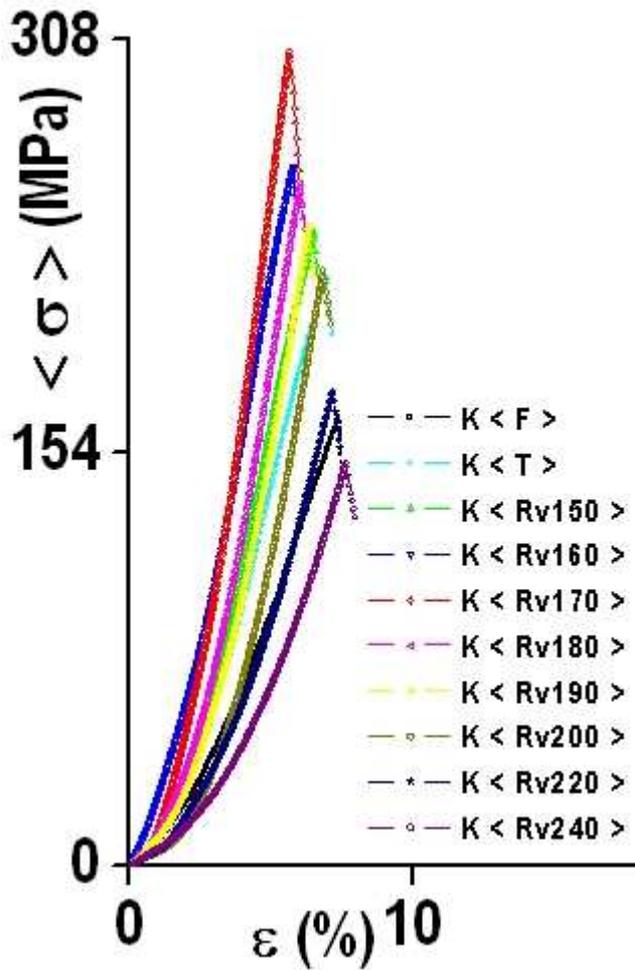


Figure III.2 – Groupement des courbes réelles et moyennes de traction (contrainte - déformation) pour une série de 3 éprouvettes de l'alliage AlSi9Cu2Zn2Mg coulé en coquille par gravitation respectivement aux états : -a-KF, -b-KT, -c-KRv150°C, -d-KRv160°C, -e- KRv170°C, -f- KRv180°C, -g- KRv190°C, -h- KRv200°C,-i- KRv220°C et -j- KRv240°C.

Pour une bonne comparaison des résultats obtenus, toutes les courbes correspondantes aux dix états considérés et notés respectivement brut de coulée: F, trempé: T et revenus KRv (150, 160, 170, 180, 190, 200, 220 et 240) ° C ont été rapportées sur un même graphe **Figure III.2**.

L'analyse de la **Figure III.2** nous montre que la courbe de l'état K < Rv170°C > est très en dessus de toutes celles des autres états.

Les courbes moyennes (contrainte – déformation) **Figure III.1** et **Figure III.2** 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.

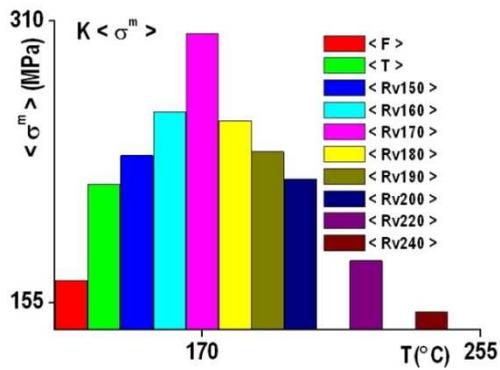


Fig.III.3 –histogramme de la contrainte moyenne maximale ($\langle \sigma^m \rangle$ – températures de revenu),de l’alliage AlSi9Cu2Zn2Mg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée noté: F, trempé noté : T et revenus (150, 160, 170, 180, 190, 200, 220 et 240) °C.

