

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

Faculté du Génie de la Construction
Département de Génie Mécanique



MEMOIRE DE FIN D'ETUDES

En vue de l'obtention du Diplôme Master II en Génie Mécanique
Option: Fabrication Mécanique et productique

Présenté par:
CHIBANE Samir

THEME

Influence du mode d'élaboration et du temps de maturation sur la fracture en traction, la dureté et la microstructure de l'alliage de fonderie *AlSi7Mg*.

Devant le jury composé de:

M ^f .	MOHELLEBI	Mouloud	M.A.C.C en Génie Mécanique	UMMTO	Président
M ^f .	HAKEM	Ahmed	M.A.C.C en Génie Mécanique	UMMTO	Rapporteur
M ^{me}	MOHELLEBI	Fadila	M.A.C.C en Génie Mécanique	UMMTO	Examinateur
M ^f .	SALHI	Ahmed	M.A.C.C en Génie Mécanique	UMMTO	Examinateur

Année Universitaire: 2011/2012

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou

ⵍⵓⵎⵓⵔ ⵎⵎⵎⵔ ⵉⵔ ⵉⵔ ⵉⵔ ⵉⵔ ⵉⵔ



Faculté du Génie de la Construction
Département de Génie Mécanique



Mémoire

de fin d'études en vue de l'obtention du

Diplôme Master II en Génie Mécanique

Option: Fabrication mécanique et productique

THEME

Influence du mode d'élaboration et du temps de maturation
sur la fracture en traction, la dureté et la microstructure
de l'alliage de fonderie *AlSi7Mg*.

Proposé et dirigé par :

HAKEM Ahmed

Présenté par:

CHIBANE Samir

ANNEE: 2011 - 2012

REMERCIEMENTS

Je tiens à remercier en premier lieu notre dieu d'avoir me donne le courage et la patience dans la réalisation de ce travail jusqu'à sa fin

En suite, toute mes remerciements sont adressés à tous ceux qui m'ont soutenu dans la réalisation de ce modeste travail et particulièrement :

-Mon promoteur Mr Hakem Ahmed pour toutes ses orientations, ses conseils durant l'année ;

- Tous nos enseignants (es) pour leurs efforts à transmettre le message.

-L'équipe de la Division Fonderie Aluminium de Rouïba.

Merci

Dédicaces

Je dédie ce modeste travail, en premier lieu a mes très chers parents qui m'ont aidé et soutenu durant tout parcours d'études.

De même je dédie a :

-Mes chers frères et mes sœurs qui ont été à mes cotés et m'ont encouragé toujours et spécialement a mon frère ALI

- Tous mes amis (es), et plus particulièrement, a (Said aliouat, melha).

- Tous mes camarades de la promotion

Chibane Samir

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE	05
------------------------------------	----

Partie I : Recherche bibliographique

Chapitre I.1 : L'aluminium et ses alliages

1.Introduction.....	07
2.Propriétés générales des alliages d'aluminium.....	07
2.1. Résistance à la fatigue.....	08
2.2. Résistance à la corrosion.....	08
2.3. Mise en forme.....	08
2.4. Soudage.....	08
2.5. Résistances comparées de différentes nuances.....	08
3.Désignation numérique.....	09
3.1. Signification des désignations.....	09
4. Alliages à base d'aluminium.....	10
5.Système binaire Al-Si.....	11
5.1. Les AS - alliages aluminium-silicium, série 40000.....	11
5.2. Caractéristiques chimiques des principaux AS.....	12
5.3. Caractéristiques physiques.....	12
6.Structure des alliages de fonderie.....	12
6.1. Grain, dendrite.....	13
6.2. Eutectique.....	14
7.Classification des alliages d'aluminium.....	15
7.1 Alliage de corroyés.....	15
7.2 Alliages frittés	15
7.3 Alliages de moulages.....	16
8. Influence des impuretés.....	16

Chapitre I.2 : élaborations théoriques d'AlSi7Mg

1. Propriétés générales de l'alliage d'aluminium de fonderie AlSi7Mg.....	17
2.Caractéristiques.....	17
2.1.Caractéristiques mécanique sur éprouvettes normalisé <i>NF- A 57-702</i>	17
2.2. Caractéristique physique.....	17
2.3. Élaborations de <i>42000</i>	17
2.4. Composition chimique de l'alliage <i>EN AC642000</i>	17
2.5. Influence des éléments alliés.....	19
3.Fusion.....	21
3.1. Règles générales de fusion.....	21

3.2. Condition de fusion.....	21
3.2.1. Préparation de la charge -Correction en titre en magnésium.....	21
3.2.2. Affinage.....	21
4. Moulage.....	23
4.1 Moulage en sable.....	23
4.2 Moulage en coquille.....	23
5. Traitement thermique.....	24
5.1. Chauffage de mise en solution.....	24
5.2. Trempe.....	24
5.3. Intervalle entre la trempe et le revenu.....	24
5.4. Revenu.....	24
5.5. Principe de défaut des pièces traitées.....	25
5.5.1. Durcissement insuffisant.....	25
5.5.2. Allongements très faible.....	25
5.5.3. Brulures de trempe.....	25
5.6 Précaution pour assurer une bonne stabilité dimensionnelle.....	25
5.6.1. Déformations.....	25
5.6.2. Stabilité dimensionnelle des pièces traitées.....	26
6. Contrôle des résultats.....	26
6.1. Contrôle de la fusion.....	26
6.2. Défauts types des pièces en AlSi7Mg.....	26
6.3. Contrôle des pièces.....	26

Chapitre I.3 : Les traitements thermiques

1. Traitements thermiques des matériaux	27
1.1 Vieillessement thermique.....	27
1.2 Vieillessement naturel	27
1.3. Vieillessement artificiel	28
2. Traitements thermiques des alliages d'aluminium.....	28
2.1. Traitements d'homogénéisation.....	28
2.2. Traitements d'adoucissement.....	29
2.3. Maturation.....	29
2.4. Trempes	30
2.5. Revenus.....	30

Chapitre I.4 : Les essais mécaniques

1.Introduction	32
1.1. La méthode phénoménologique globale	32
2.Elément sur les techniques d'expérimentation et d'identification.....	33
2.1. Essai de traction.....	34
- Propriétés de traction	34
-La propriété contraire est la plasticité.....	36
2.2. Essai de dureté.....	39
2.2.1. Essais de dureté Brinell	39
2.2.2. Essais de dureté Rockwell	40
2.2.3. Essais de dureté Vickers.....	41
2.2.4. Microdureté Vickers.....	42
3.Fatigue	43
3.1. Définition.....	43
3.2. Domaine de l'endurance.....	44
-Influence de la nature de la sollicitation.....	44
-Influence de la contrainte moyenne.....	44
-Influence de la sévérité des accidents de forme et effet d'entaille.....	44
3.3. Facteurs métallurgiques.....	45
-Facteurs liés à l'état de surface	45
-Influence des défauts de surface et interne.....	45
3.4.Évaluation de la vie en fatigue des alliages avec des défauts de coulée.....	45
4. Essai de flexion par choc sur éprouvette entaillée Charpy.....	46
4.1. Principe de l'essai	46
4.2. Forme des éprouvettes.....	47
-Eprouvettes CHARPY U	47
-Eprouvettes CHARPY V.....	48
4.3. Températures pour les essais de résilience.....	48

Chapitre I.5 : Les défauts cristallins et la diffusion

1. les défauts cristallins	49
1.1. Les défauts ponctuels	49
1.1.1. Lacune	49
1.1.2. Atome auto interstitiel.....	49
1.1.3. Atome étranger en substitution	50
1.1.4. Atome étranger en insertion.....	50
1.2. Défauts linéaires (dislocations)	50
1.2.1. Dislocation coin	51
1.2.2. Dislocation vis	51
1.2.3. Dislocation mixte	51
1.2.4. Le vecteur de Burgers.....	52
1.3. Défauts à deux dimensions (défauts surfacique.....	52
1.3.1. Les joints de grains.....	52
1.3.2. Macle.....	53
1.4. Défauts à trois dimensions (défauts volumiques.....	53
1.4.1. Les pores.....	53
1.4.2. Les inclusions.....	54
1.4.3. Les précipités	54
a)Les précipités cohérents.....	54
b)Les précipités semi-cohérents	55
c)Les précipités incohérents	55
2. La diffusion	55
2.1. La définition.....	55
2.2. Mécanismes de la diffusion.....	56

Partie II : Procédure expérimentale
Chapitre II.1 : dispositif expérimentaux

1. Les différents dispositifs utilisés dans l'entreprise S.N.V.I.....	57
1.1 Four de fusion.....	57
1.2 Poche.....	57
1.3 Coulée en sable.....	58
1.3.1 moules.....	58
1.3.2 dessablage vibreuse	58
1.3.3 grenailleuse.....	58
1.4 Coulée en coquille.....	58
1.4.1 four de maintien.....	58
1.4.2 coquille.....	58
2. dispositif utilisés au niveau du laboratoire de métallurgie (S D M).....	59
2.1 Four de trempe.....	59
2.2 Four de revenu.....	59
2.3 Machine de traction.....	60
2.4 Les polisseuses.....	60
2.5 Duromètre.....	61
2.6 Microduromètre.....	61
2.7 Microscope optique.....	61
2.8 Microscope électronique à balayage.....	62

Chapitre II.2 : modes opératoires

1. Matériau étudié.....	63
2. Élaboration de l'alliage utilisé.....	63
2.1. Brut de coulée.....	63
2.2.Moulage.....	63
3.Dimensionnement des éprouvettes et des échantillons utilisent.....	64
4.Échenillions utilisés pour l'essai de dureté et l'observation micrographique.....	65
5.Traitement thermiques.....	65
5.1. Chauffage et maintien.....	66
5.2. La trempe.....	66
5.3. Durcissement structurel.....	66
6. Principe de mise en œuvre de l'essai de traction.....	67
7.Principe de mise en œuvre de l'essai de la dureté.....	67
8. Principe de mise en œuvre de l'essai de la microdureté.....	67
9.Principe de mise en œuvre de l'examen métallographique.....	68
10.Principe de polissage.....	69
11.Attaque chimique.....	69

13. Microscopie.....	70
14. Microscope balayage.....	70

Partie 3 : résultats et interprétation

Chapitre III : caractéristiques mécanique et microstructure de l'alliage de fonderie AlSi7Mg

Introduction.....	71
1.1. Influence du temps de maturation sur la fracture en traction de l'alliage hypoeutectique AlSi7Mg en mode de coulée en Coquille.....	73
1.2. Calcul des caractéristiques mécanique du mode de coulée en Coquille	
1.2.1. Contraintes de Résistance.....	82
1.2.2. Effets des traitements thermiques sur l'essai de dureté.....	84
1.2.3. La microdureté Vickers	85
1.2.4. Coefficient de poisson.....	86
1.2.5. Caractéristiques de ductilité	86
2.1. Influence du temps de maturation sur la fracture en traction de l'alliage hypoeutectique AlSi7Mg en mode de coulée en sable.....	88
2.2. Calcul des caractéristiques mécanique du mode de coulée en sable.....	97
2.2.1. Contraintes de Résistance.....	97
2.2.2. Effets des traitements thermiques sur l'essai de dureté.....	99
2.2.3. La microdureté Vickers	100
2.2.4. Coefficient de poisson.....	101
2.2.5. Caractéristiques de ductilité	101
2 influence de mode d'élaboration et traitement thermique sur les caractéristiques...103	
3.2. Traction.....	103
3.4. dureté	107
3.5. Microdureté.....	108
3.6. Ductilité	109
4. Observation par microscope optique.....	111
4.1. Interprétation des résultants	116
5. Observation par microscope électronique à balayage.....	117
5.1. microstructure.....	117
5.1.1. Interprétation des résultats.....	119
5.2. Faciès de rupture.....	120
5.2.1. Interprétation des résultats.....	121
5.2.2. L'observation de différentes phases par microscope optique et microscope électronique à balayage.....	122

5.2.3. Effet de la porosité sur la durée de vie	122
6. Interprétation et discussions.....	123
<i>Conclusion</i>	125
<i>Recommandation</i>	125
<i>Conclusion générale</i>	126
<i>Résumé</i>	127
<i>Références Bibliographies</i>	128

Liste des figures

<i>Figure.1.1</i> : Microstructures de l'eutectique Al-Si.....	13
<i>Figure.I.1.2</i> : Schéma d'une dendrite.....	13
<i>Figure.I.1.3</i> : Partie du diagramme d'équilibre Aluminium – Silicium.....	14
<i>Figure.I.4.1</i> : Courbe de traction Typique	34
<i>Figure.I.4.2</i> : éprouvette normalisée pour l'essai de traction.....	36
<i>Figure.I.4.3</i> : éprouvette normalisée pour l'essai de traction.....	37
<i>Figure.I.4.4</i> :Comportements caractéristiques en traction.....	38
<i>Figure.I.4.5</i> :Essai de dureté Brinell	40
<i>Figure.I.4.6</i> : Essai Rockwell avec bille.....	41
<i>Figure.I.4.7</i> : Essai Vickers.....	41
<i>Figure.I.4.8</i> Essai de microdureté Vickers.....	42
<i>Figure.I.4.9</i> : Échantillon de fatigue standard.....	44
<i>Figure.I.4.10</i> : Essai CHARPY.....	46
<i>Figure.I.4.11</i> : dispositif CHARPY.....	47
<i>Figure.I.4.12</i> : Forme des éprouvettes.....	48
<i>Figure.I.1</i> .Type de défauts ponctuels dans cristal.....	50
<i>Figure. I.2</i> .défauts linéaires.....	51
<i>Figure. I.3</i> .représentations du vecteur de burgers.....	52
<i>Figure. I.4</i> .défauts surfaciques : joints de grain.....	53
<i>Figure. I.5</i> .défauts surfaciques : macle.....	53
<i>Figure. I.6</i> .représentations schématique d'un pore.....	54
<i>Figure. I.7</i> .différents précipites.....	55
<i>Figure. I.8</i> .mécanisme de diffusion a l'échelle atomique.....	56
<i>Figure. II.1. 1</i> : Four de fusion.....	57
<i>Figure. II.1.2</i> : Poche de coulée	57
<i>Figure. II.1.4</i> : Plaques modèles.....	57
<i>Figure. II.1.5</i> : Châssis supérieur – Châssis inférieur.....	57
<i>Figure. II.1.6</i> : Poste de démoulage.....	58
<i>Figure. II.1.7</i> : Grenailleuse.....	58
<i>Figure. II.1.8</i> : Four de maintien.....	58
<i>Figure. II.1.9</i> : moule en coquille métallique.....	58
<i>Figure. II.1.10</i> : Éprouvette en coquille.....	59

Figure. II.1.11 : Éprouvette en sable.....	59
Figure. II.1.12 : Four de trempe.....	59
Figure. II.1.13 : Four de revenu.....	59
Figure. II.1.14 : machine de traction.....	60
Figure. II.1.15 : Polisseuse à deux disques.....	60
Figure. II.1.16 Polisseuse à un disque.....	60
Figure. II.1.17 : Duromètre.....	61
Figure. II.1.18 : Microduromètre.....	61
Figure. II.1.18 : Microscope optique.....	61
Figure. II.1.19 : Microscope électronique à balayage.....	62
Figure. II.2.1 : Dimensionnement des éprouvettes.....	64
Figure. II.2.2 : Échantillons pour l'essai de dureté et pour l'observation microscopique.....	65
Figure. II.2.3 : Séquence de traitement de durcissement structural.....	67
Figure.III(01) : Courbe de traction (contrainte déformation) pour une série de cinq éprouvette identique de l'alliage AlSi7Mg a l'état brut de coulée.....	73
Figure.III(02) : Courbe de traction (contrainte déformation) pour une série de cinq éprouvette identique de l'alliage AlSi7Mg a l'état trempé.....	73
Figure. III(03) : Courbe de traction (contrainte déformation) pour une série de cinq éprouvette identique de l'alliage AlSi7Mg a l'état de maturation 0h.....	74
Figure.III(04) : Courbe de traction (contrainte déformation) pour une série de cinq éprouvette identique de l'alliage AlSi7Mg a l'état de maturation 2h.....	74
Figure.III(05) : Courbe de traction (contrainte déformation) pour une série de cinq éprouvette identique de l'alliage AlSi7Mg a l'état de maturation 4h.....	75
Figure.III(06) : Courbe de traction (contrainte déformation) pour une série de cinq éprouvette identique de l'alliage AlSi7Mg a l'état de maturation 6h.....	75
Figure.III(07) : Courbe de traction (contrainte déformation) pour une série de cinq éprouvette identique de l'alliage AlSi7Mg a l'état de maturation 8h.....	76
Figure.III(08) : Courbe de traction (contrainte déformation) pour une série de cinq éprouvette identique de l'alliage AlSi7Mg a l'état de maturation 10h.....	76
Figure.III(09) : Courbe de traction (contrainte déformation) pour une série de cinq éprouvette identique de l'alliage AlSi7Mg a l'état de maturation 12h.....	77
Figure.III(10) : Courbe de traction (contrainte déformation) pour une série de cinq éprouvette identique de l'alliage AlSi7Mg a l'état de maturation 14h.....	77