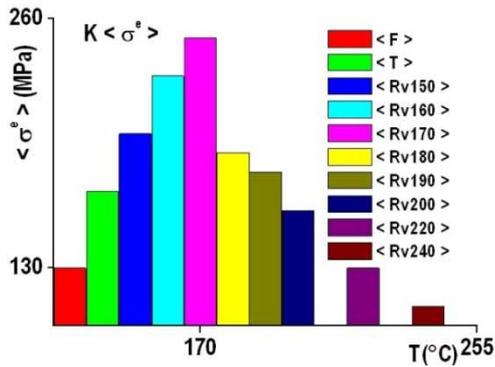


Fig.III.4 –histogramme de la contrainte moyenne d’élasticité ($\langle \sigma^e \rangle$ – températures de revenu), de l’alliage AlSi9Cu2Zn2Mg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée noté: F, trempé noté : T et revenus (150, 160, 170, 180, 190, 200, 220 et 240) °C.

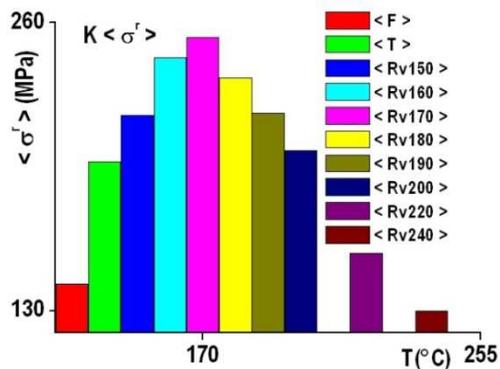


Fig.III.5 –histogramme de la contrainte moyenne de rupture ($\langle \sigma^r \rangle$ – températures de revenu), de l’alliage AlSi9Cu2Zn2Mg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée noté: F, trempé noté : T et revenus (150, 160, 170, 180, 190, 200, 220 et 240)°C.

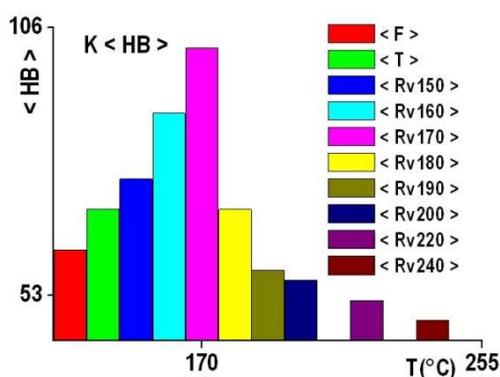


Fig.III.6 – histogramme de la dureté Brinell moyenne ($\langle HB \rangle$ – températures de revenu) de l’alliage AlSi9Cu2Zn2Mg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée noté: F, trempé noté : T et revenus (150, 160, 170, 180, 190, 200, 220 et 240) °C.

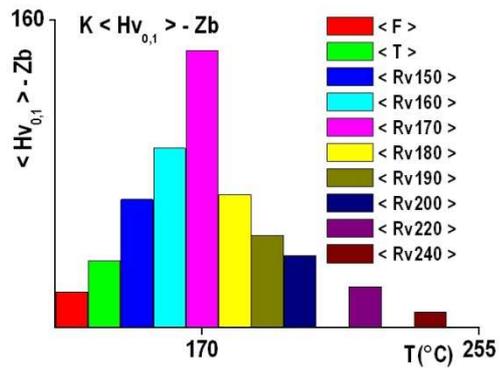


Fig.III.7 – histogramme de la microdureté moyenne de la zone blanche ($\langle Hv_{0,1} \rangle - Zb$ – températures de revenu) de l’alliage AlS9Cu2Zn2Mg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée noté: F, trempé noté: T et revenus (150, 160, 170, 180, 190, 200, 220 et 240)°C.