Figure. III.11 : courbes moyennes de traction (contrainte-déformation) pour chaque série de cinq éprouvettes de la coulée en Coquille. Respectivement pour les états : (F), (T), (M0h).....	78
Figure. III.12 : courbes moyennes de traction (contrainte-déformation) pour chaque série de cinq éprouvettes de la coulée en Coquille. Respectivement pour les états : (M2h), (M4h), (M6h).....	79
Figure. III.13 : courbes moyennes de traction (contrainte-déformation) pour chaque série de cinq éprouvettes de la coulée en Coquille. Respectivement pour les états : (M8h), (M10h), (M12h).....	80
Figure. III.14 : courbes moyennes de traction (contrainte-déformation) pour une série de cinq éprouvettes de la coulée en Coquille, Pour l'état : (M14h).....	81
Figure. III.15 : Effet de traitement thermique sur l'essai de traction de l'Alliage AlSi7Mg pour la coulée en Coquille.....	81
Figure III.16 : variation des contraintes moyennes d'élasticité de l'alliage AlSi7Mg coulé en Coquille.....	82
Figure III.17 : variation des contraintes moyennes maximales de l'alliage AlSi7Mg coulé en Coquille.....	83
Figure III.18 : variation des contraintes moyennes de rupture de l'alliage AlSi7Mg coulé en Coquille.....	83
Figure III.19: Influence des traitements thermiques sur la dureté HB de l'alliage AlSi7Mg coulé en Coquille.....	84
Figure III.20: Influence des traitements thermiques sur la microdureté Hv de l'alliage AlSi7Mg coulé en Coquille.....	86
Figure III.21: Influence des traitements thermiques sur le coefficient de poisson de l'alliage AlSi7Mg coulé en Coquille.....	86
Figure III.22 : Influence des traitements thermique sur l'allongement moyenne des éprouvettes de l'alliage AlSi7Mg coulée en coquille en fonction des états de coulée.....	87
Figure III.23 : Influence des traitements thermiques sur le coefficient de striction Z (%) de l'alliage AlSi7Mg coulé en Coquille.....	87
Figure III.24: Influence des traitements thermique sur l'allongement de striction Zu (%) de l'alliage AlSi7Mg coulé en Coquille.....	87
Figure. III(25) : Courbe de traction (contrainte déformation) pour une série de cinq éprouvette identique de l'alliage AlSi7Mg a l'état Brute de coulée.....	88
Figure.III (26) : Courbe de traction (contrainte déformation) pour une série de cinq éprouvette identique de l'alliage AlSi7Mg a l'état trempé.....	88

Figure.III (27) : Courbe de traction (contrainte déformation) pour une série de cinq éprouvette identique de l'alliage AlSi7Mg a l'état Maturé 0h.....	89
Figure.III (28) : Courbe de traction (contrainte déformation) pour une série de cinq éprouvette identique de l'alliage AlSi7Mg a l'état Maturé 2h.....	89
Figure.III (29) : Courbe de traction (contrainte déformation) pour une série de cinq éprouvette identique de l'alliage AlSi7Mg a l'état Maturé 4h.....	90
Figure.III (30) : Courbe de traction (contrainte déformation) pour une série de cinq éprouvette identique de l'alliage AlSi7Mg a l'état Maturé 6h.....	90
Figure.III (31) : Courbe de traction (contrainte déformation) pour une série de cinq éprouvette identique de l'alliage AlSi7Mg a l'état Maturé 8h.....	91
Figure. (32) : Courbe de traction (contrainte déformation) pour une série de cinq éprouvette identique de l'alliage AlSi7Mg a l'état Maturé 10h.....	91
Figure. III (33) : Courbe de traction (contrainte déformation) pour une série de cinq éprouvette identique de l'alliage AlSi7Mg a l'état Maturé 12h.....	92
Figure.III (34) : Courbe de traction (contrainte déformation) pour une série de cinq éprouvette identique de l'alliage AlSi7Mg a l'état Maturé 14h.....	92
Figure. III.35 : courbes moyennes de traction (contrainte-déformation) pour chaque série de cinq éprouvettes de la coulée en Sable. Respectivement pour les états : (F), (T),(M0h).....	93
Figure. III.36 : courbes moyennes de traction (contrainte-déformation) pour chaque série de cinq éprouvettes de la coulée en Sable. Respectivement pour les états : (M2h), (M4h), (M6h).....	94
Figure. III.37: courbes moyennes de traction (contrainte-déformation) pour chaque série de cinq éprouvettes de la coulée en Sable. Respectivement pour les états : (M8h), (M10h), (M12h).....	95
Figure. III.38 : courbes moyennes de traction (contrainte-déformation) pour une série de cinq éprouvettes de la coulée en Sable, Pour l'état : (M14h).....	96
Figure. III.39 : Effet de traitement thermique sur l'essai de traction de l'Alliage AlSi7Mg pour la coulée en Sable.....	96
Figure.III.40 : variation des contraintes moyennes d'élasticité de l'alliage AlSi7Mg coulé en Sable.....	97
Figure.III.41 : variation des contraintes moyennes maximales de l'alliage AlSi7Mg coulé en Sable.....	98
Figure III.42 : variation des contraintes moyennes de rupture de l'alliage AlSi7Mg coulé en Sable.....	98
Figure.III.43: Influence des traitements thermiques sur la dureté HB de l'alliage	

AlSi7Mg coulé en Sable.....	99
Figure III.44 : Influence des traitements thermiques sur la microdureté Hv de l'alliage AlSi7Mg coulé en Sable.....	100
Figure III.45 : Influence des traitements thermiques sur le coefficient de poisson de l'alliage AlSi7Mg coulé en Sable.....	101
Figure III.46: Influence des traitements thermiques sur l'allongement A(%) de l'alliage AlSi7Mg coulé en Sable.....	102
Figure.III.47 : Influence des traitements thermiques sur le coefficient de striction Z(%) de l'alliage AlSi7Mg coulé en Sable.....	102
Figure.III.48: Influence des traitements thermiques sur l'allongement de striction Zu(%) de l'alliage AlSi7Mg coulé en Sable	102
Figure.III.49 : Effets des traitements thermiques sur l'essai de traction de l'alliage AlSi7Mg coulé en Coquille.....	102
Figure III.50 : Effets des traitements thermiques sur l'essai de traction de l'alliage AlSi7Mg coulé en sable.....	104
Figure III.51 : Influence du mode d'élaboration sur la contrainte d'élasticité σ_{eM} (MPa) de l'alliage AlSi7Mg coulée en sable et en coquille.....	105
Figure III.52 : Influence du mode d'élaboration sur la contrainte maximale σ_{mM} (MPa) de l'alliage AlSi7Mg coulée en sable et en coquille.....	105
Figure III.2 53: Influence du mode d'élaboration sur la contrainte maximale σ_{rM} (MPa) de l'alliage AlSi7Mg coulée en sable et en coquille.	106
Figure III.54 : Influence du mode d'élaboration sur la dureté HB de l'alliage AlSi7Mg coulé en sable et en coquille.....	106
Figure III.55: Valeurs de microdureté Hv moyennes de l'alliage AlSi7Mg pour les deux modes de coulée en sable et en coquille.....	108
Figure III.56 : valeurs coefficients poisson ν moyenne de l alliage AlSi7Mg....	110
Figure III.57: Influence du mode d'élaboration sur l'allongement A (%) de l'alliage AlSi7Mg coulé en sable et en coquille.....	111
Figure III.58 : Influence du mode d'élaboration sur l'allongement Z (%) de l'alliage AlSi7Mg coulé en sable et en coquille.....	111
Figure III.59 : Influence du mode d'élaboration sur l'allongement de striction Zu (%) de l'alliage AlSi7Mg coulé en sable et en coquille.....	111
Figure.III.60: Structures micrographiques de l'alliage de fonderie AlSi7Mg.....	113
Figure.III.61 : Microstructures obtenues au MEB de l'alliage de fonderie AlSi7Mg.....	120

Figure.III.62 : Faciès de rupture obtenus au MEB de l'alliage de fonderie
AlSi7Mg.....123

Introduction générale

Les matériaux en général et les métaux en particulier prennent une place importante dans tout développement industriel ou progrès technologique. Vu les exigences de l'industrie moderne, nombreux programmes de recherches sont en route pour le développement d'autres matériaux plus performants et moins coûteux tels que les composites, les céramiques, les polymères...etc., mais les alliages métalliques occupent toujours une place importante, car les caractéristiques de ces derniers s'améliorent de jour en jour grâce aux recherches.

L'aluminium à l'état pur présente de faibles caractéristiques mécaniques rendant impossibles son utilisation dans la construction de structures mécaniques. Cependant, l'ajout d'éléments d'addition et l'application de traitements thermiques provoquent la précipitation de certaines phases dans la matrice d'aluminium. L'alliage est alors généralement plus résistant mais aussi moins ductile que l'aluminium pur. Il existe plusieurs familles d'alliages d'aluminium corroyés qui diffèrent par leurs éléments d'addition principaux; Al-Cu (série 2000), Al-Mn (série 3000), Al-Si (série 4000), Al-Mg (série 5000), Al-Mg-Si (série 6000) et les alliages Al-Mg- Zn (série 7000). La faible masse volumique des alliages d'aluminium associée à leurs bonnes caractéristiques mécaniques intéresse l'industrie du transport (ferroviaire, navale, routière, aéronautique).

Dans cette étude, nous sommes intéressés à l'élaboration puis aux effets de modification de la microstructure de l'alliage hypoeutectique Al -7 % mass Si (Mg < 1%), désigné *AlSi7Mg* par traitements thermiques d'homogénéisation suivie d'une trempe structurale et d'une variation de temps de maturation par pas de 2h suivi immédiatement de revenus, sur les caractéristiques mécaniques de traction et de dureté en considérant 10 états du matériau : brut de coulée, trempé, maturations 0h, 2h, 4h, 6h, 8h, 10h, 12h et 14h.

L'alliage étudié a été élaboré par deux méthodes différentes : moulage en sable et moulage en coquille métallique en utilisant le procédé de coulée par gravité. Les pièces élaborées à partir de ces alliages font partie des composants rentrant dans diverses réalisations de la SNVI de Rouïba.

Notre étude s'articule autour de trois parties :

D'entrée de jeu, une partie complète de quatre chapitres portera sur la revue bibliographique traitant de sujets semblables abordés par différents chercheurs dans le domaine, en accord avec les objectifs précédemment fixés. Par la suite, une autre partie en deux chapitres le premier viendra pour la description de l'appareillage utilisé pour les tests mécaniques réalisés pour l'exécution du projet de recherche de même que l'atteinte des objectifs, le second portera sur les méthodes expérimentales pour l'élaboration de l'alliage étudié.

Le dernier chapitre comprend les principaux résultats obtenus à partir de différents essais mécanique. Suivront les micrographies des échantillons permettant l'analyse et la compréhension des phénomènes engendrés par la structure microscopique du différent état.

Finalement, une analyse détaillée de ces résultats sera réalisée et certaines recommandations seront effectivement faites. Nous terminons notre travail par une conclusion générale résumant les principaux résultats obtenus.



**Chapitre. I.1-
Aluminium et ses
alliages**

1. Introduction :

Ce chapitre se propose de rappeler quelques notions générales sur les alliages d'aluminium, les propriétés mécaniques, les traitements thermiques. L'aluminium est un élément du troisième groupe de classification de Mendeleïev, dont le nombre atomique est 13, la masse atomique 26.28 et la température de fusion 660°C. Il se cristallise dans le système cubique à faces centrées, avec un paramètre de maille 0.404 nm. Sa masse volumique est 2.7 kg/dm³, son coefficient de dilatation thermique linéaire est de l'ordre de $23 \cdot 10^{-6}$, son module de Young de 6600 bar. L'aluminium pur possède des propriétés mécaniques très réduites et insuffisantes pour son utilisation dans un bon nombre d'applications structurales, il est léger, ductile et il résiste à la corrosion. Il présente aussi une très bonne conductivité thermique et électrique.

L'aluminium industriel contient généralement 0.5% d'impuretés (principalement Fe+Si), mais il peut être obtenu presque pur par raffinage électrolytique (Al > 99.99%). Ces impuretés ont différents effets sur les propriétés électriques et mécaniques. Les propriétés d'aluminium peuvent être améliorées en ajoutant des éléments d'additions tels que le Mg, Si, Mn, Cu,.....

A la température ambiante, l'aluminium forme très vite une couche d'oxyde Al₂O₃ (alumine), épaisse et adhérente, qui protège le métal. Par contre, ce film d'alumine n'a qu'une résistance chimique limitée. Elle résiste cependant bien dans les solutions d'acide chlorhydrique, sulfurique et nitrique. Par contre, les bases attaquent violemment le métal. Cette protection peut être améliorée par anodisation: il s'agit d'un traitement qui permet d'obtenir une couche épaisse d'Al₂O₃ mais poreuse, et qui est ensuite colmatée par un traitement à l'eau chaude. Cette anodisation a également un but décoratif, car une coloration est possible par des colorants spéciaux avant le colmatage.

2. Propriétés générales des alliages d'aluminium

Bien que, en tonnage, la production d'aluminium ne représente qu'un peu plus de celle des aciers, ce métal (et les alliages qui en dérivent) arrive en seconde position en ce qui concerne la production et l'utilisation des matériaux métalliques. L'aluminium doit cette à un ensemble des propriétés qui, dans bien des circonstances, en font un matériau irremplaçable. Parmi celles-ci, citons ce qui suit :

2.1. Résistance à la fatigue

La courbe de WÖHLER ne présente pas de coude marqué et l'asymptote horizontale n'est atteinte que vers 10^8 cycles. En général, le coefficient d'endurance $\alpha D/R_m$ et de l'ordre de 0.5 pour les alliages non trempant, 0.25-0.3 pour les alliages trempant.

2.2. Résistance à la corrosion

Comme pour l'aluminium non allié, elle est bonne grâce à la formation de la couche protectrice d'oxyde Al_2O_3 et elle peut être améliorée (plus épaisse) par anodisation. Les alliages d'aluminium présentent une bonne résistance à la corrosion par piqûres. Par contre, ils sont sensibles à la corrosion galvanique et des précautions sont à prendre en particulier avec le fer. Les risques de corrosion inter granulaire et de corrosion sous tension existent dans les alliages des séries 2000 et 7000.

2.3. Mise en forme

L'aluminium a une température de fusion relativement basse ce qui résulte une facilité de fusion qui présente un avantage certain pour les opérations de fonderie. Les alliages d'aluminium sont faciles à laminier (coefficient d'écroutissage $n = 0.2$ à 0.3), facile à emboutir. Le chaudronnage et le repoussage est aisé. Un point particulier est le filage à chaud qui est très approprié : pour la série 5000 (Al-Mg) plusieurs dizaines de mètre par seconde peuvent être atteints en sortie de filière.

2.4. Soudage

Le soudage est facile si l'on tient compte de la présence de la couche protectrice d'alumine. Les procédés sont donc des procédés sous gaz protecteur (TIG, MIG) ou sous vide (faisceaux d'électrons). Mais s'il n'y a pas de difficulté pour les alliages non trempant, par contre des problèmes peuvent exister pour les alliages trempant ayant une vitesse de trempé élevée (série 2000 ou Al-Cu). Il peut également exister des dangers de corrosion feuilletant après soudage d'alliages de la série 7000 ou Al-Zn.

2.5. Résistances comparées de différentes nuances

Le tableau ci-dessous compare la résistance des principaux alliages d'aluminium corroyés à l'exception de ceux de la série 4000 (Al-Si) qui sont plus spécialement des alliages de fonderie (A-S 13).

	Système	Désignation	Phase principales	Domaine de résistance mécaniques des alliage correspondants (MPa)						
				0	100	200	300	400	500	600
Sans durcissement structural	Al	1000	Al-Fe-Si							
	Al-Mn	3000	Al ₆ Mn							
	Al-mg	5000	Al ₆ Mg ₂							
Avec durcissement structural	Al-Mg-Si	6000	Mg ₂ Si							
	Al-Cu	2000	Al ₆ Cu Al ₂ CuMg							
	Al-Zn-Mg	7000	Mg Zn ₂							

Tableau I.1 : Résistances des différentes nuances des alliages d'aluminium.

Ces alliages apparaissent suivant les deux catégories :

- alliages non trempant : les différents niveaux de résistance sont atteints en agissant sur les phénomènes d'érouissage et d'adoucissement par recuit ou restauration série 1000, 3000, 5000 ;
- Alliages trempant (à durcissement structural) : les différents niveaux de résistance sont atteint en agissant sur les différents paramètres de la trempe structurale : série 2000, 6000, 7000.

3. Désignation numérique

Conformément aux directives de l'aluminium, les alliages d'aluminium sont désignés à l'aide d'un système numérique de quatre chiffres. Ces quatre chiffres identifiant la composition chimique de l'alliage. Ce groupe de quatre chiffres est parfois suivi d'une lettre indiquant une variante nationale. Il est à noter que la norme européenne EN 573-1 indique que cet ensemble de quatre chiffres doit être précédé pour les alliages destinées à être corroyés par le préfixe EN, les lettre « A » (aluminium), « w » (pour les produits corroyés) et un tiret « - ». La notation complète est rarement utilisée. Par ceci de simplification (Tableau I.2).

3.1. Signification des désignations :

- Le premier chiffre indique l'élément d'alliage principal.
- Le deuxième chiffre indique une variante de l'alliage initial. Souvent il s'agit d'une fourchette plus petite dans un ou plusieurs éléments de l'alliage.
- Les troisième et quatrième sont des numéros d'ordre et serve à identifier l'alliage.

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

Série	Désignation	Élément d'alliage principal	Phase principale présente dans l'alliage
Série 1000	1 XXX	99% d'aluminium au minimum	-
Série 2000	2 XXX	Cuivre (Cu)	Al ₂ Cu - Al ₂ CuMg
Série 3000	3 XXX	Manganèse (Mn)	Al ₆ Mn
Série 4000	4 XXX	Silicium (Si)	-
Série 5000	5 XXX	Magnésium (Mg)	Al ₃ Mg ₂
Série 6000	6 XXX	Magnésium (Mg) et Silicium (Si)	Mg ₂ Si
Série 7000	7 XXX	Zinc (Zn)	MgZn ₂
Série 8000	8 XXX	Autres éléments	-
Série 9000	9 XXX	Non utilisé	-

Tableau I.2: Désignation des séries principales des alliages d'aluminium

4. Alliages à base d'aluminium

Les alliages qui ne subissent pas à des traitements thermiques obtiennent une plus haute résistance par écrouissage donc par déformation à froid ou ceux qui ont subissent à des traitements thermiques obtiennent leurs propriétés mécaniques à durcissement par précipitation (ou durcissement structurale). En conclusion, on a les groupes suivant : groupe (1XXX) l'aluminium pur, le groupe d'Al-Mn (3XXX), le groupe d'Al-Si (4XXX) et le groupe d'Al-Mg (5XXX). Ces alliages sont la plupart du temps employés pour les produits plats comme feuille mince, lame et clinquants. Les alliages à durcissement structurale peuvent réaliser une plus haute résistance par traitement thermique et donc ils contiennent un ou plusieurs éléments choisis pour obtenir cette plus haute résistance par précipitation pendant le vieillissement artificiel. Ceux qui concernent les alliages des séries (2XXX) l'Al-Cu-(Mg), (6XXX) Al-(Cu)-Mg-Si et (7XXX) Al-(Cu)-Mg-Zn. La série 2XXX contient des alliages avec le cuivre comme un élément de durcissement perfection. Souvent le magnésium est ajouté pour augmenter le maximum de résistance. Ces alliages obtiennent leur très haute résistance par la précipitation des phases

CuAl₂ et/ou CuMgAl₂. Les alliages de ce groupe sont caractérisés par de haute résistance à la corrosion et très faible extrudabilité et soudabilité.

Ils sont largement utilisés dans l'industrie de l'aviation et l'espace, mais également comme pièces de machine, boulons et rivets.

La série 7XXX contient les matériaux de haute résistance semblables au l'Al-Cu-(Mg), mais avec le zinc au lieu du cuivre comme élément d'alliage principal. Cependant, le cuivre est ajouté en petite quantité. La haute résistance est due à la précipitation des précipités MgZn₂. Les alliages sans cuivre ont une résistance à la traction légèrement plus forte de celle des alliages de la série 6XXX, mais leur expulsion est légèrement plus mauvaise. D'autre part, ils sont beaucoup moins sensibles à la trempe et il faut refroidir à l'air pour une épaisseur de paroi beaucoup plus grande. Les alliages contenant le cuivre atteignent la plus haute résistance de tous les alliages d'aluminium, excédant l'acier de construction normal. L'expulsion est très pauvre et les alliages ne sont pas soudables au dessous des conditions normales. Les alliages Al-Mg-Zn sont la plupart du temps employés pour des applications structurales dans l'industrie automobile où la haute résistance mécanique est nécessaire. Les alliages Al-Cu-Mg-Zn, d'autre part, sont employés pour les composants soumis à une contrainte particulièrement élevés dans l'industrie d'aviation et d'espace.

5. Système binaire Al-Si

Le silicium est l'élément d'alliage le plus important dans les alliages d'aluminium. C'est d'ailleurs cet élément qui permet de différencier les aluminums de fonderie de ceux de corroyage. La présence du silicium réduit le retrait des pièces en plus d'améliorer la fluidité des alliages, facilitant ainsi le moulage. Toutefois, il rend les alliages plus difficiles à usiner. Un autre avantage indéniable du silicium c'est que pour les alliages hypoeutectiques on peut modifier la répartition (homogénéisation) des particules de ce dernier en le combinant au sodium ou au strontium.

5.1. Les AS - alliages aluminium-silicium, série 40000

Les alliages aluminium-silicium sont parfois appelés silumins ; l'Alpax fait partie de cette famille. Ce sont les plus appropriés à la réalisation des pièces de fonderie. De nombreuses nuances existent, souvent avec adjonction de magnésium et de titane. Certains alliages de cette série contiennent aussi du cuivre, ce qui permet d'associer les propriétés du silicium et du cuivre, et d'obtenir ainsi des alliages ayant de bonnes caractéristiques mécaniques et une très bonne aptitude à l'usinage tout en évitant le principal défaut des AU (série 20000), à savoir le risque de criques.

5.2. Caractéristiques chimiques des principaux AS.

Alliage	-	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	Autres chaque	Autres total	Al
A-S10G	min.	9,00	/	/	/	0,20	/	/	/	/	/	/	/	/	le reste
(43100)	Max.	11,00	0,55	0,10	0,45	0,45	0,10	0,05	/	0,05	0,05	0,15	0,05	0,15	(43100)
AS7G06	min.	6,50	/	/	/	0,45	/	/	/	/	/	0,08	/	/	le reste
(42200)	Max.	7,50	0,19	0,05	0,10	0,70	0,07	/	/	/	/	0,25	0,03	0,10	(42200)
A-S5U3G	min.	4,50	/	2,60	/	0,15	/	/	/	/	/	/	/	/	le reste
(45100)	Max.	6,00	0,60	3,60	0,55	0,45	0,20	0,10	/	0,10	0,05	0,25	0,05	0,15	(45100)
A-S8U3	min.	7,50	/	2,00	0,15	0,05	/	/	/	/	/	/	/	/	le reste
(46200)	Max.	9,50	0,80	3,50	0,65	0,55	1,20	0,35	/	0,25	0,15	0,25	0,05	0,25	(46200)

Tableau I.3 : Les concentrations sont en pourcentage massique. Les valeurs en caractères gras sont celles des éléments caractéristiques de l'alliage concerné.

5.3. Caractéristiques physiques

	A-S10G (43100)	A-S7G06 (42200)	A-S5U3G (45100)	A-S8U3 (46200)
Masse volumique (g/cm ³)	2.65	2.67	2.75	2.73
Intervalle de solidification (°C)	600-555	615-555	620-507	605-507
Coefficient de dilatation (20 à 100 °C) (°C ⁻¹ .10 ⁶)	20.5	21.5	22.0	21.0
Module d'élasticité (MPa)	76000	74000	72000	74000
Conductivité thermique à 20 °C (W/m.°C)	160	160	120	120
Résistivité à 20 °C (μΩ.cm)	4.5	4.0	5.0	5.0
Retrait moyen (%)	1.25	1.25	1.30	1.20
Limite élastique R _{p0,2} (MPa)	180 mini	210 mini	180 mini	90 mini
Limite à la rupture R _m (MPa)	220 mini	250 mini	200 mini	150 mini
Allongement (%)	1.0 mini	1.0 mini	0.5 mini	1.0 mini
Dureté HB	75 mini	85 mini	85 mini	60 mini

Tableau I.4

6. Structure des alliages de fonderie

Cette structure comprend des solutions solides sous forme de dendrites (hypoeutectiques), des eutectiques plus ou moins complexes (binaires, ternaires) et des constituants intermétalliques.

Dans le système Al-Si, les cristaux solides d'aluminium se forment sur les parois du moule (plus froides que le cœur) et croissent vers l'intérieur. Leur composition en Si est inférieure à celle du liquide qui les entoure car la solubilité de Si dans Al décroît avec la température. Donc le silicium est rejeté à la surface des cristaux en cours de croissance et abaisse la température de solidification du liquide à cet endroit par effet cryoscopique (dit

surfusion). Ceci ralentit la solidification car plus de chaleur doit être évacuée pour solidifier le liquide de cette couche.

Mais si un germe du cristal en croissance parvient à traverser cette couche de liquide en surfusion, il se retrouve dans un milieu non enrichi en silicium et peut se solidifier, ce qui est thermodynamiquement favorable. Cette protubérance est instable et croît rapidement, ce qui explique que les cristaux d'aluminium se développent non sous forme de sphères ou d'aiguilles mais sous forme d'arborescences appelées dendrites (figure 1.), dont les bras secondaires sont espacés de quelques dizaines de micromètres, cette distance est appelée espacement des bras de dendrite.

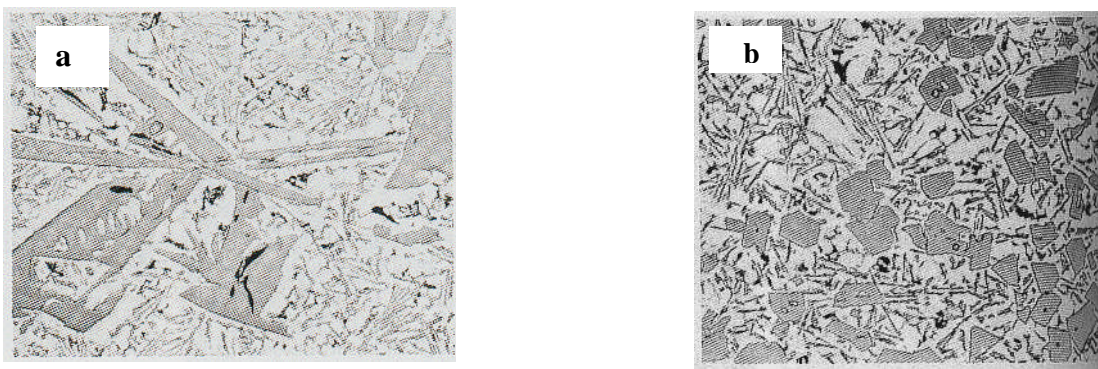


Figure.I.1.1 : Microstructures de l'eutectique Al-Si.

a- avant modification,

b- après modification

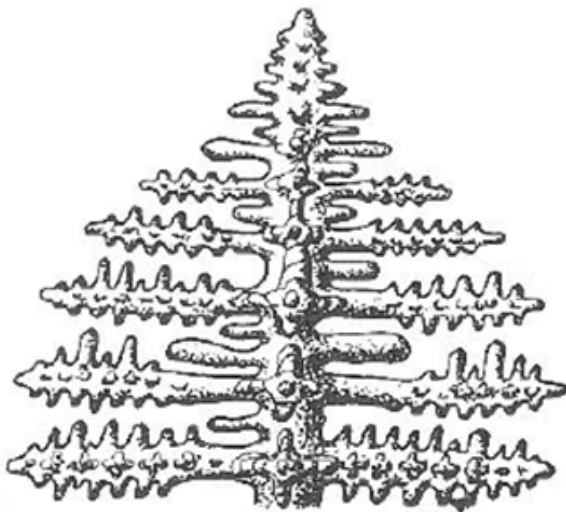


Figure.I.1.2: Schéma d'une dendrite

6.1. Grain, dendrite

Les cristaux de solution solide prennent, au cours de leur croissance à partir de l'état liquide une forme particulière, la forme dendritique.

La dendrite est un monocristal, dont la ramification est plus ou moins importante suivant notamment la proportion d'eutectique de l'alliage et aussi la vitesse de

refroidissement. Dans le cas de l'alliage AlSi7Mg, alliage à forte proportion d'eutectique, les dendrites sont fines et très ramifiées. On caractérise ces ramifications par la dimension ou par l'espacement des bras dendritiques, que l'on observe, par exemple, sur une coupe métallographique. Le grain peut être défini comme le contour de la dendrite : c'est le cristal d'aluminium plus l'eutectique qui l'imprègne.

Dans les alliages qui nous intéressent, ils sont le plus souvent orientés au hasard, et la structure est dite équiaxe. Grains et dendrites sont des éléments structuraux mesurables par métallographie quantitative. Lorsque l'on s'intéresse à la dimension du grain, c'est la structure macrographique que l'on décrit. Cette dimension est liée essentiellement aux phénomènes de germination.

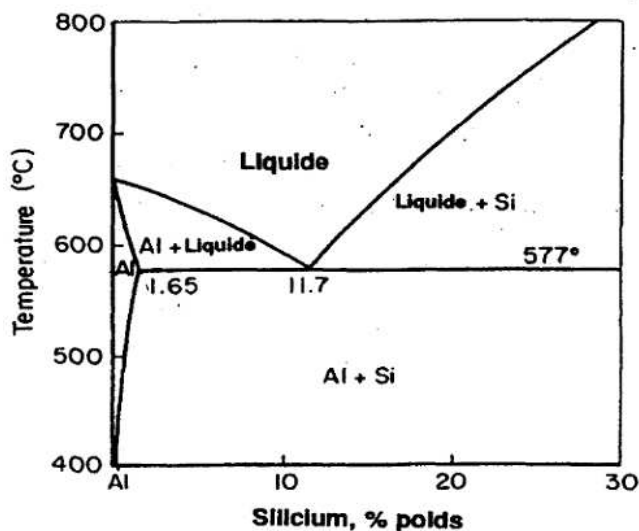


Figure.I.1.3 : Partie du diagramme d'équilibre Aluminium – Silicium

Le système Al-Si forme un alliage eutectique simple avec une solubilité limitée des deux éléments à l'état solide. Le point eutectique se situe à une concentration en poids de 11,7 % de silicium et à une température de 577 °C. Il n'y a aucune formation de phase secondaire (figure 2).

6.2. Eutectique

Dans le cas des alliages aluminium-silicium. Ils contiennent toujours une proportion d'eutectique importante, que l'on retrouve en présence soit de dendrites primaires d'aluminium dans le cas des alliages hypoeutectiques ($Si < 12,6 \%$), soit de cristaux polyédriques de silicium dans le cas des alliages hypereutectiques ($Si > 12,6 \%$). À la composition eutectique de 12,6 %, on observe toujours la présence de fines dendrites primaires d'aluminium ou de cristaux de silicium primaires, selon les impuretés présentes

dans l'alliage. Le caractère irrégulier de cet eutectique, lié à la croissance non couplée de l'aluminium et du silicium, lui confère souvent l'appellation d'eutectique « divorcé ».

À l'échelle macroscopique, l'eutectique aluminium-silicium se présente sous forme de cellules ou « grains eutectiques », visibles sur échantillons métallographiques, ou même sur certaines surfaces de pièces brutes ou usinées. Ces cellules, dont la germination et la croissance suivent des mécanismes encore mal compris, peuvent être de dimensions millimétriques. Leur nombre et leur taille dépendent à la fois des éléments « modificateurs » comme le sodium, le strontium ou le calcium, ou « affinant » comme l'antimoine, et des impuretés comme le phosphore qui favorise la germination du silicium.

7. Classification des alliages d'aluminium

Les premiers alliages qui ont été élaborés étaient les combinaisons binaires aluminium-cuivre. De nos jours, les principales compositions chimiques se répartissent en :

- Alliages binaires : Al-Cu, Al-Zn, Al-Si....etc,
- Alliage ternaires : Al-Cu-Zn, Al-Mg-Si...etc,
- Alliages quaternaires :Al-Mg-Si-Fe, Mg-Ne...etc,
- Alliage complexes : Al-Cu-Ni-Mg-Mn-Ti...etc,

Touts ces alliages se ramènent, en pratique, à un nombre de type que l'on peut classer, selon leurs destinations, dans l'une des groupes suivants :

- 1- Alliages de forge de laminage,
- 2- Alliages de fonderie,
- 3- Alliages élaborés par frittage,

7.1 Alliage de corroyés

Prévus pour l'obtention des demi-produits (Tôles, plaques, feuillards, barres, profilés, tube, ect.) ainsi que pièces de forge et estampées produits par laminage, forgeage et estampage.

Suivant l'amplitude au durcissement par traitements thermiques on distingue :

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

7.2 Alliages frittés :

Élaboration par frittage suivant la méthode de métallurgie des poudres.

7.3 Alliages de moulages (de fonderie) :

Ils sont utilisés en fonderie pour la fabrication des pièces par la coulée du métal liquide dans des moules en sable, c'est la coulée en sable ou des moules métalliques, en acier ou en fonte, c'est la coulée en coquille. Par ce procédé, on peut élaborer des pièces plus aux moins complexes : poignées de manivelles, blocs moteur...etc.

Les alliages de fonderie appartiennent aux trois grandes familles suivantes :

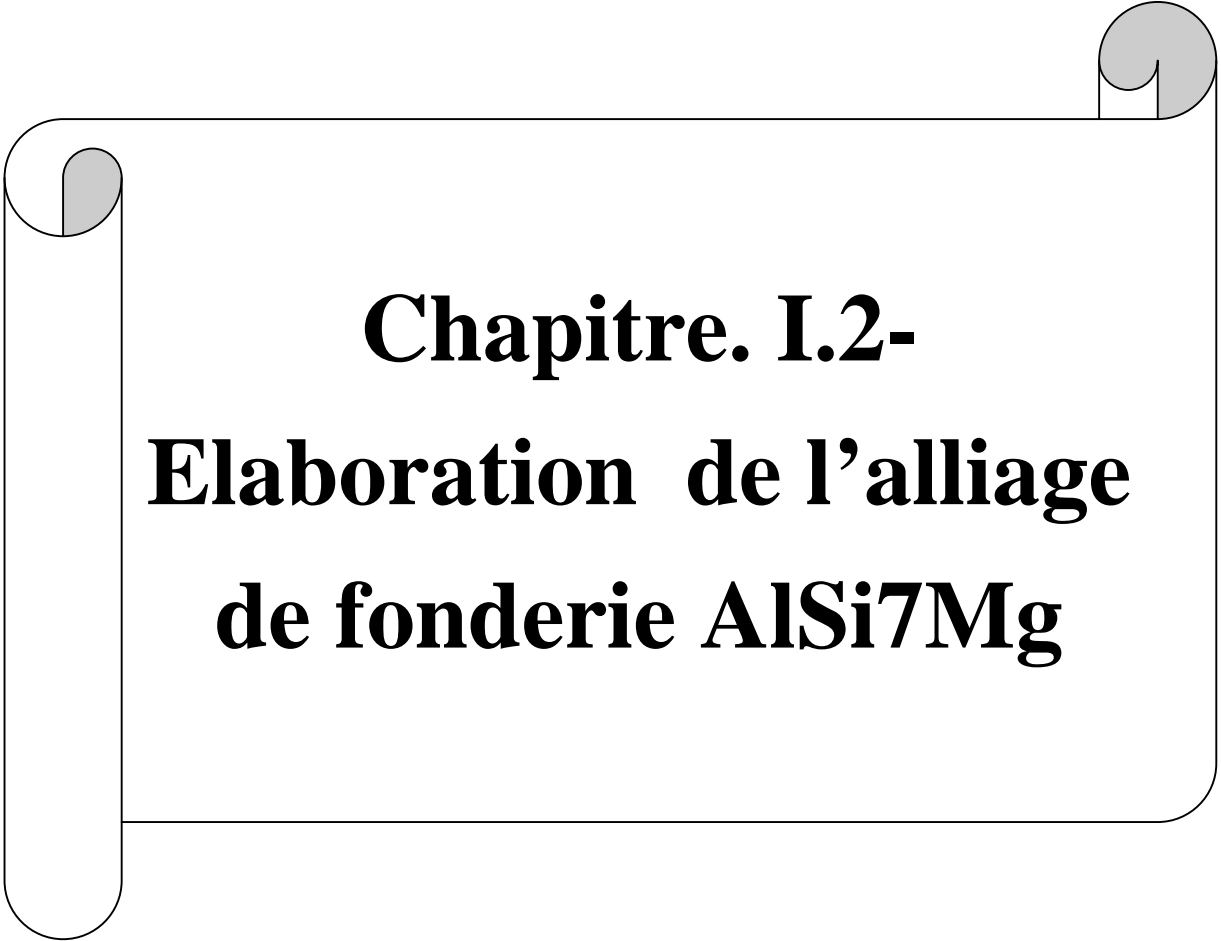
- a. aluminium-silicium (avec ou sans magnésium).
- b. aluminium-silicium-cuivre.
- c. aluminium-cuivre.