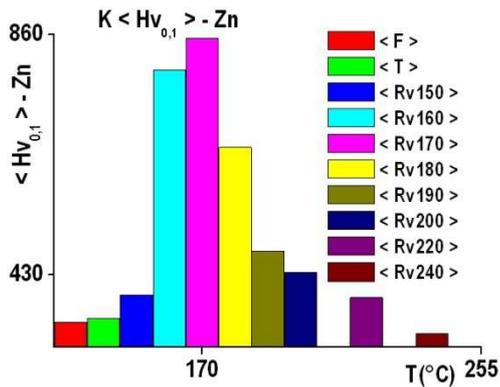


Fig.III.8 – histogramme de la microdureté moyenne de la zone noire ($\langle Hv_{0,1} \rangle - Zn$ – températures de revenu) de l’alliage AlS9Cu2Zn2Mg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée noté: F, trempé noté: T et revenus (150, 160, 170, 180, 190, 200, 220 et 240)°C.

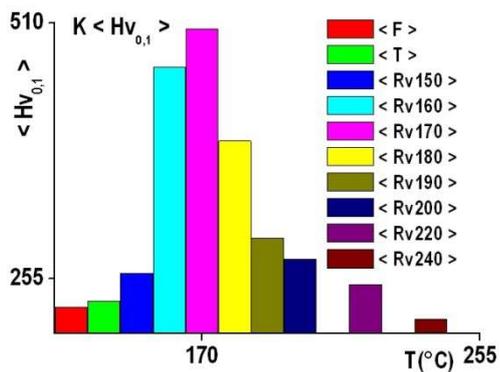


Fig.III.9 – histogramme de la microdureté moyenne des 2 zones blanche et noire ($\langle Hv_{0,1} \rangle$ – températures de revenu) de l’alliage AlS9Cu2Zn2Mg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée noté: F, trempé noté: T et revenus (150, 160, 170, 180, 190, 200, 220 et 240)°C.

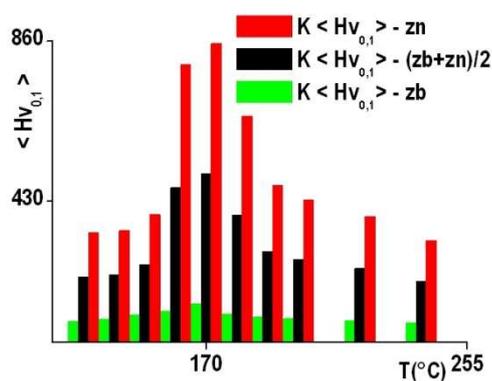


Fig.III.10 – Groupement d’histogramme de comparaison des microduretés moyennes des 2 zones blanche et noire et de leur moyenne ($\langle Hv_{0,1} \rangle - (Zb, Zn, Zb+Zn/2)$ – températures de revenu) de l’alliage AlS9Cu2Zn2Mg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée noté: F, trempé noté: T et revenus (150, 160, 170, 180, 190, 200, 220 et 240)°C.

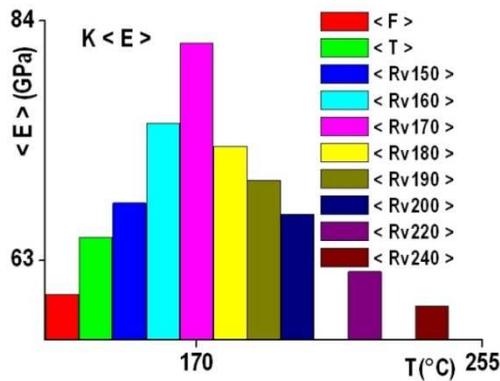


Fig.III.11 – histogramme du module d’Young moyen (< E > – températures de revenu), de l’alliage AlSi9Cu2Zn2Mg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée noté: F, trempé noté: T et revenus (150, 160, 170, 180, 190, 200, 220 et 240)°C.

Les figures III. [3 - 11] nous montrent que les graphes des contraintes, de la dureté Brinell, des microduretés $Hv_{0,1}$ et du module d’Young en fonction de la température de revenus croissent de l’état brut de coulée à l’état trempé pour enfin croître de ce dernier et atteindre la valeur maximale à l’état Rv170°C pour ensuite décroître jusqu’à Rv240°C (valeur minimale) au détriment des allongements, de la striction et de la résilience.

La vitesse de croissance ou de décroissance est différente d’une propriété à l’autre. Il ressort que les valeurs extrinsèques de la résistance à la traction, la limite d’élasticité, la résistance à la rupture, la dureté Brinell, les microduretés Vickers et le module d’Young de l’alliage à l’état revenu Rv170°C sont supérieures à celles des autres états. L’analyse de ces résultats nous montrent que le compromis est l’état Rv170°C pour des pièces de résistance quels que soient les états considérés car les processus des vieillissements se sont achevés au bout d’un temps de maturation bien choisi suivi d’un revenu complet à une température et une durée bien déterminées.

III.2.2 - DUCTILITE

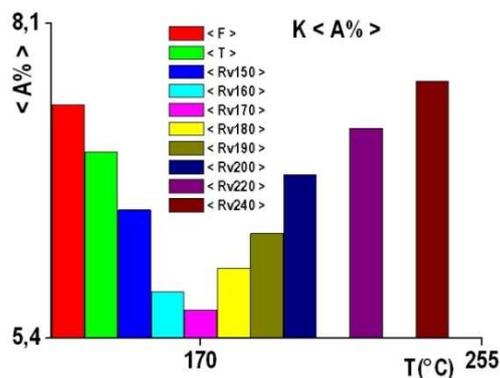


Fig.III.12 – histogramme de l’allongement moyen en pourcentage (< A% > – températures de revenu), de l’alliage AlSi9Cu2Zn2Mg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée noté: F, trempé noté: T et revenus (150, 160, 170, 180, 190, 200, 220 et 240)°C.

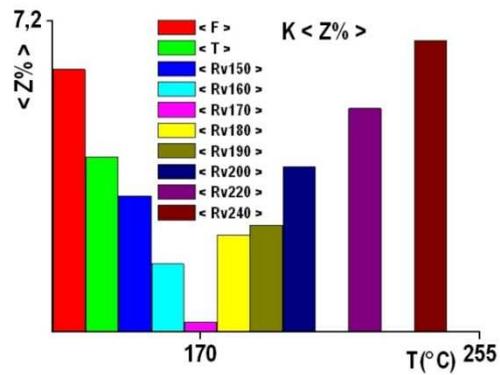


Fig.III.13 – histogramme du coefficient moyen de striction (< Z% > – températures de revenu), de l’alliage AlSi9Cu2Zn2Mg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée noté: F, trempé noté : T et revenus (150, 160, 170, 180, 190, 200, 220 et 240)°C.

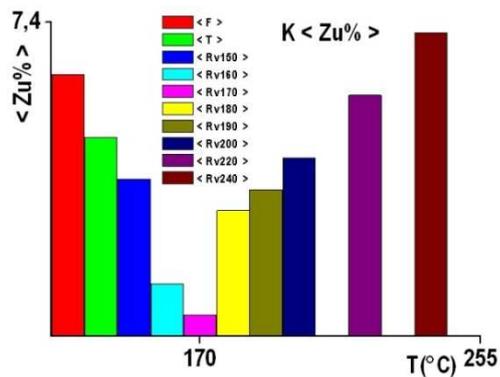


Fig.III.14 – histogramme de l’allongement moyen de striction (< Zu% > – températures de revenu), de l’alliage AlSi9Cu2Zn2Mg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée noté: F, trempé noté : T et revenus (150, 160, 170, 180, 190, 200, 220 et 240)°C.

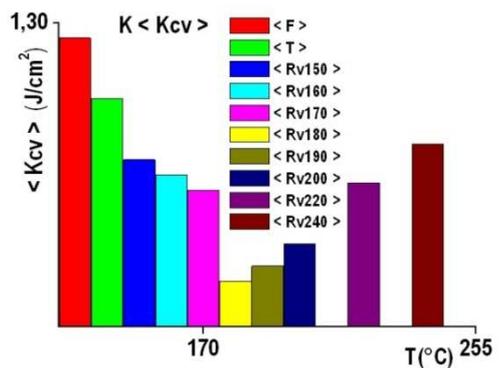


Fig.III.15 – histogramme de la résilience moyenne (< Kcv > – températures de revenu), de l’alliage AlSi9Cu2Zn2Mg coulé en coquille par gravitation aux états brut de coulée noté: F, trempé noté : T et revenus (150, 160, 170, 180, 190, 200, 220 et 240)°C.