Les autres familles sont :

- d. aluminium-magnésium.
- e. aluminium-zinc et divers.

8. Influence des impuretés

Les impuretés contenues dans ces alliages sont importantes car elles modifient, volontairement ou non, les diverses propriétés du matériau. On trouve principalement comme impuretés : le fer : c'est une impureté naturelle du silicium et de l'aluminium. Il fragilise la pièce produite par formation de composés intermétalliques durs et fragiles qui peuvent faciliter l'amorçage d'une fissure par décohésion lors d'une sollicitation mécanique. L'aluminium pur présente certaines propriétés intéressantes, mais pour les améliorer ou pour lui en donner de nouvelles, on lui ajoute des éléments d'alliages. Un des principaux buts recherchés, avec les alliages, est l'augmentation de la résistance mécanique.

A decorative scroll graphic with a black outline and grey shading on the rolled-up ends, framing the text.

Chapitre. I.2-
Elaboration de l'alliage
de fonderie AlSi7Mg

1. Propriétés générales de l'alliage d'aluminium de fonderie AlSi7Mg :

Ce sont des alliages à hautes propriétés mécaniques. La teneur en silicium, moyenne, permet l'obtention d'excellentes propriétés de fonderie, et la teneur en magnésium rend possibles les traitements thermiques T6 ou T64. On peut obtenir ainsi des degrés de durcissement variables et donc des compromis intéressants entre charge de rupture et limite d'élasticité d'une part, et allongement d'autre part. Les alliages Al Si7Mg0,3, et Al Si7Mg0,6, à cause de leur faible teneur en impuretés, sont les deux alliages les plus utilisés pour des applications où l'on recherche d'excellentes propriétés mécaniques associées à des pièces de forme complexe. Citons par exemple les pièces pour l'industrie aéronautique, les roues de voitures, les pièces de suspension, les culasses de moteurs turbo Diesel fortement sollicitées, etc.

2. Caractéristiques

2.1. Caractéristiques mécanique sur éprouvettes normalisées NF-576702 coulées à part.

Mode de coulée	États		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
	KF	Y30	170	90	4	60
Coquille	KT ₆	Y33	260	180	4	80

2.2 Caractéristiques physiques.

Conductibilité thermique à 20°C 0,38 μ th cm / cm² s °C

Résistivité à 20°C 4 $\mu\Omega$ cm² / cm

Coefficient de dilatation entre 20 et 100°C 21,5x10⁻⁶

Intervalle de solidification 610 - 570 °C

Retrait moyen

2.3 Élaboration d'AlSi7Mg (42000)

Le principe de base commun à tous les essais consiste à mettre en fusion un échantillon de l'alliage métallique étudié grâce à un procédé de chauffage par induction. L'éprouvette ainsi obtenue possède une géométrie spécifique au type d'essai mis en œuvre et les structures de solidification sont reproduites de façon à simuler les conditions réelles d'utilisation de l'alliage testé.

Pilotage et spécificité de l'essai de rétreint :

- La cinétique thermique a une influence importante sur les propriétés métallurgiques et mécaniques de l'alliage, elle doit donc être maîtrisée durant tout l'essai. Le contrôlée via un pyromètre et un thermocouple plongé dans le bain liquide.
- La composition chimique de l'alliage reste dans les tolérances prévues.
- Le traitement thermique éventuel soit effectué correctement.
- 42000 peut s'utiliser également sans traitement thermique.

2.4 Composition chimique de l'alliage EN-4200

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

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

Un alliage rentrant dans ces tolérances de composition, convenablement et éventuellement traité thermiquement, donne des éprouvettes ayant les caractéristiques mécaniques de 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 à 7.5	≤0.1	≤0.1	0.25 à 0.40	≤0.3	≤0.05	≤0.05	≤0.05	0.10 à 0.20

2.5 influence des éléments d'alliage sur les propriétés de l'aluminium

L'aluminium non allié a des propriétés mécaniques faibles souvent insuffisantes ; pour son utilisation, on est conduit, pour améliorer ces propriétés, à ajouter des éléments qui modifient, plus ou moins profondément la micro structure de métal.

Les éléments additionnés peuvent être en solution solide de substitution ou peuvent également former des précipités hors solution solide : cohérents, semi cohérents ou incohérents avec la matrice d'aluminium. On réalise ainsi des alliages industriels de composition plus ou moins complexe.

Magnésium

Le magnésium est la base du développement de la résistance et de la dureté lors des traitements thermiques des alliages Al-Si. Il est en général utilisé dans les alliages Al-Si plus complexes qui contiennent du cuivre, du nickel et d'autres éléments dont le but est également de durcir l'alliage. La phase de Mg_2Si qui durcit l'alliage montre une solubilité limite de 0,70 % de magnésium. Au-delà de cette limite, il n'y a pas davantage de durcissement et il peut même survenir un adoucissement de l'alliage. La composition de magnésium habituellement employée pour les alliages de la famille Al-Si varie de 0,070 à 0,40 %.

Silicium

L'effet le plus remarquable du silicium dans les alliages d'aluminium, c'est l'amélioration des caractéristiques de mise en forme (moulage). L'addition du silicium à l'aluminium pur augmente de beaucoup la fluidité, la résistance au craquage à chaud et les caractéristiques de l'écoulement du métal liquide. La composition la plus utilisée dans les alliages d'aluminium de fonderie est d'ailleurs celle de la famille Al-Si. Les alliages commerciaux hypoeutectiques et hypereutectiques ont une proportion de silicium qui peut varier jusqu'à environ 25 % en poids.

En général, la proportion optimale de silicium est déterminée par la procédure de mise en forme. Pour une procédure nécessitant un taux de refroidissement lent (moule de sable ou de plâtre -réfractaire), une proportion de 5 à 7 % est recommandée; 7 à 9 % pour un moule permanent et 8 à 12 % pour un moulage sous pression. Ces recommandations sont basées sur la relation entre le taux de refroidissement, la fluidité et les effets du pourcentage de la phase de silicium eutectique sur le front de l'écoulement du métal liquide. L'addition de silicium réduit également la densité de l'alliage ainsi que

Fer

Le fer accroît la résistance au craquage à chaud et réduit la tendance de l'alliage à se coller ou à se souder aux parois du moule. Or, l'augmentation de la proportion de fer est normalement accompagnée d'une réduction de la ductilité. Le fer réagit pour former plusieurs phases insolubles dans les alliages d'aluminium, les plus communes étant le $FeAl_3$, $FeMnAl$ et $AlFeSi$. Ces phases insolubles ou intermétalliques sont responsables de l'amélioration de la résistance, spécialement à température élevée, même si elles donnent des structures grossières et fragiles. Comme le pourcentage de phases insolubles croît avec l'augmentation de la proportion de fer, les caractéristiques de l'écoulement du métal liquide sont affectées. On doit alors tenir compte de ce facteur lors de la procédure de mise en forme. Le fer participe également à la formation de plaquettes ségréguées avec le manganèse, le chrome et d'autres éléments.

Manganèse

Il sert à augmenter la résistance mécanique à haute température des alliages de fonderie (suite à la formation d'une structure fibreuse) et à réduire le retrait lors de la solidification. Mais, comme ces alliages ne possèdent pas d'opération de durcissement mécanique, le manganèse n'offre pas d'effets bénéfiques pour ces derniers. Certains le considèrent comme une impureté à cause de sa faible solubilité. Cependant, un pourcentage élevé en volume de $MnAl$ dans les alliages contenant plus de 0,5 % de manganèse peut influencer favorablement l'équilibre interne de la pièce après la mise en forme.

Titane

Le titane est ajouté pour raffiner la structure des alliages d'aluminium, notamment pour les pièces moulées en sable ou en coquille (alliages de fonderie). Surtout employé en compagnie du bore, il est nécessaire que le titane soit en excès dans la stœchiométrie du composé TiB_2 pour obtenir un affinage de grain efficace. En moulage sous pression, le taux élevé de refroidissement joue ce rôle. Il contribue aussi à la diminution de la conductivité thermique et de la fluidité, mais il améliore la ductilité, la résistance mécanique et la résistance au craquage à chaud lorsque la quantité utilisée est plus grande que celle qui est requise.

3. Fusion.

3.1 Règle générale de fusion.

Contrôle la température avec un pyromètre régulièrement étalonné. Éviter de dépasser les valeurs prescrites. Éviter toute humidité de quelque origine : Coke, creusets, réfractaire, outils, métal, flux ect.

Régler convenablement les bruleurs.

Éviter l'enrichissement en fer par contacte avec des outils protégés.

3.2 Condition de la fusion

3.2.1 Préparation de la charge- Correction du titre en magnésium.

Il est recommandé d'abord de 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 on magnésium.

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

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

0,1% de magnésium, par rapport a la charge totale, dans les procédés d'affinage 1 et 2 et pour le moulage en sable.

0,04% de magnésium dans les procédés poudre Pacz et sans Aluflux X .

0.06% de magnésium dans les procédés sans poudre Pacz mais avec Alufux X.

L'apport est fait de façon plus précise en utilisant l'AlMg10 en plaquettes.

3.2.2 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 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.

- Processus de l'affinage.

➤ 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.

Écrémer, 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.

Écrémer 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.

Éviter 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.

Écrémer et couler.

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

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.

- 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.

3.2.2.2 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.

3.2.2.3 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.

4 Moulage

4.1 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 piqures et les micro retassures. Le métal doit être peu gazeux.

Le 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.

4.2 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.

5 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)

5.1 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.

5.2 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.

5.3 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.

5.4 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.

5.5 Principaux défauts des pièces traitées

5.5.1 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.

5.5.2 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.

5.5.3 Brulures de trempe.

Une pièce est brulée 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 brulée :

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

5.6 Précautions pour assurer une bonne stabilité dimensionnelle :

5.6.1 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. Éviter 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.

5.6.2 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. (États Y 25 et Y 35).

6 Contrôle des résultats.

6.1 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.

6.2 Défauts types des pièces en AlSi7Mg

Piqures et micro retassures 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.

6.3 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
et microstructure

1. Traitements thermiques des matériaux.

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

1.1. Vieillissement thermique :

Le terme vieillissement désigne l'évolution (généralement défavorable) des propriétés d'un matériau au cours du temps par interaction en volume avec un facteur physique environnant. Bien que la distinction soit parfois difficile, le terme de corrosion désigne plus spécifiquement une dégradation et/ ou une perte de matière par réaction chimique du matériau avec son environnement, réaction qui se produit en surface de la pièce considérée. L'usure est une perte de matière d'origine mécanique, consécutive au mouvement relatif de deux surfaces solides en contact.

Dans plusieurs alliages, une précipitation suffisante survient à la température de la pièce quelques jours après la trempe et les propriétés mécaniques de ces derniers sont convenables pour plusieurs applications. Quelquefois, ces alliages sont vieillis artificiellement pour augmenter la résistance ainsi que la dureté tant chez les alliages corroyés que chez les alliages de fonderie. Les autres alliages qui ont une réaction de précipitation très lente à la température de la pièce doivent toujours être vieillis artificiellement pour qu'on puisse les utiliser. Le vieillissement a pour principal but de modifier les propriétés mécaniques de l'alliage après la trempe. La solution saturée obtenue après la trempe n'étant pas en équilibre, elle a toujours tendance à retourner vers cet état, très lentement à température ambiante et beaucoup plus rapidement à température élevée. Au cours du vieillissement, on remarque dans un premier temps que les propriétés mécaniques augmentent, atteignent un maximum appelé pic de vieillissement (Zone G.P. ou précipités cohérents), puis diminuent jusqu'à l'atteinte de l'équilibre (précipités incohérents). Cela est dû à l'évolution de la taille des précipités et à leur nature.

1.2. Vieillissement naturel :

Les alliages traités thermiquement voient leurs propriétés changées une fois revenus à la température ambiante après leur traitement thermique. Ceci est appelé vieillissement naturel. Le taux de vieillissement change selon le type d'alliage et

également dans un type d'alliage, de sorte que le vieillissement naturel est stable pouvant durer de quelques jours jusqu'à plusieurs années.

1.3. Vieillissement artificiel :

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

2. Traitements thermiques des alliages d'aluminium.

Les alliages d'aluminium susceptible de durcissement structural, alors que le dernier traitement est très important et très spécifique.

2.1. Traitements d'homogénéisation :

Ce sont des traitements comportant un chauffage à température relativement élevée appliqués à certains produits bruts de fonderie ou corroyés et destinés le plus souvent à en faciliter la transformation à chaud ou à froid (filage, étirage, laminage, forgeage). Ils consistent en général en des maintiens de 6 à 48 heures à des températures allant de 450°C à 610°C, qui ont pour but général de dissoudre les phases métalliques en excès et de réaliser une homogénéisation de la composition de la solution solide.

Le corroyage est une opération consistant à déformer un métal avec allongement, généralement, mais non obligatoirement dans un sens privilégié: il est effectué à chaud, à tiède, à température ordinaire et permet par déformation appropriée (forgeage, matricage, laminage, filage...) d'obtenir des produits à la forme désirée. Il est défini par le rapport de corroyage S/s avec :

S : section avant déformation;

s : section après déformation;

Il ne faut pas confondre le corroyage avec l'écrouissage.

L'écrouissage est la modification de l'état structural d'un métal ou d'un alliage résultant d'un corroyage ou d'une déformation plastique localisée à température ordinaire (par fois à tiède). Il est défini par la réduction de section $[(S-s)/S] \cdot 100$. Cette

expression doit remplacer celle du taux d'écrouissage qui correspond au rapport : $[(S-s)/S] \cdot 100$.

2.2. Traitements d'adoucissement :

Ils ont pour but d'adoucir un métal ou un alliage durci par écrouissage ou par trempe structurale. Dans les cas de l'écrouissage, ce sont les traitements de restauration et les recuits de recristallisation. Ces traitements ont des effets semblables à ceux décrits pour l'aluminium.

Seules les températures de traitement sont plus élevées pour les alliages :

➤ Le traitement de restauration est effectué à 200-300°C pendant une à 8 heures; la structure ne se modifie pas, pourtant les caractéristiques mécaniques évoluent d'autant plus que la température est plus élevée et le temps de maintien est plus long. Au niveau atomique il n'y a qu'une réorganisation des dislocations engendrées par l'écrouissage : certains s'annihilent, d'autre se réarrangent au joints et sous joints de grains d'où la malléabilité de l'alliage.

➤ Le traitement de recristallisation est effectué à 300-400°C pendant 0.5 à 3 heures ; les atomes se regroupent suivant des nouvelles directions pour former un petit cristal d'orientation quelconque. Avec le temps de nouveaux atomes viennent s'agglutiner autour du petit cristal jusqu'à ce que les nouveaux grains se rejoignent pour donner la structure macrographique de recristallisation primaire. Si l'on augmente la température ou la durée de maintien, on obtient des structure de recristallisation secondaire à très gros grains. Au contraire, Si l'on stoppe ce traitement de recuit par un temps trop court, on obtient des états partiellement recristallisés.

Dans le cas de la trempe structurale, c'est un recuit de précipitation qui consiste en un chauffage assez prolongé à température comprise entre la température de revenu et la température de mise en solution d'un produit trempé et mûri ou revenu dans le but d'obtenir un adoucissement relativement important par évolution des précipités provenant des constituants de l'alliage.

2.3. Maturation :

Le comportement des alliages lors de la maturation est très variable d'une famille à l'autre. Il peut être également fortement influencé par les températures ambiantes auxquelles sont soumis les produits trempés, températures qui peuvent varier entre - 20 et + 40° C les courbes de maturation à la température ambiante (soit

20°C environ), à 0°C et à – 18°C des alliages 2014, 2024, 6061, 7050 et 7075 sous forme de tôles, la maturation étant caractérisée par l'évolution des caractéristiques mécaniques de traction en fonction du temps de maintien après trempe à la température considérée.

2.4. Trempes :

Le rôle d'une trempe est généralement, à l'inverse des recuits, de permettre d'obtenir des structures hors d'équilibre dans les conditions où on les rencontre, à l'échelle aussi bien cristalline que micrographique.

Les différentes trempes sont fondées sur les principes suivants :

- conserver à plus basse température une phase qui n'est stable qu'à plus haute température et qui, lors d'un refroidissement suffisamment rapide, n'a pas le temps d'évoluer vers la structure d'équilibre ;
- éviter certaines transformations conduisant à des structures d'équilibre, qui n'ont pas le temps de se produire au cours du refroidissement trop rapide, ce qui favorise alors d'autres transformations conduisant à des structures le plus souvent hors d'équilibre.

2.5. Revenus :

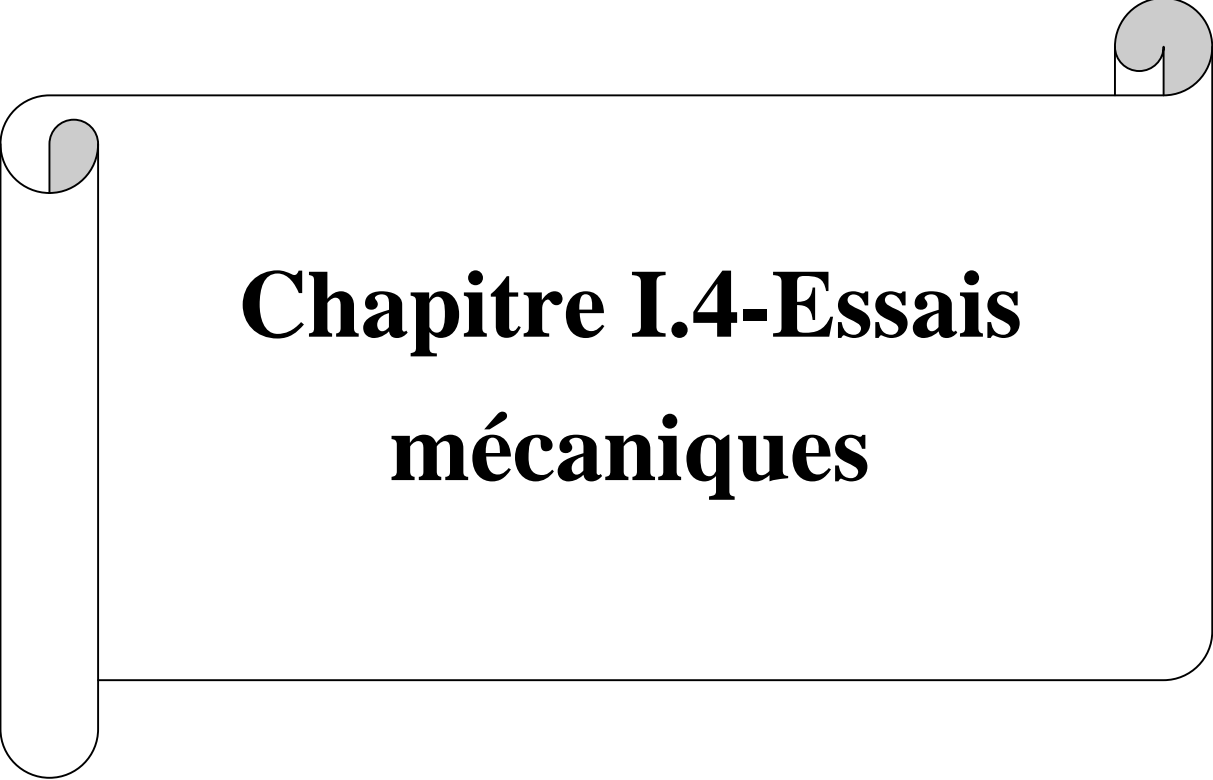
Un revenu a pour rôle essentiel de faire évoluer une structure hors d'équilibre, obtenue par trempe, vers un état proche de l'équilibre. Le revenu s'effectue à température modérée inférieure à la température de trempe et à celle de recuit, pendant des durées limitées. Le plus souvent, il ne permet donc pas d'atteindre l'état d'équilibre obtenu par recuit. La nature des phases obtenues et leur composition sont en général voisines de celles obtenues par recuit, mais la structure micrographique est considérablement plus fine, ce qui, associé au mécanisme particulier d'évolution des phases pendant le revenu, confère aux alliages revenus une résistance mécanique considérablement plus élevée que celle des mêmes alliages recuits. Il existe, comme pour les recuits, des équivalences entre le temps et la température de revenu, que l'on regroupe généralement sous la forme d'une formule définissant un paramètre de revenu fonction de la température et du temps. Tous les couples de température et de temps qui confèrent à ce paramètre la même valeur sont équivalents et correspondent à une même évolution structurale.

Mais un tel paramètre n'est valable que dans un domaine limité de température correspondant à un type particulier d'évolution structurale, celle-ci pouvant être

différente pour des températures de revenu différentes. Suivant l'évolution structurale qui en découle, les revenus ont les buts suivants :

- durcissement par précipitation dans une phase sursaturée (alliages d'aluminium, par exemple) ou par décomposition d'une phase métastable, obtenue par trempe (austénite des aciers, par exemple) ;
- adoucissement d'une phase trop fragile obtenue par trempe (cas de la martensite des aciers au carbone) ;
- relaxation des contraintes résiduelles après trempe, sans évolution structurale.

Après trempe, certaines évolutions structurales peuvent s'effectuer spontanément vers l'état d'équilibre à la température ambiante : c'est le cas de la maturation des alliages d'aluminium ou du vieillissement de certains aciers doux. Une accélération de ces phénomènes peut être obtenue par une légère augmentation de température au cours d'un vieillissement accéléré.



Chapitre I.4-Essais mécaniques

1. Introduction :

Les essais mécaniques sont des expériences dont le but est de caractériser les lois de comportement des matériaux (mécanique des milieux continus). La loi de comportement établit une relation entre les contraintes (pression=force/surface) et les déformations (allongement unitaire adimensionnel). Il ne faut pas confondre une déformation avec un déplacement ou une dilatation.

La mécanique et la thermodynamique des milieux continus constituent les outils théoriques de base de la formulation des phénomènes physique de déformation et de rupture. Pour des raisons fondamentales et pratiques, on modélise séparément chaque grande classe de phénomènes. Discerner d'un point de vue qualitatif les grands types de comportement, tel est l'objet de ce chapitre. La méthode phénoménologique utilisée repose sur l'observation des résultats expérimentaux. On donne donc quelques éléments sur les types d'essai, les machines et les techniques de mesure modernes qui peuvent être utilisés.

La classification schématique qui en résulte permet d'associer à priori à chaque matériau une théorie des seuls phénomènes prépondérants, et ce dans un domaine limité des variables d'état. Outre l'intérêt fondamental, ceci permet de guider le choix de la résistance au niveau de la conception et de simplifier l'estimation de résistance en service au niveau des calculs de structure.

1.1. La méthode phénoménologique globale :

On distingue généralement trois grandes méthodes de formulation des lois de comportement des matériaux :

-l'approche microscopique qui tente de modéliser les mécanismes de déformation et de rupture aux échelles atomique et cristalline ou moléculaire, le comportement macroscopique étant résultat d'une intégration ou d'une moyennisation des variables microscopiques à l'échelle de l'élément de volume de la mécanique.

-l'approche thermodynamique qui introduit un milieu continu homogénéisé équivalant au milieu réel et qui représente les phénomènes physiques microscopique par des « variable internes » macroscopique ;

-l'approche fonctionnelle qui conduit à des lois héréditaires de types intégral faisant intervenir des fonctions caractéristiques des matériaux, exprimées elles aussi en termes de variable macroscopiques.

Aucune des ces trois approches ne permet des identifications directes : les variable microscopique (densité de dislocations, densité de cavités, texture,...) sont difficilement

mesurable, et difficilement utilisable dans les calcul pratique, les potentiels thermodynamiques sont pratiquement inaccessibles au mesures ; les variable interne, par définition, ne sont pas directement mesurable ; les fonctions héréditaire nécessitent la connaissance de toute l'histoire des variables qui pose des problèmes tant d'ordre théorique que d'ordre expérimental.

Nous rappelons que, pour de très nombreux matériaux, le comportement élastique est linéaire, c'est-à-dire que les déformations sont proportionnelles aux contraintes. Les constantes d'élasticité forment une matrice qui permet le passage du tenseur des contraintes $[\sigma]$ à celui des déformations $[\varepsilon]$: $[\sigma] = [C] [\varepsilon]$

Avec $[C]$ matrice des constantes d'élasticité. La matrice inverse $[S]$ est celle des complaisances ou des Souplesses : $[\varepsilon] = [S] [\sigma]$

Dans le cas général, les matrices $[C]$ et $[S]$ comportent 21 éléments distincts. Ce nombre est réduit par les symétries du matériau. Il n'y a plus que deux constantes pour les matériaux isotropes.

2. Élément sur les techniques d'expérimentation et d'identification

Essais caractéristiques :

Les essais classiques de caractérisation se font essentiellement en traction ou en traction-compression simples, à température constante. C'est donc sur eux qu'est fondée la classification des solides réels. L'éprouvette est soumise à une sollicitation axiale (Force ou Déplacement) qui engendre un état de contrainte ou de déformation uniformes dans tout le volume utile ce qui permet de l'assimiler à un élément de volume. Ce qui suit s'applique dans le cas des matériaux isotropes. Quelques indications complémentaires pour les anisotropes.

L'état uniaxial est défini par un état unidimensionnel en contrainte mais bidimensionnel en déformation.

$$\sigma = \begin{pmatrix} \sigma & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \varepsilon = \begin{pmatrix} \varepsilon & 0 & 0 \\ 0 & -\nu^* \varepsilon & 0 \\ 0 & 0 & -\nu^* \varepsilon \end{pmatrix}$$

Ou ν^* est le coefficient de contrainte, égal au coefficient de poisson ν en élasticité.

En élastoplasticité ou élastoviscoplasticité les hypothèses de découplage des déformations élastique et plastique ($\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p$) et d'incompressibilité plastique ($\text{Tr}(\varepsilon^p)=0$) permettent d'exprimer simplement le coefficient de contraction :

$$\begin{pmatrix} \varepsilon & 0 & 0 \\ 0 & -\nu^* \varepsilon & 0 \\ 0 & 0 & -\nu^* \varepsilon \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \varepsilon_e & 0 & 0 \\ 0 & -\nu \varepsilon_e & 0 \\ 0 & 0 & -\nu \varepsilon_e \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} \varepsilon_p & 0 & 0 \\ 0 & -1/2 \varepsilon_p & 0 \\ 0 & 0 & -1/2 \varepsilon_p \end{pmatrix}$$

$$\nu^* = \nu \varepsilon_e / \varepsilon + \varepsilon_p / 2 \varepsilon$$

Ou avec la loi d'élasticité linéaire : $\varepsilon_e = \sigma / E$

$$\nu^* = 1/2 - \sigma / E \varepsilon (1/2 - \nu)$$

2.1. Essai de traction.

Déformation :

La déformation est la propriété qu'a un matériau de se déformer plastiquement, de s'étirer. La ductilité d'un matériau est sa capacité de s'étirer avant de se rompre totalement. Dans l'étude ici présente, la déformation donnée en pourcentage, *est* tout simplement le rapport de l'allongement (AL) sur la longueur initiale (L). On rappelle qu'ici le pourcentage de déformation est utilisé comme mesure de la ductilité des échantillons. Il s'agit presque d'un standard non écrit que plusieurs chercheurs utilisent.

➤ Propriétés de traction :

Les tests de traction sont certes les plus connus au niveau de la résistance des matériaux. Durant les essais de traction, on retrouve principalement trois (3) données particulières qui caractérisent le matériau. Ces données sont la limite élastique, la limite ultime et la déformation (élongation).

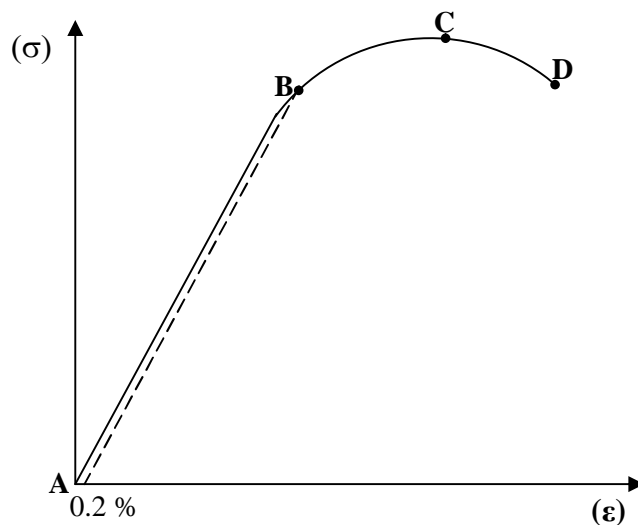


Figure.I.4.1 : Courbe de traction Typique

-Limite élastique (Re, Rp) :

La limite élastique d'un matériau est en quelque sorte la capacité qu'il possède de se déformer de façon temporaire (déformation élastique), c'est-à-dire que ce dernier reprendra exactement sa forme initiale après avoir relâché la contrainte qu'on lui a appliquée. La zone de déformation élastique est représentée par les points AB de la figure 1.

Mathématiquement, c'est le rapport de la force à la fin de la déformation plastique sur la section de l'échantillon. Graphiquement, on peut la définir en traçant une ligne parallèle à AB avec comme origine un point situé à 0,2 % sur l'abscisse (déformation).

$$R_e = F_e / S_0$$

-Limite ultime

La limite ultime d'un matériau est en quelque sorte la capacité qu'il possède de se déformer de façon permanente (déformation plastique), c'est-à-dire que ce dernier gardera sa forme altérée après avoir relâché la contrainte qu'on lui a appliquée. La zone plastique sur un diagramme contrainte/déformation est définie par les points BC sur la figure 1.

Toutefois, à l'atteinte de la déformation plastique maximale il y a bris de la pièce (point D). Mathématiquement, c'est le rapport de la force à la fin de la déformation plastique sur la section de l'échantillon. Graphiquement, c'est le point le plus élevé sur la courbe de déformation plastique.

-Homogénéité : un matériau est homogène s'il possède, en tous points, les mêmes propriétés chimiques et physiques. La plupart des métaux et des alliages sont considérés comme homogènes. Le bois et les composites ne le sont pas, ils sont hétérogènes.

-Déformations : elles résultent et varient avec les charges appliquées sur les objets.

Elles sont mises en évidence par la variation des dimensions, et peuvent être élastiques ou plastiques.

Exemples : allongement, raccourcissement, fléchissement, torsion, glissement.. .

-Isotropie: un matériau est isotrope s'il présente les mêmes caractéristiques mécaniques dans toutes les directions de la matière. Les métaux et les alliages sont généralement isotropes. Les matières plastiques, les matériaux composites et le bois ne sont pas isotropes. Le bois est plus résistant dans le sens des fibres que dans le sens perpendiculaire aux fibres.

-Élasticité : elle caractérise l'aptitude qu'a un matériau à reprendre sa forme et ses dimensions initiales après avoir été déformé. Un ressort, chargé normalement, a un comportement élastique.

- La propriété contraire est la plasticité :

Plasticité : un matériau qui ne reprend pas sa forme et ses dimensions initiales après avoir été déformé est dit plastique. La pâte à modeler a un comportement plastique. La plupart des métaux et des alliages ont un comportement élastique sous charges modérées et plastique sous charges excessives.

-Ductilité : c'est l'aptitude qu'a un matériau à se déformer plastiquement sans se rompre. Elle est caractérisée par l'allongement pour cent A% (plus A% est grand, plus le matériau est ductile.)

-Si $A\% > 5\%$ les matériaux sont considérés comme ductiles.

- Si $A\% < 5\%$ les matériaux sont considérés comme fragiles ou «cassants».

- Z% (striction) et K (résilience) sont également des indicateurs.

La ductilité est une propriété déterminante pour les matériaux devant être déformés à froid (emboutissage, pliage...).

-Malléabilité : cette propriété est identique à la ductilité mais appliquée à la compression. L'aluminium, certains laitons et certains aciers inoxydables sont très malléables ($A\% > 35\%$) et acceptent des emboutissages profonds.

La striction à la rupture notée Z et exprimée en % qui correspond à la réduction de section de la zone de localisation de la déformation (striction) lors de la rupture.

Le **module de Young** E tel que dans un essai uniaxial : $\sigma = E \varepsilon$

Le **coefficient de Poisson** ν tel que dans un essai uniaxial : $\nu = -\varepsilon_2/\varepsilon_1$

Rapport de la déformation radiale ε_2 à la déformation axiale ε_1 ;

Le **module de cisaillement** ou **module de Coulomb** μ (ou G) tel que dans un essai de cisaillement : $\tau = \mu \gamma$

ESSAI DE TRACTION (Norme NF A 03151)

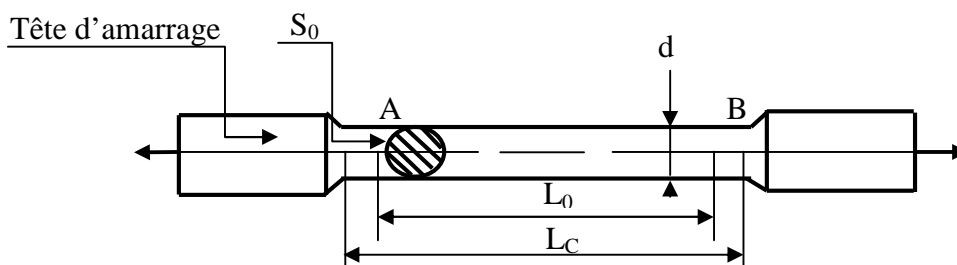


Figure.I.4.2: éprouvette normalisée pour l'essai de traction

Il est réalisé sur une éprouvette moulée cylindrique. Deux repères A et B matérialisent la longueur utile de l'éprouvette (L_0). La section de l'éprouvette « S_0 » obéit à la relation $L_0 = K\sqrt{S_0}$ (L_0 en mm et S_0 en mm²). La valeur de K est différente pour chaque matériau.

- Pour les aciers et les fontes à graphite sphéroïdal : $K = 5.65$
- Pour les fontes malléables : $K = 3$

L_c = longueur calibrée

$L_c = L_0 + 2.d$

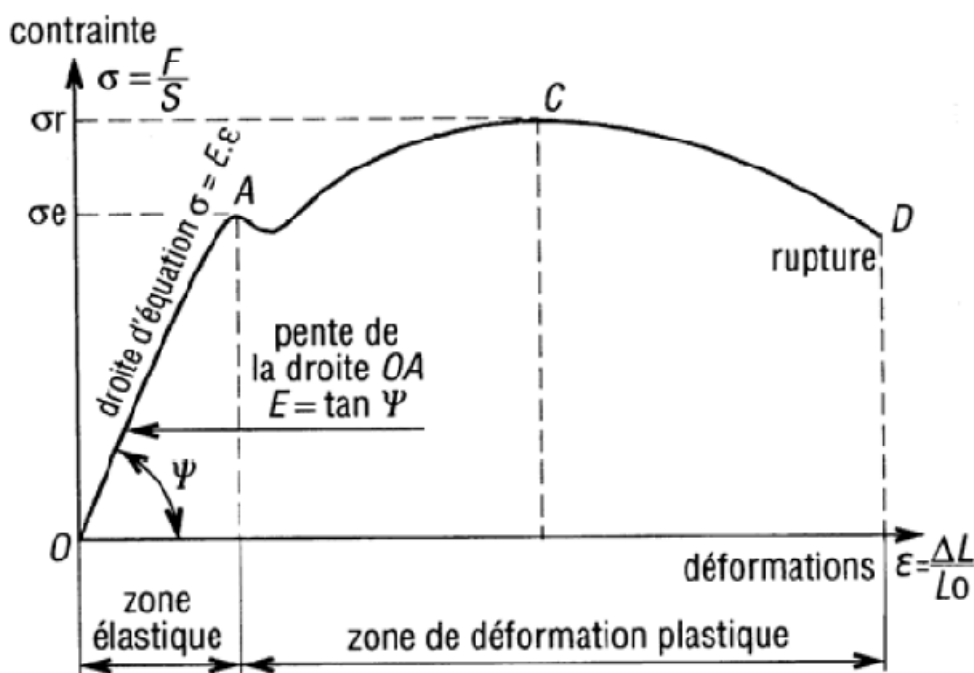


Figure.I.4.3: éprouvette normalisée pour l'essai de traction

Caractéristiques nominales ou apparentes

La forme de la courbe donnant la « contrainte σ » en fonction de « L'allongement unitaire ϵ » de cette éprouvette est donc identique, aux échelles près, à celle enregistrée sur la machine de traction.