Par contre les **figures III. [12 - 15]** nous montrent que les graphes de l’allongement en pourcent, du coefficient de striction, de l’allongement de striction et de la résilience en fonction de la température de revenus décroissent de l’état brut de coulée à l’état trempé pour enfin décroître de ce dernier et atteindre la valeur minimale à l’état Rv170°C pour ensuite croître jusqu’à Rv240°C (valeur maximale) au détriment des caractéristiques de résistances.

III.3 - MICROSTRUCTURE DE L'ALLIAGE AIS9Cu2Zn2Mg COULE EN COQUILLE

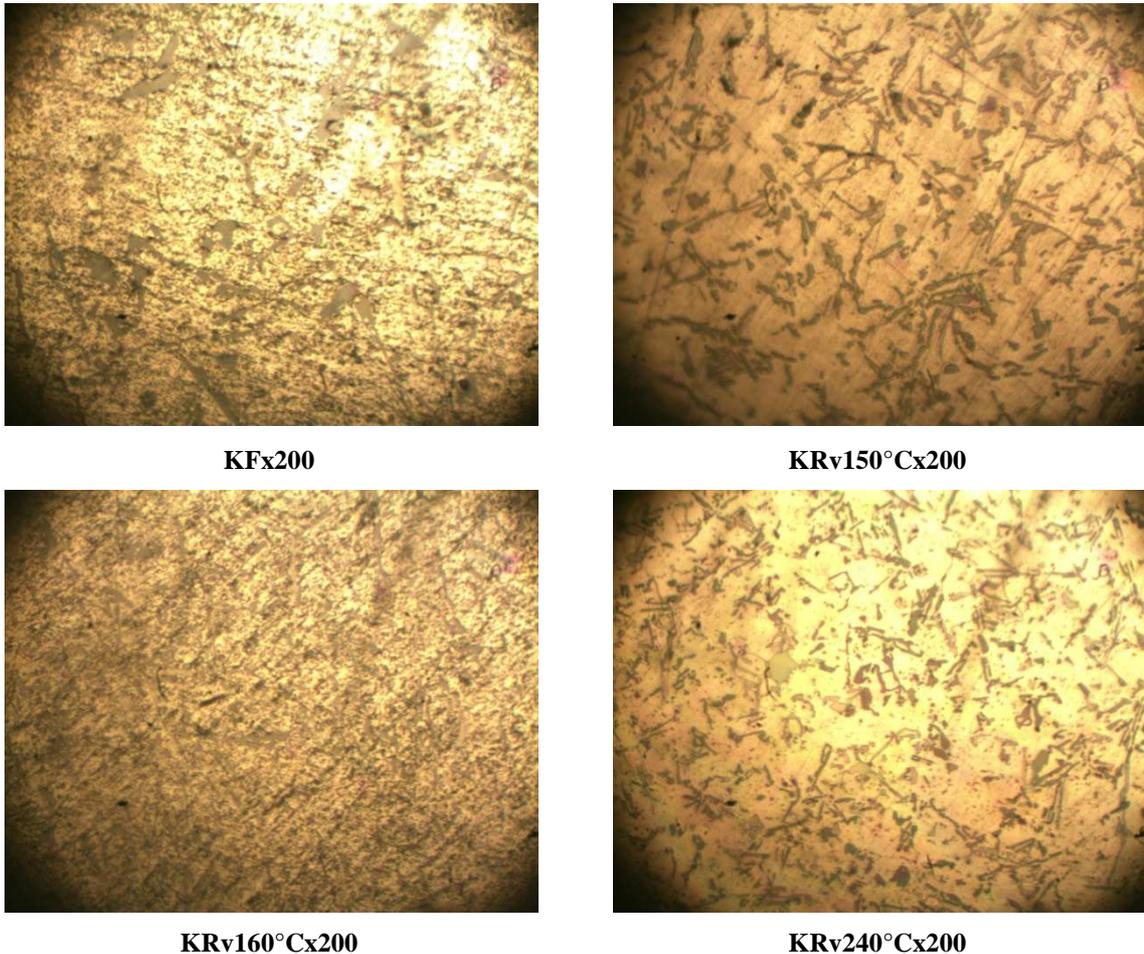


Fig.III.16 - Structures micrographiques de l'alliage de fonderie AIS9Cu2Zn2Mg

III.4 - EFFETS DES TRAITEMENTS THERMIQUES DE REVENUS

Lors de l'analyse des microstructures obtenues par les microscopie optique et électronique à balayage, nous avons remarqué que la taille des grains obtenue à l'état Rv170°C sont plus fins par rapport à celle obtenue par les autres états, ce qui explique les résultats obtenus lors de l'essai de traction, de dureté et de microdureté.

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

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

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

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

Le comportement mécanique de l'alliage étudié à l'état brut de coulée est dû peut être aux hétérogénéités de concentration de (Si, Cu, Zn), c'est à dire la répartition non uniforme de l'élément de soluté (Si) dans la matrice mère; en effet comme il a été expliqué: les dendrites primaires contiennent moins de (Si) à cause du refroidissement non uniforme lors de la solidification du matériau. En plus de ces hétérogénéités la forme et la taille des dendrites ont une grande influence sur le comportement mécanique des matériaux. La présence des défauts internes du métal, constituants intermétalliques et inclusions, la répartition non uniforme des éléments d'addition et la forme et la dimension des dendrites rendent irrégulier la distribution des contraintes en conditionnant leur concentration, cette distribution irrégulière des contraintes servant d'obstacles pour le mouvement de dislocations et provoque un effet d'entaille favorisant l'amorçage de la rupture.