En lieu et place de la force maxi « F_m » nous retrouvons la résistance à la rupture σ_r

En lieu et place de la force limite élastique « F_e » nous retrouvons la résistance élastique σ_e . Dans la zone élastique il y a proportionnalité entre la contrainte et l'allongement unitaire (OA est une droite).

L'équation de cette droite est de type « $\sigma = E \cdot \epsilon$ » ou « E » est le coefficient directeur de la droite.

Si « Ψ » est l'angle d'inclinaison de cette droite alors $E = \tan \Psi$.

R contrainte = F Force / S Surface

R_m contrainte maximale avant rupture

R_e limite apparente d'élasticité

ϵ allongement relatif

$$\text{Limite d'élasticité : } R_e = \frac{F_0}{S_0}$$

$$\text{Résistance à la traction : } R_m = \frac{F_m}{S_0}$$

$$\text{Allongement à la rupture : } A\% = 100 \times \frac{(L_f - L_0)}{L_0}$$

Dans cette expression, L_0 et L_f sont respectivement les longueurs initiales et finales après rupture.

$$\text{Striction à la rupture : } Z\% = 100 \times \frac{(S_0 - S_f)}{S_0}$$

Dans cette expression, S_0 et S_f sont respectivement les sections initiales et finales

Module de Young, représenté par la pente de la courbe dans sa partie linéaire :

$$E = \frac{d\sigma}{d\epsilon}$$

$$\text{Coefficient de Poisson : } \nu = \frac{(d_0 - d)/d_0}{(L - L_0)/L_0}$$

La Fig. IV.3 Représente schématiquement trois type de courbe qui correspondent à trois comportements possibles des matériaux : fragile, ductile, élastique non linéaire. Selon AFNOR Les démentions (L_0 et S_0) doivent satisfaire à la relation suivante :

$$L_0 = k\sqrt{S} \quad \text{Avec } k=5.65 \text{ et } L_0 > 20 \text{ mm}.$$

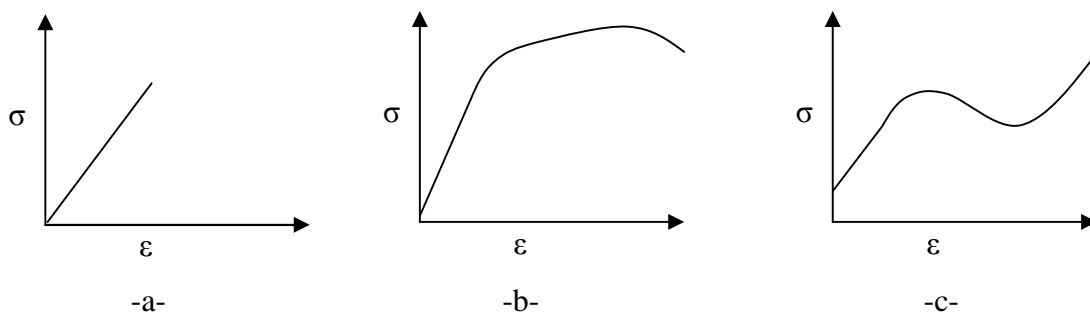


Figure.I.4.4:Comportements caractéristiques en traction. a-fragile, b-ductile, c-élastique non linéaire.

2.2. Essai de dureté :

-Mesures de dureté par pénétration intense.

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

Dans une première approche, on peut relier de manière assez simple la limite d'élasticité R_e avec la surface de l'empreinte : plus l'objet pénétrant s'enfonce, plus la surface S de pression s'agrandit, donc la force F étant constante, plus la contrainte diminue. Lorsque la contrainte n'est plus suffisante pour déformer plastiquement le solide à tester, l'objet pénétrant s'arrête, et on a donc, les valeurs de dureté obtenues grâce aux différents protocoles et dispositifs d'essais indiqués ci-dessous sont cette limite d'élasticité R_e mais les résultats ne sont pas identiques car ces calculs simplifiés prennent en compte la surface de la projection de l'empreinte (comme un disque ou un carré) au lieu de prendre en compte la vraie surface de l'empreinte (comme la surface de la calotte sphérique ou des facettes de l'empreinte pyramidale). Un essai Brinell et un essai Vickers sur la même éprouvette ne donnent pas la même valeur en résultat, mais en ramenant par le calcul la valeur de la force à la vraie surface de l'empreinte (respectivement un calotte sphérique ou une pyramide), on tombe dans les deux cas sur la même valeur qui est la valeur « de pression » du matériau solide.

2.2.1. Principe de l'essai de dureté Brinell :

Dans l'essai proposé par Brinell, le pénétrateur est une bille polie en acier trempé ou en carbure de tungstène. Son diamètre D vaut normalement 10 mm, mais aussi 5 mm, 2,5 mm et 1 mm. Elle est appliquée sur le métal avec une charge F (normalement 3 000 kgf). Après suppression de la charge, elle laisse dans le métal une empreinte circulaire permanente dont on mesure le diamètre d , d'autant plus grand que la bille a pénétré plus profondément dans le métal, donc que celui-ci est moins dur (*figure 1*).

Cette mesure peut se faire à 0,05 mm près à l'aide d'une réglette spéciale dite *réglette Le Châtelier*, soit, beaucoup plus souvent, avec une lunette à oculaire micrométrique d'un grossissement de l'ordre de 20. La dureté s'exprime par le rapport de la charge F à la surface S de la calotte sphérique imprimée dans le métal :

$$HB = \frac{F}{S} = \frac{2 \times 0.102 F}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

Avec F (N) charge,
 D (mm) diamètre de la bille,
 d (mm) diamètre de l'empreinte.

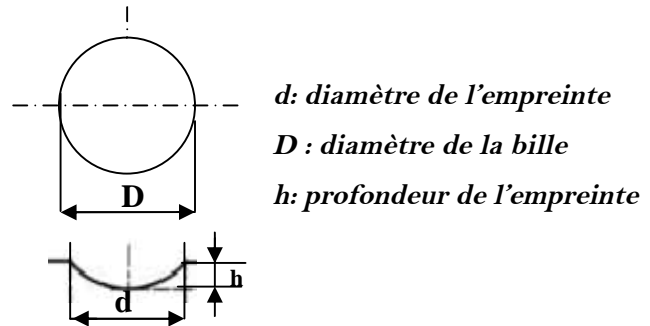


Figure.I.4.5

- Précautions opératoires

L'exécution de l'essai Brinell demande une surface plane, usinée ou meulée. Son état de surface doit permettre une lecture aisée du diamètre de l'empreinte : plus ses dimensions seront faibles, plus l'état de surface devra être soigné. On applique la charge normalement à la surface et sans choc, en la faisant croître progressivement, de manière à atteindre en 15 s

la charge fixée. On la maintient pendant 10 à 15 s, on décharge et l'on mesure le diamètre de l'empreinte. Cette précaution est introduite en raison des possibilités de fluage sous charge des métaux. On vérifie que l'empreinte est parfaitement circulaire en mesurant deux diamètres perpendiculaires. Si l'empreinte n'est pas circulaire, ce qui pourrait arriver si la surface n'était pas plane (surface cylindrique, par exemple), la mesure que l'on ferait en prenant le grand

axe de l'ellipse n'aurait aucune signification réelle. L'empreinte peut entraîner une modification de la planéité du métal, pouvant fausser la mesure.

2.2.2. Essais de dureté Rockwell :

L'essai consiste à mesurer l'enfoncement rémanent d'un pénétrateur, appuyé sous faible charge sur la surface à essayer, après application d'une surcharge dans des conditions bien précisées (figure 2). L'essai se ramène à une mesure de longueur, exprimée en unités

Correspondant chacune à 0,002 mm.

-Le pénétrateur appliqué sur la surface de la pièce avec une précharge F_0 , il descend alors à un niveau qui sert d'origine aux mesures de profondeurs ultérieures ;

-Une surcharge F_1 est appliquée, pour atteindre la valeur de la charge totale d'essai F , le pénétrateur descend ;

- la surcharge est retirée, entraînant une légère remontée du pénétrateur en raison de la disparition d'une partie élastique de la déformation ;

-On mesure alors à l'aide d'un comparateur l'accroissement h de la profondeur de pénétration, entre le début et la fin de l'essai sous précharge F_0 .

A partir de la valeur de h est déduit le nombre appelé « dureté Rockwell », Selon la formule :

$$\text{Dureté Rockwell} = N - \frac{h}{S}$$

Selon l'échelle de la dureté Rockwell

$N=100$ ou 130 et $S=0.002$ ou 0.001

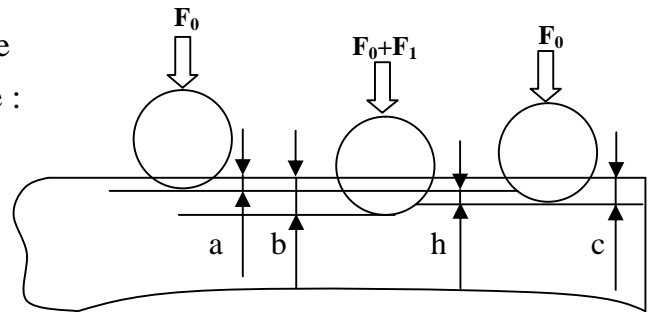


Figure.I.4.6–Principe de l'essai Rockwell avec bille

2.2.3. Essais de dureté Vickers

Le principe est le même que celui de l'essai Brinell, mais le pénétrateur est, dans ce cas, une pyramide de diamant à base carrée ; l'angle entre deux faces opposées est de 136° , choisi pour avoir une correspondance avec l'échelle de dureté Brinell. L'avantage d'un pénétrateur pyramidal (comme d'un pénétrateur conique) est que la loi de similitude est automatiquement respectée et, quand on fait varier la charge, on obtient des empreintes géométriquement semblables entre elles, donc des valeurs identiques pour la dureté. De plus, l'avantage du diamant est l'absence de déformation du pénétrateur quand on mesure des duretés élevées. Le diamant laisse une empreinte carrée et l'on mesure la longueur de la diagonale de l'empreinte (ou la moyenne des deux diagonales) à $0,002$ mm près, grâce à un microscope micrométrique (grossissement 120) lié à la machine, et pouvant venir automatiquement se placer au-dessus de l'empreinte. La dureté Vickers HV est le quotient de la charge d'essai F (49, 98, 196, 294, 490, 784, 980 N) par l'aire de l'empreinte de diagonale d , c'est-à-dire :

$$Hv = \frac{2 \times 0,102 F \sin \left(\frac{136^\circ}{2} \right)}{d^2}$$

$$\text{Soit } Hv = 1,8544 \times 0,102 F / d^2$$

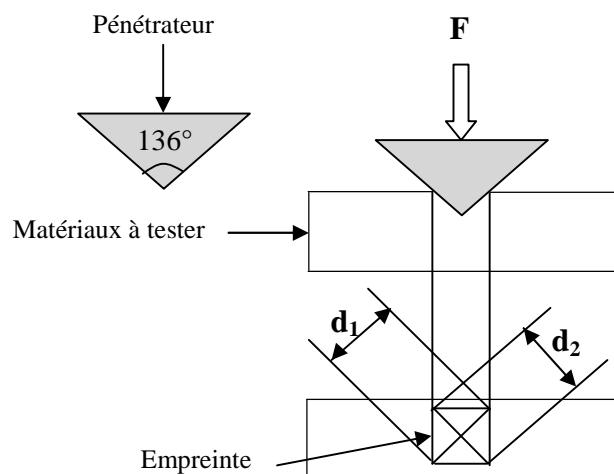


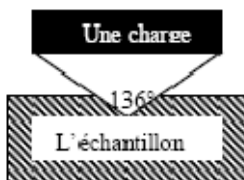
Figure.I.4.7 : Principe de l'essai Vickers

2.2.4. Microdureté Vickers :

Analogue à un essai Vickers, elle s'effectue sous une charge de quelques grammes à quelques centaines de grammes.

Le microduromètre utilisé comporte une colonne de microscope optique en réflexion, qui permet de viser la zone souhaitée sur un échantillon poli ; le pénétrateur Vickers est ensuite placé dans l'axe optique pour effectuer l'essai, puis le microscope permet de mesurer

L'indenteur a une forme pyramidale avec un angle 136°



L'empreinte



La base carrée de l'empreinte, d est le moyen de d_1 et d_2 ,
 $d = (d_1 + d_2) / 2$

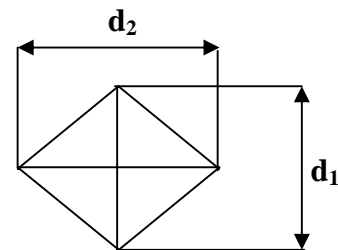


Figure.I.4.8: Indenteur et l'empreinte d'indentation.

Les diagonales de l'empreinte (de quelques microns à quelque dizaines de microns).

La surface latérale S de l'empreinte peut s'exprimer en fonction de la diagonale d de la base carrée de la pyramidale de l'empreinte après suppression de la charge :

$$S = d^2 / 2 \cdot \sin(68^\circ), \text{ d'où } H_v = 0.1891 \times F/d^2 \iff H_v = 1.854 \times P/d^2$$

-Précautions opératoires

— Les empreintes étant petites, les irrégularités de la surface prennent une importance plus grande encore que dans les essais précédents, particulièrement pour les fortes duretés et les faibles charges ; un polissage aussi parfait que possible est désirable (surface rectifiée ; papier à polir en émeri 00 ; polissage micrographique l'alumine). Dans le cas où l'essai porte sur une surface courbe, les normes indiquent les corrections à effectuer.

— La distance entre le centre d'une empreinte et le bord de la pièce ou les côtes d'une autre empreinte ne doit pas être inférieure à 2,5 fois la diagonale. L'épaisseur de la pièce doit être supérieure à 1,5 fois la diagonale de l'empreinte.

— La pièce doit reposer sur le support de façon régulière et uniforme.

— L'état du diamant doit être fréquemment vérifié

3. Fatigue.

La capacité d'un métal à résister à une charge de façon alternative est une propriété essentielle pour plusieurs pièces. Il est donc impératif d'avoir des pièces coulées de bonne qualité, car des défauts particulièrement en surface pourraient être à l'origine de fissures causant le bris de la pièce. On peut penser à une suspension automobile qui est soumise à des chocs répétitifs et d'intensité variable. Ce sont les ressorts de la suspension qui travaillent en fatigue; ces derniers ont une résistance presque infinie. Cet exemple, quoi qu'un peu extrémiste, donne une bonne idée de ce que peut être la fatigue dans un matériau.

3.1. Définition :

D'un point de vue plus scientifique, la fatigue comme étant le résultat d'un changement progressif, permanent et localisé de la structure et se produit dans les matériaux qui sont sujets à une fluctuation de contraintes. Les fractures en fatigue sont causées par l'action simultanée de contraintes cycliques et élastiques et de déformations plastiques. S'il manque un des ces trois éléments, il n'y aura pas d'initiation ni de propagation de la fissure.

Habituellement, la rupture en fatigue d'un matériau se fait en trois (3) étapes. Premièrement, il doit y avoir initiation de la fissure. Cette initiation débute normalement à partir d'un défaut de surface. Il est donc primordial que lors des essais en laboratoire, le fini de surface soit quasi parfait. Dans un article, Caceres et al affirment que la performance en fatigue d'un alliage Al-Si7-Mg est déterminée par les défauts de moulage tels les films d'oxyde ou la porosité, plutôt que par les effets de la microstructure auxquels sont associées la taille et la forme des particules eutectiques de silicium. La deuxième étape est la propagation de la fissure. C'est à ce niveau que se fait la différence entre un matériau ayant une bonne résistance en fatigue et un autre non résistant. On évalue la propagation par le taux de croissance de la fissure dans le matériau jusqu'à l'atteinte de la section critique.

Finalement, la troisième et dernière étape est celle de la rupture. À ce point, la section restante attachée à la pièce a atteint une section critique, c'est-à-dire la section minimale pour résister à la force appliquée et dès lors, la rupture se produit instantanément.

Nous pouvons voir ces trois étapes sur une pièce rupturée en fatigue, dans la figure ci-dessous.

Appareil et échantillons

Pour faire des tests en fatigue, nous pouvons utiliser des échantillons plats normalisés tel l'échantillon de tension fendu au centre ou le type compact en « U », ou encore des échantillons circulaires (figure 1). D'ailleurs, il existe différents appareils de laboratoire pour effectuer des tests en fatigue.

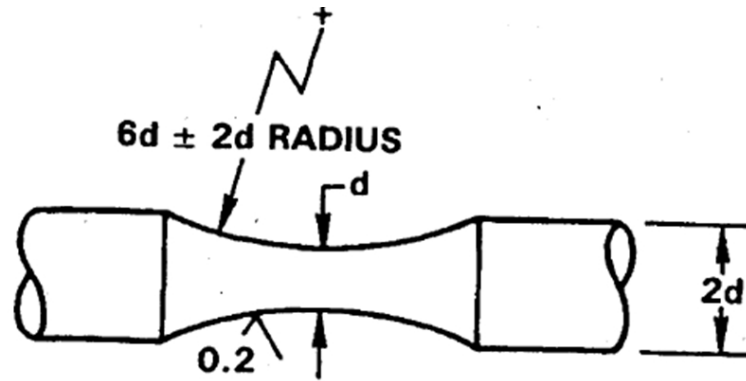


Figure.I.4.9: Échantillon de fatigue standard

3.2. Domaine de l'endurance.

Dans les essais d'endurance on cherche à déterminer la limite de fatigue ou la durée de vie à rupture, ou encore la contrainte correspondant à un nombre de cycles donné sans rupture. Différents facteurs conditionnent l'initiation des fissures de fatigue et, par suite, la limite de fatigue.

-Influence de la nature de la sollicitation : comme pour tous les matériaux, la résistance à la fatigue des alliages d'aluminium peut varier en fonction du type d'effort : par exemple, en flexion rotative ou en flexion plane alternée, la résistance à la fatigue peut être de 20 à 30 % supérieure à celle obtenue par traction compression. De même, en torsion alternée, les résultats sont inférieurs de 35 à 45 % par rapport à ceux de la flexion alternée rotative.

-Influence de la contrainte moyenne : dans les essais asymétriques, la contrainte alternée σ_a admissible diminue lorsque la contrainte moyenne σ_m augmente : pour les alliages d'aluminium, la décroissance de σ_a en fonction de σ_m est relativement faible à 10^8 alternances, tout au moins tant que σ_m reste inférieure à 50 % de la limite d'élasticité, elle peut s'exprimer par la relation :

$$\Delta \sigma_a = -0.15 \Delta \sigma_m$$

-Influence de la sévérité des accidents de forme et effet d'entaille : Le facteur de forme et, en particulier, l'effet d'entaille sont généralement caractérisés par le coefficient

de concentration de contrainte théorique élastique K_t . On peut admettre, dans le cas des alliages d'aluminium, que l'égalité ci-après est assez bien vérifiée

$$K_t = \frac{\text{limite de fatigue sur éprouvette lisse (Kt=1) à n cycle}}{\text{limite de fatigue sur éprouvette entaillée à n cycle}} \quad \text{à condition que } K_t < 3.$$

3.3. Facteurs métallurgiques.

L'état thermique, l'état structural, le taux de corroyage, la direction d'application des contraintes sont autant de facteurs susceptibles d'influencer la limite de fatigue. Par exemple, la limite de fatigue à 10^8 cycles en flexions rotatives alternées de l'alliage 2014-T6 filé peut passer de ± 147 MPa si l'alliage est recristallisé à ± 176 MPa si l'alliage présente une texture non recristallisée avec effet de presse (les contraintes étant appliquées dans la direction du filage).

-Facteurs liés à l'état de surface :

Une finition grossière à l'usinage a une influence défavorable sur la résistance à la fatigue. Au contraire un traitement de grenailage est bénéfique car il améliore l'état de surface et crée des contraintes de compression. Les protections et revêtements de surface peuvent avoir des effets très variables. Une couche superficielle dure et fragile obtenue soit par dépôt électrolytique (chromage ou nickelage), soit par anodisation dure abaisse la résistance à la fatigue. Le besoin de matériaux plus légers, dans le domaine de l'automobile par exemple, nous amène à remplacer l'acier par l'aluminium. L'alliage Al-7Si-Mg est un bon candidat compte tenu de ses propriétés autant physiques que mécaniques. Cependant, le problème avec les aluminiums coulés c'est la présence de nombreux défauts de surface (pores, rugosité, film oxydé, ...). Évidemment, ces défauts peuvent se traduire par un problème de résistance en fatigue.

-Influence des défauts de surface et internes sur la fatigue des aluminiums :

Les défauts de surface et internes comme par exemple la porosité ont une influence directe sur la résistance en fatigue des alliages d'aluminium. Dans la section qui suit, quelques articles relatifs à ce sujet sont résumés de même qu'il sera question de l'origine de ces défauts et de leur propre impact en fatigue.

3.4. Évaluation de la vie en fatigue des alliages avec des défauts de coulée :

Les défauts de coulée représentent un gros problème pour les alliages. Ces défauts sont particulièrement nuisibles quand on parle de fatigue des matériaux. Ils peuvent être causés entre autres par la présence de soufflures ou pores, fruit d'une diffusion incomplète de l'hydrogène dans le mélange, ou encore par la présence de retassures

4. Essai de flexion par choc sur éprouvette entaillée Charpy.

L'essai de flexion par choc sur éprouvette entaillée Charpy a pour but de mesurer la résistance d'un matériau à la rupture brutale. Il est fréquemment appelé essai de résilience Charpy ou même essai Charpy. Il porte le nom de l'ingénieur français Georges Charpy (1865-1945) qui en fut un des principaux théoriciens et promoteurs. Il mit en particulier au point la machine qui permet de réaliser l'essai et qui est appelée Mouton Charpy.

4.1. Principe de l'essai :

L'essai est destiné à mesurer l'énergie nécessaire pour rompre en une seule fois une éprouvette préalablement entaillée. On utilise un mouton-pendule munit à son extrémité d'un couteau qui permet de développer une énergie donnée au moment du choc. Cette énergie est classiquement dans le cas de la norme européenne de 300 joules.

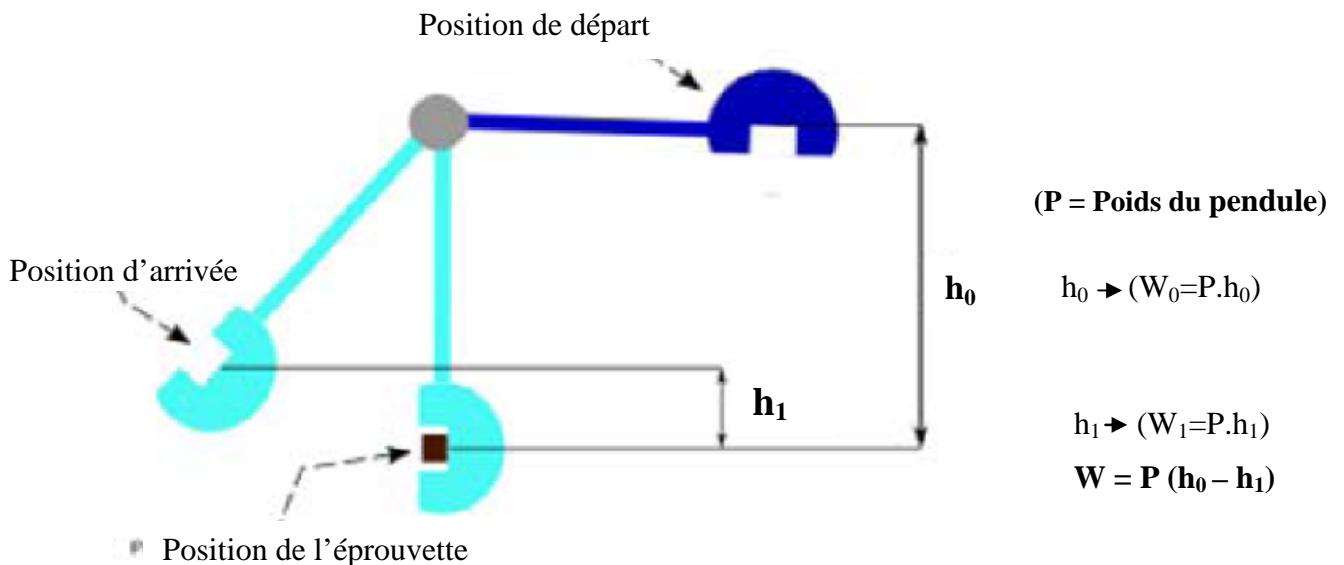
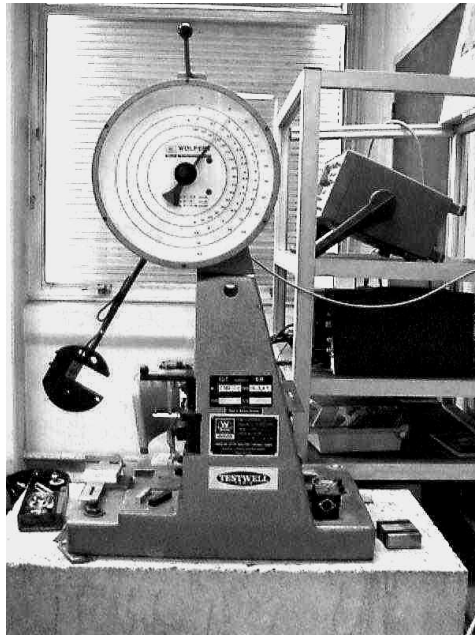


Figure.I.4.10: Essai CHARPY

- Au départ, le pendule est placé à une hauteur paramétrée qui devra délivrer une énergie normalisée de 294 Joules (si l'on tient compte de la gravité de $9,81 \text{ m/s}^2$)
- Le pendule est libéré, ce qui grâce à son propre poids, provoquera un choc. L'éprouvette encaissera une partie du choc, mais sera brisée.
- Le pendule continuera dans son élan jusqu'à une certaine hauteur, ce qui permettra de mesurer l'énergie absorbée par l'éprouvette.



-L'énergie absorbée est calculée grâce à
 $W = P (h_0 - h_1)$ (P en N)

L'énergie absorbée est obtenue en comparant la différence d'énergie potentielle entre le départ du pendule et la fin de l'essai.

Figure.I.4.11: dispositif CHARPY

La machine est munie d'index permettant de connaître la hauteur du pendule au départ ainsi que la position la plus haute que la pendule atteindra après la rupture de l'éprouvette.

L'énergie obtenue (en négligeant les frottements) est égale à :

$$W = m \cdot g \cdot h_0 - m \cdot g \cdot h_1$$

m : masse du mouton-pendule

g : accélération de la pesanteur (environ 9.81 m.s⁻²)

h₀ : hauteur du mouton-pendule à sa position de départ

h₁ : hauteur du mouton-pendule à sa position d'arrivée

Mouton-pendule et des hauteurs à prendre en compte pour le calcul de l'énergie absorbée.

Calcul de la résistance en KCV :

$$KcV (J/cm^2) = W/S \quad \text{Avec : } W \text{ en Joules et } S \text{ en cm}^2$$

4.2. Forme des éprouvettes

-Eprouvette CHARPY U :

Une éprouvette est un barreau usiné de section carrée de 10 mm de côté et dont la longueur est 55 mm. L'entaille de 2 mm de largeur et de 5 mm de profondeur se termine par un fond cylindrique de 1 mm de rayon. La résilience est alors mesurée et précisée selon le symbole Kcu.

-Eprouvettes CHARPY V :

Pour un essai avec une éprouvette Charpy V, l'éprouvette sera entaillée en V de 2 mm de profondeur et avec un angle de 45° dont les dimensions sont les mêmes que pour les éprouvettes Charpy U. On précise par le symbole Kcv l'essai de résilience en V.

Différentes types d'éprouvettes CHARPY V :

Normales (55x10x10) : Surface de rupture : 0,8 cm²

Réduites (55x7,5x10) : Surface de rupture : 0,6 cm²

Réduites (55x5x10) : Surface de rupture : 0,4 cm²

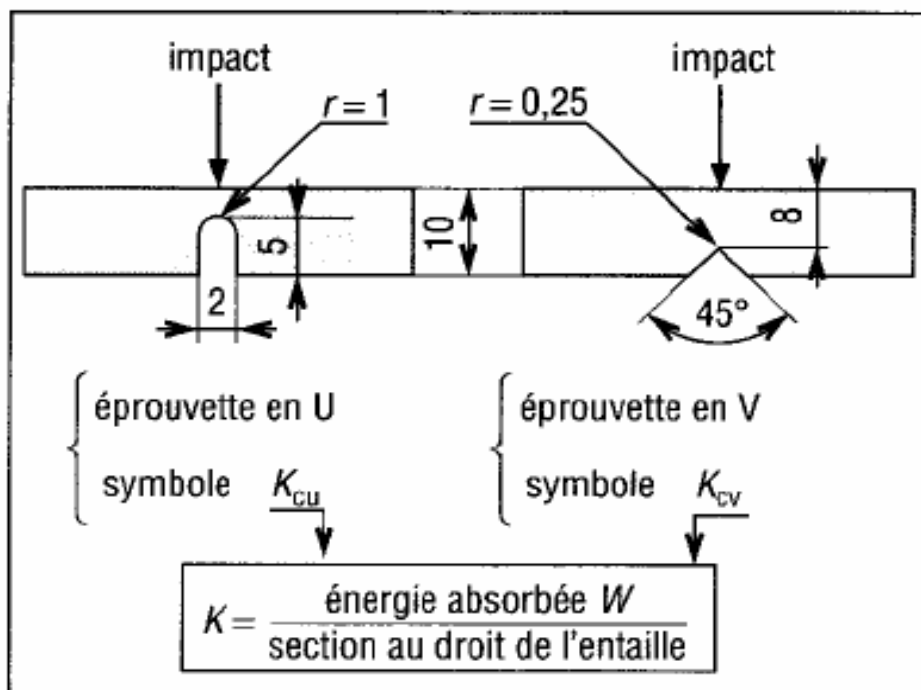


Figure.I.4.12: Forme des éprouvettes

4.3. Températures pour les essais de résilience :

Généralement les essais sont réalisés à température ambiante (20°C) et à des températures inférieures à 0°C. Des gaz ou liquides sont utilisés pour abaisser les températures des éprouvettes si nécessaire (alcool, fréon, azote liquide) Pour la résilience Charpy V(KcV), plutôt utilisée pour des températures inférieures à 0°C, aujourd'hui tends à se développer même à température ambiante.



**Chapitre I.4-Défauts
Cristallins**

Chapitre 1.5 : Les défauts cristallins

1. Les Défauts Cristallins : [1]

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

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

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

1.1. Les défauts ponctuels : (Figure .1) [1]

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

Ces défauts correspondent à 4 situations :

1.1.1. lacune : (1)

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

1.1.2. Atome auto interstitiel : (2)

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

1.1.3. Atome étranger en substitution : [3]

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

1.1.4. Atome étranger en insertion :(4)

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

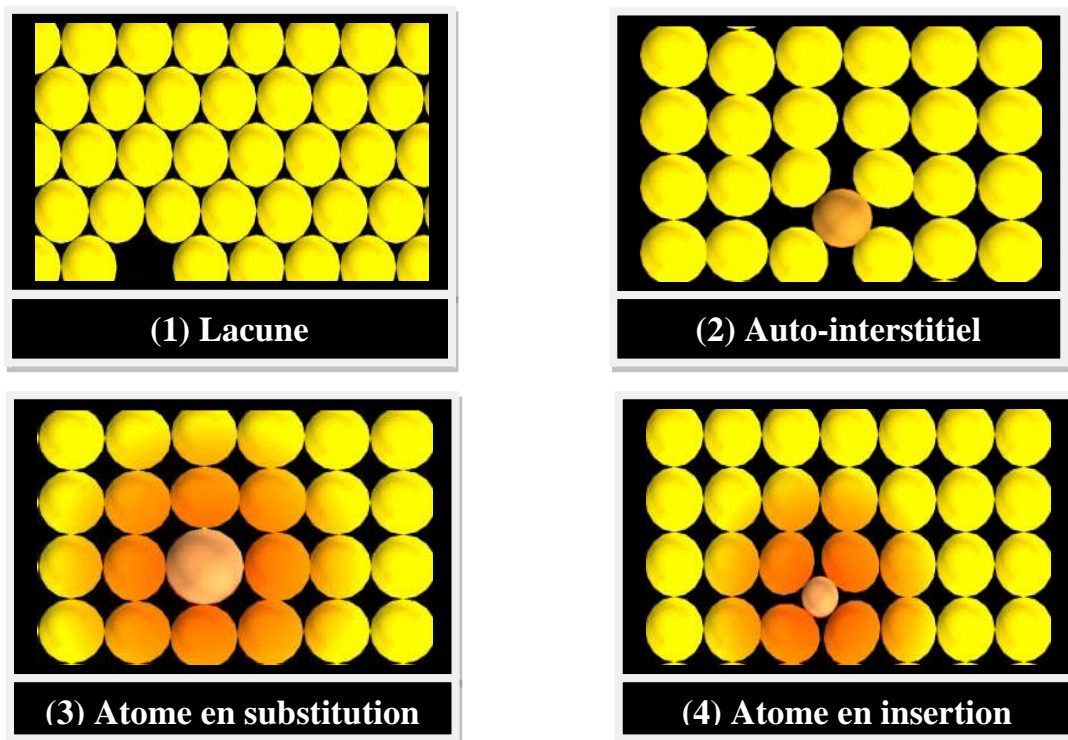


Figure 1.1 : Types de défauts ponctuels dans un cristal.

1.2. Défauts linéaires (dislocations) :

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

A un instant donné, on peut définir une frontière entre la partie du plan qui a déjà glissé et la partie du plan qui est encore « intacte », cette frontière correspond à un défaut linéaire appelé dislocation. Il faut essentiellement distinguer trois types de dislocation : Les dislocations coin, dislocations vis et dislocation mixte (Figure 1.2).

1.2.1. Dislocation coin :

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

1.2.2. Dislocation vis :

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

1.2.3. Dislocation mixte :

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

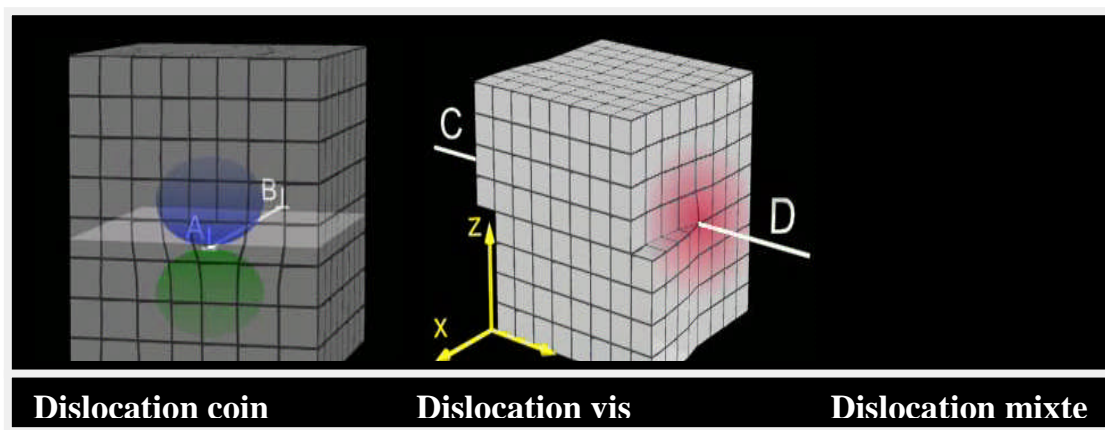


Figure 1.2 : Défauts linéaires (dislocations).