Pour améliorer les caractéristiques mécaniques de l'alliage étudié à l'état brut de coulée, il faut gêner le mouvement des dislocations dans toute la masse du matériau en provoquant la formation de précipités finement dispersés (Mg_2Si , $MgZn_2$, Al_2Cu , Al_2CuMg etc.), pour cela nous avons fait subir à l'alliage des traitements thermiques de revenus. L'addition du magnésium est nécessaire pour rendre l'alliage sensible à ce traitement thermique qui s'effectue en quatre étapes :

Le traitement d'homogénéisation a été effectué à 500°C (juste au-dessous de la température de l'eutectique) pendant 10h. Cette température présente une grande influence sur les caractéristiques mécaniques obtenues. Elle permet une diffusion rapide des éléments de soluté (Si, Cu, Zn). Mais il faut éviter d'atteindre la température de brûlure (température supérieure à celle de l'eutectique) à laquelle l'alliage commence à fondre localement et plus spécialement aux joints des grains. Cette fusion partielle se traduit par une décohésion fragilisante et l'émersion dans le milieu de trempe peut entraîner la naissance de criques aux joints de grains, d'où la nécessité du choix de cette température. Quant au choix du temps de maintien de cette température, il doit être suffisant pour que le silicium présent dans les espaces interdendritiques (plus riches en Si) à l'état brut de coulée puisse diffuser équitablement vers l'intérieur du matériau, c'est à dire celles-ci se dissolvent et la répartition de l'élément de soluté devient plus au moins uniforme.

Pour maintenir à la température ambiante la structure homogénéisée existante à 500 °C, nous avons effectué une trempe à eau à l'ambiante (20 – 25) °C. Après trempe, la microstructure du matériau étudié est homogène et devient plus fine avec augmentation notable de joints de grains, obstacles forts au glissement des dislocations.

Cette trempe engendre à l'intérieur de l'alliage un champ de contraintes résiduelles constituées d'un système équilibré de compression en surfaces et de tension au cœur. L'origine principale de ces contraintes réside dans le gradient thermique entre les différentes couches de l'alliage au cours du refroidissement. Cette accumulation des contraintes est l'une des causes pouvant expliquer l'augmentation de la dureté Brinell.

Pour une répartition plus homogène de ce champ et dans le but d'obtenir une structure uniforme du matériau, le matériau a subi une maturation de 15 h à l'air ambiante (20 – 25) °C suivie immédiatement de différents revenus respectifs de (150, 160, 170, 180, 190, 200, 220 et 240)°C pendant 6h dans une étuve de revenu dans laquelle on les laisse refroidir à l'air libre.

La maturation suivie de différents revenus respectifs conduisent à l'augmentation des propriétés de résistances au détriment de la ductilité.

Dans cette région de déformation, les dislocations se déplacent en interagissant avec différents obstacles. Ces obstacles sont divisés en deux grandes catégories: faibles : le champ de Peierls (contraintes créées par les atomes du réseau) et les éléments de soluté et forts : les autres dislocations, les joints de grains et les précipités...etc.

La maturation suivie de revenus considérés créent des précipités (Mg_2Si , $MgZn_2$, Al_2Cu , Al_2CuMg etc.) qui entravent le mouvement de dislocations.

Ces précipités sont disposés le long des joints de grains, dans la matrice mère de l'alliage étudiée et servent de blocage au mouvement des dislocations d'où l'augmentation des caractéristiques mécaniques pour le mode d'élaboration.

CONCLUSION

D'après les résultats obtenus, on constate que les propriétés de résistances extrinsèques: les différentes contraintes et microduretés, la dureté Brinell et le module d'Young sont maximales au détriment de la ductilité quels que soient les états considérés à la température de revenu la plus favorable à $R_v170^\circ C$.

De même la courbe moyenne (contrainte - déformation) de l'état $R_v170^\circ C$ est au dessus des autres états étudiés.

✚ Finalement, on recommande la coulée en coquille avec une homogénéisation à $500^\circ C$ pendant un temps de maintien de 10h suivie d'une maturation de 15h et d'un revenu à $170^\circ C$ pendant 6h pour des pièces de résistances quelles que soient la série et leur dimension.

CONCLUSION GENERALE

Dans cette présente étude nous nous sommes intéressés à l'influence du procédé industriel de moulage en coquille métallique de coulée par gravitation à température ambiante, de la modification de la microstructure conjugué à celui des traitements thermiques de l'alliage hypoeutectique AlSi9Cu2Zn2Mg, sur les caractéristiques mécaniques en considérant dix états: brut de coulée: F, trempé: T et revenus Rv (150, 160, 170, 180, 190, 200, 220 et 240) °C.

Le choix de cet alliage a été dicté par le fait qu'il est très utilisé dans diverses applications mécaniques; tandis que leurs traitement thermiques ont été choisis suite aux améliorations considérables de certaines propriétés mécaniques recherchées.

A l'état brut de coulée, l'alliage étudié AlSi9Cu2Zn2Mg renferme généralement de gros grains formés après solidification et dans lesquels la distribution de la teneur en différents éléments d'aditions (Si, Cu, Zn, Mg), obstacles faibles au déplacement des dislocations, 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, nous avons fait subir à l'alliage des traitements thermiques spécifiques qui font apparaître d'une part une structure plus fine, ce qui engendre une augmentation considérable de joints de grains, d'autre part la formation de précipités finement dispersés (Mg_2Si , $MgZn_2$, Al_2Cu , Al_2CuMg etc.), obstacles forts qui gênent le mouvement des dislocations dans toute la masse du matériau.

L'amélioration des caractéristiques de résistances de l'alliage étudié aux traitements de maturation suivie de revenus pour le mode d'élaboration est dû probablement aux faits suivants : en présence de particules : éléments d'addition (Si, Cu, Zn, Mg), de précipitées et de joints de grains dans toute la masse de l'alliage, les dislocations doivent, pour poursuivre leur déplacement, soient contourner les particules, soient les cisailier et rompre le joint de grains pour passer d'un grain à l'autre, quel que soit le processus de franchissement des obstacles, le mouvement des dislocations ne peut se poursuivre que si la contrainte extérieure est augmentée; ceci traduit l'effet de durcissement structurale qui provoque donc une augmentation notable des contraintes de résistances, de dureté et de microduretés.

Pour cela, les contraintes de résistances sont maximales au détriment de la ductilité quels que soient les états considérés pour le mode de coulée en :

- coquille : au revenu 170°C
- De même la courbe (contrainte - déformation) au revenu 170°C est au dessus des courbes des autres états étudiés.

D'une façon générale, si l'on veut obtenir une résistance mécanique élevée et conserver néanmoins des allongements substantiels, il faut plutôt choisir un revenu à une température de 170°C pendant 6 heures pour le moulage de pièces quelles que soient la série et leur dimension.

REFERNCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] : J. Bailon, J-M. Dorlot, Des matériaux, 3 édition, école polytechnique de Montréal, (2000).
- [2] : J. Barralis et G. Meader, Pièce-Métallurgie élaboration, structure propriété, normalisation, AFNOUR NATHAN Paris (2001).
- [3] : M. COLOMDIE et COLL, Matériaux industriels : matériaux métalliques, Édition DUNOD, Paris (2000).
- [4] : Ilakhtine, Métallographie et traitements thermiques des métaux, 4ème édition, MIR. Moscou (1986).
- [5] : Ahmed Hakem, Effets du mode d'élaboration et de maturation sur les propriétés mécaniques et la microstructure des alliages de fonderie Al-Si, thèse de doctorat soutenue le: 27/11/2014 au Département de Génie Mécanique), Faculté de Génie de la Construction, Université Mouloud MAMMERRI de Tizi-Ouzou.
- [6] : M. Dupeux, Aide- mémoire science des matériaux, Dound, Paris (2004).
- [7] Sidney H. Avner, Introduction à la métallurgie physique, Centre collégial de développement de matériel didactique, p. 281.
- [8] Cours Polytech'Lille Sciences des Matériaux première année-"Défauts Cristallins"-J.C. DOUKHAN.
- [9] Claire konig, Géologie Aluminium Métal, publiée le 13 /04/2008, Enseignante science naturel
- [10] Historique de l'aluminium - Lycée Polyvalent Galilée [archive]
- [11] Aluminium Pechiney - Affimet : « Les alliages de moulage » (mars 2000)
- [12] Centre de documentation PROMETO - Aluminium [archive]

RESUME

L'aluminium industriel présente de faibles propriétés mécaniques. Pour les améliorer considérablement, on a agit sur trois principaux facteurs:

- Ajout à l'aluminium de quatre éléments de très faible densité dont 9% de silicium, 2% de cuivre, 2% Zinc et quelques traces de magnésium inférieur à 1% ($\leq 1\%$ Mg) principaux agents d'amélioration des propriétés mécaniques pour obtention d'un alliage de fonderie AlSi9Cu2Zn2Mg non normalisé,

- Traitements d'homogénéisation suivie d'une trempe structurale : présentant une structure fine avec augmentation considérable de joints de grains, obstacles forts au mouvement de dislocations,

- Traitements de durcissements structurales de revenus par incrément de $(10 - 20)^\circ\text{C}$ faisant apparaître des précipités de différents genres qui entravent au glissement de dislocations.

A la lumière de tous les résultats, des caractéristiques mécanique et structurale obtenues lors de notre investigation, rassemblées dans la Partie III de notre mémoire et après leur analyse, nous recommandons pour les pièces de résistance sollicitées aux grands efforts extérieurs l'état Rv170°C qui est le compromis de résistance et de ductilité maximale.

Mots clés: Al-Si, coquille, caractéristiques mécaniques, revenu.

ABSTRACT

Industrial aluminum has low mechanical properties. To improve them considerably, three main factors have been taken into account:

- Addition to aluminum of four elements of very low density of which 9% of silicon, 2% of copper, 2% Zinc and some traces of magnesium less than 1% ($\leq 1\%$ Mg) main agents of improvement of mechanical properties to obtain a non-standardized AlSi9Cu2Zn2Mg foundry alloy,

- Homogenization treatments followed by a structural quenching: having a fine structure with considerable increase of grain boundaries, strong obstacles to dislocation movement,

- Treatments of structural hardening of incomes in increments of $(10 - 20)^\circ\text{C}$ showing precipitates of different genera which hinder dislocation sliding.

In the light of all the results, mechanical and structural characteristics obtained during our investigation, assembled in Part III of our report and after their analysis, we recommend the Rv170 ° C which is the compromise of maximum strength and ductility.

Key words: Al-Si, shell, mechanical characteristics, income.