1.2.4. Le vecteur de Burgers : [1]

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

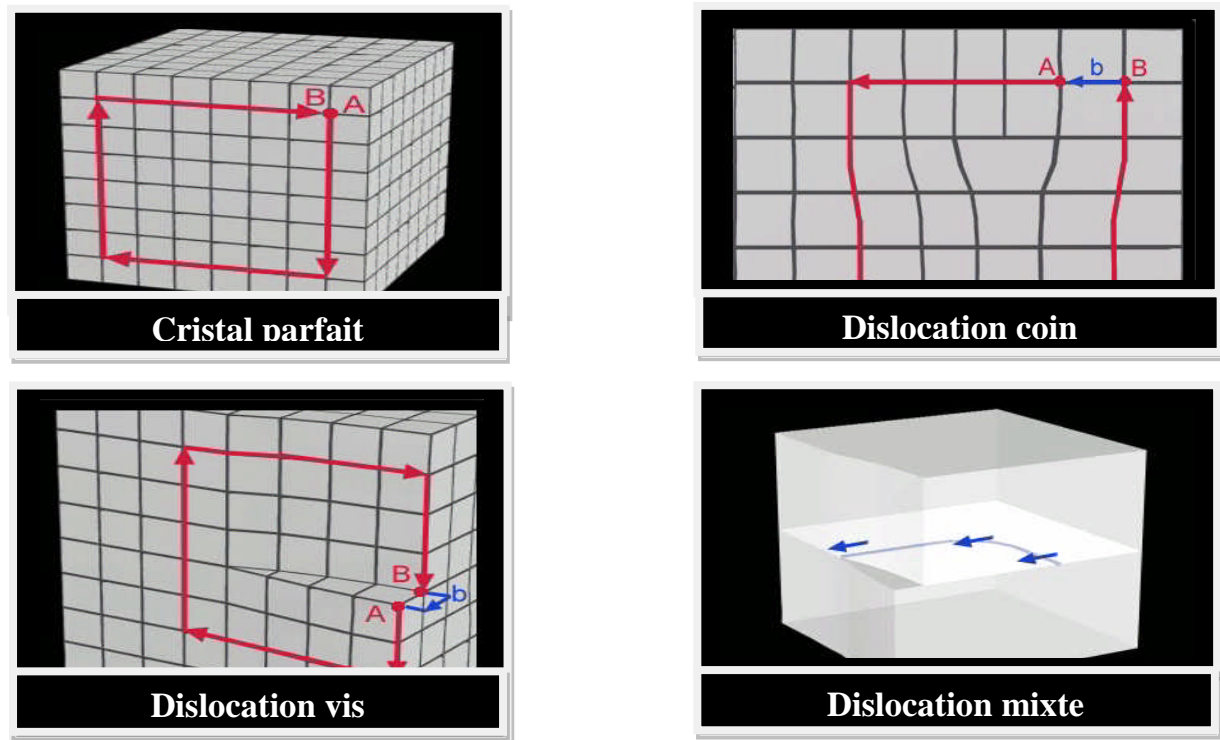


Figure 1.3 : Représentation du vecteur de Burgers b .

1.3. Défauts à deux dimensions (défauts surfacique) :

1.3.1. Les joints de grains : [7]

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

Les surfaces d'accolement des grains adjacents sont des *joint 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.

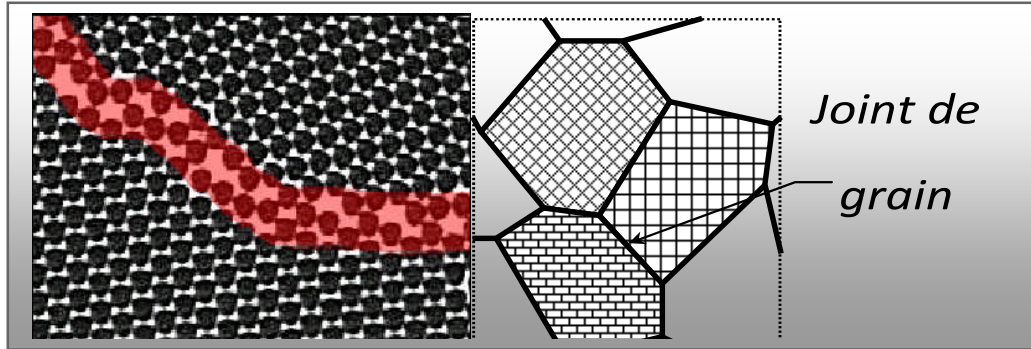


Figure 1.4 : Défauts surfacique : Joints de grains.

1.3.2. Macle :

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

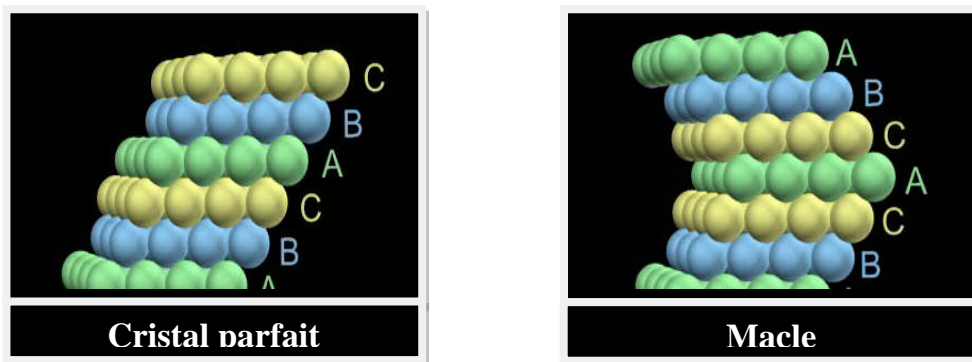


Figure 1.5 : Défauts surfacique : Macle.

1.4. Défauts à trois dimensions (défauts volumiques) :

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

1.4.1. Les pores : (Figure 1.6)

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

- La taille.
- La morphologie.

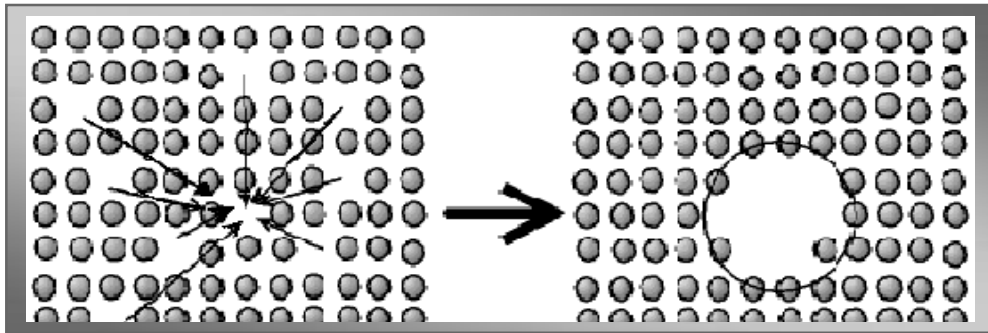


Figure 1.6 : Représentation schématique d'un pore.

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 gazeuses.

1.4.3. Les précipités : [1,3]

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

a) Les précipités cohérents :

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

b) Les précipités semi-cohérents :

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

c) Les précipités incohérents :

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

La figure 1.7 montre ces trois types de précipités.

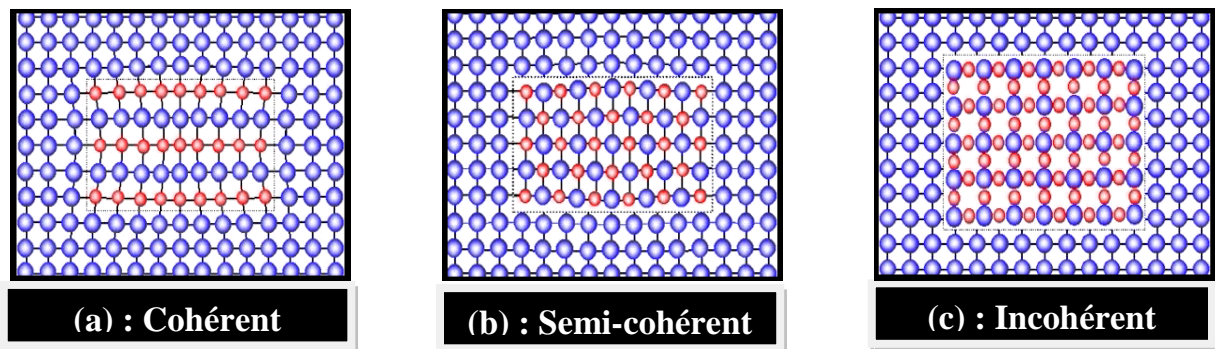


Figure 1.7 : Différents précipités.

2.1a Diffusion :**2.1. Définition :**

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

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

2.2. Mécanismes de la diffusion :

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

On distingue généralement 4 types de mécanismes de diffusion des atomes :

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

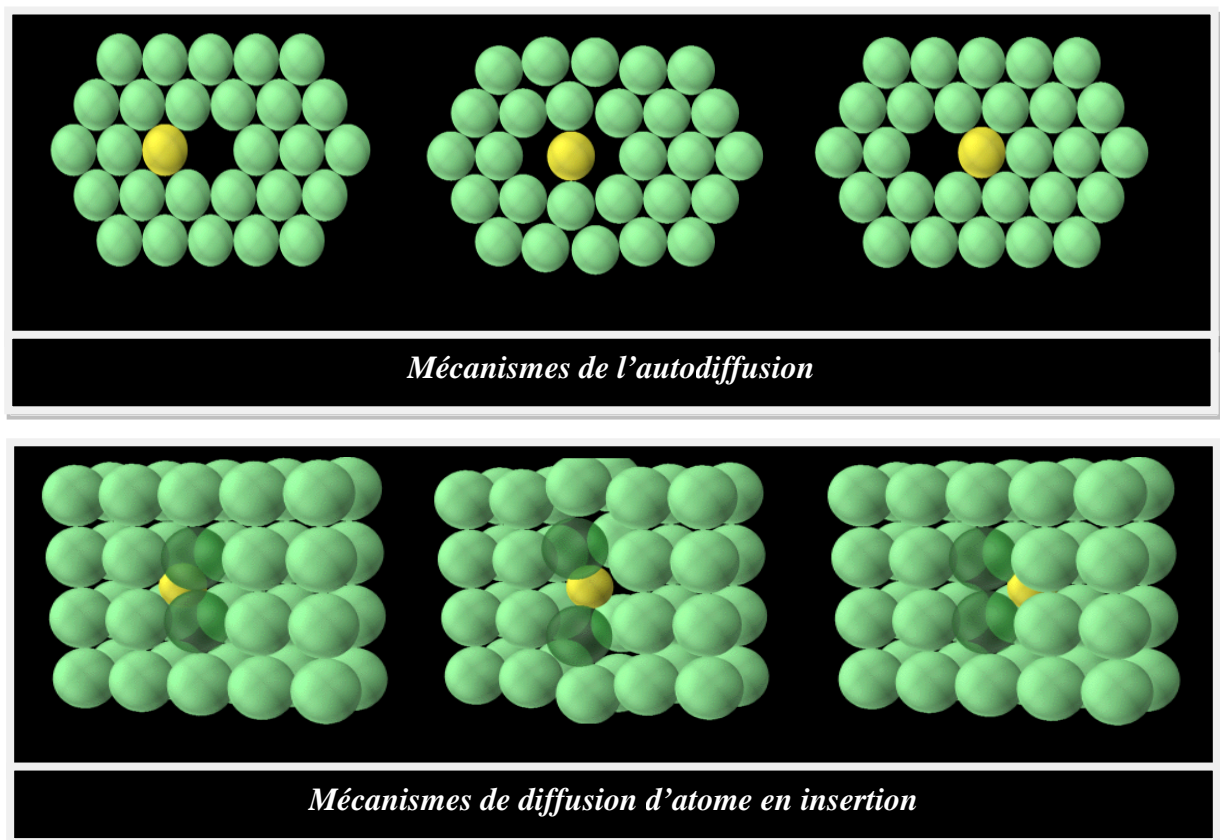


Figure 1.8 : mécanismes de diffusion à l'échelle atomique.



Chapitre II.1 - Appareillages

I. Introduction :

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

L'élaboration de l'alliage AlSi7Mg a été réalisée à la division fonderie Rouïba (D F R) de l'entreprise S.N.V.I ;

- DISPOSITIFS EXPÉRIMENTAUX.

1. Les différents dispositifs utilisés dans l'entreprise S.N.V.I

1.1 Four de fusion

Le secteur de l'atelier DFR dispose de trois fours de fusion. Dans tous les cas, le four est composé de matériaux réfractaires permettant de l'isoler du milieu ambiant et contient un creuset en graphite.

- ✓ Charge : 350 Kg.
- ✓ Moyen de chauffage : le gaz.



Fig. II.1. 1 : Four de fusion

1.2 Poche de coulée :



Fig. II.1.2 : Poche de coulée

Il y a deux poches de coulée Charge : 500Kg.



Fig. II.1.3 : Poche de coulée

1.3 Coulée en sable

1.3.1 moule



Fig. II.1.4 : Plaques modèles



*Fig. II.1.5 : Châssis supérieur –
Châssis inférieur*

- **Poste pour le moulage en sable :** Possède deux châssis, l'un supérieur et l'autre inférieur, ainsi que deux plaques modèles. Chacune d'elle contient quatre empreintes d'éprouvettes et les chemins d'attaques d'où passe le métal. C'est un moule destructible car il est rempli avec du sable.

1.3.2 Dessablage : Vibreuse

1.3.3 Grenailleuse :

Elle sert à éliminer le sable fin collé.

- ✓ Billes en acier spécial.
- ✓ Tension : 380V.



Fig. II.1.6 : Poste de démoulage

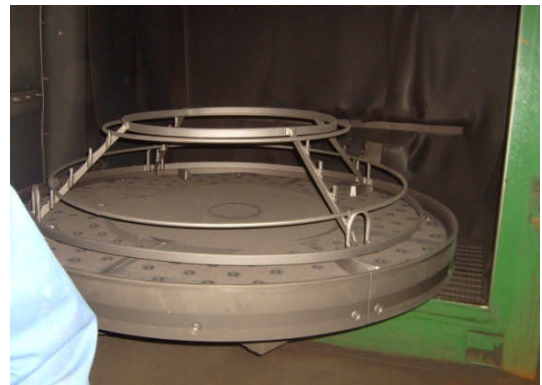


Fig. II.1.7 : Grenailleuse

1.4 Coulée en coquille

1.4.1 Four de maintien

Charge : 150 Kg.

Température maximale : $T^{\circ}_{\max} = 1000^{\circ}\text{C}$.

Tension : $T = 380\text{V}$.



Fig. II.1.8 Four de maintien

1.4.2 Coquille

Elle est composée de deux châssis qui sont assemblés, un système de coulée qui est composé d'un chenal, masselotte et un système d'attaque.



Fig. II.1.9 : moule en coquille métallique

-Forme des Éprouvettes en sable et en coquille



Fig. II.1.10 : Éprouvette en coquille



Fig. II.1.11 : Éprouvette en sable

2. Dispositifs utilisés au niveau du laboratoire de métallurgie (S D M)

2.1 Four de trempe

C'est un four à résistance électrique alimenté sous une tension de 380V et de puissance 11KW de température maximale allant jusqu'à 1200° C, construit en tôle et profilés robustes. Il est isolé avec de la laine d'aluminium pour le rendre plus léger et pour l'isolation thermique. Ses dimensions sont la largeur utile 300 mm, la hauteur utile 250 mm et la 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.1.12 : Four de trempe

2.2 Four de revenu

C'est un four à résistance électrique alimenté sous une tension de 380V et de puissance 7KW de température maximale allant jusqu'à 700°C, équipé d'un thermocouple et d'une turbine pour convection forcée, ses dimensions sont : la largeur utile 400 mm, la hauteur utile 300 mm et la profondeur utile 400 mm. La porte du four se ferme à l'aide d'un système vis écrou à papillon permettant un bon serrage. Son



Fig. II.1.13 : Four de revenu

isolation est réalisée par de la laine d'alumine pour le rendre plus léger.

Les deux fours sont munis d'un régulateur de type(OMRON) alimenté sous une tension de 220V allant jusqu'à 1200°C.

2. Machine de traction 3

La machine de traction utilisée est de type IBERTEST, alimentée sous une tension de 220V ayant une charge maximale de 200 KN. Une machine pour essai de traction comprend essentiellement :

- Des organes de fixation de l'éprouvette,
- Un mécanisme de production d'efforts,
- Un dispositif de mesure d'efforts et éventuellement un dispositif de déformations.
- Un dispositif d'enregistrement permettant de tracer la courbe.



Fig. II.1.14 machine de traction

2.4 Les polisseuses

- polisseuse à deux disques de type « Struers » alimentée sous une tension de 220V et d'une puissance de 150 W munie d'un dispositif d'arrosage.

- Polisseuse à un disque de type « Struers » alimentée sous une tension de 220 V de puissance 432 W.



Fig. II.1.15 : Polisseuse à deux disques



Fig. II.1.16 Polisseuse à un disque

2.5 Duromètre

Duromètre de type WOLPERT DIA TESTOR RC constitué de deux parties, la première est la partie d'essai, elle nous permet d'effectuer les trois types d'essai : Rockwell, Vickers et Brinell. Il est muni d'un sélecteur de charge et d'un plateau ou table sur laquelle les éprouvettes sont posées. Quant à la deuxième partie, elle nous permet de mesurer l'empreinte des billes ou des pyramides à un grossissement de 70 fois sur l'écran de verre dépoli. Ce duromètre est alimenté sous une tension de 220 V et d'une fréquence de 50 Hz.



Fig. II.1.17 Duromètre

2.6 Microduromètre

Le microduromètre utilisé comporte une colonne de microscope optique en réflexion, qui permet de viser la zone souhaitée sur un échantillon poli ; le pénétrateur Vickers est ensuite placé dans l'axe optique pour effectuer l'essai, puis le microscope permet de mesurer. La surface latérale S de l'empreinte peut s'exprimer en fonction de la diagonale d de la base carrée de la pyramide de l'empreinte après suppression de la charge. Les mesures de la micro dureté sont effectuées avec un micro duromètre semi-automatiques de type ZWICK (figure I.19) à pénétration Vickers, avec une charge de 0.05kg. Nous avons réalisé 5 mesures sur chaque échenillant.

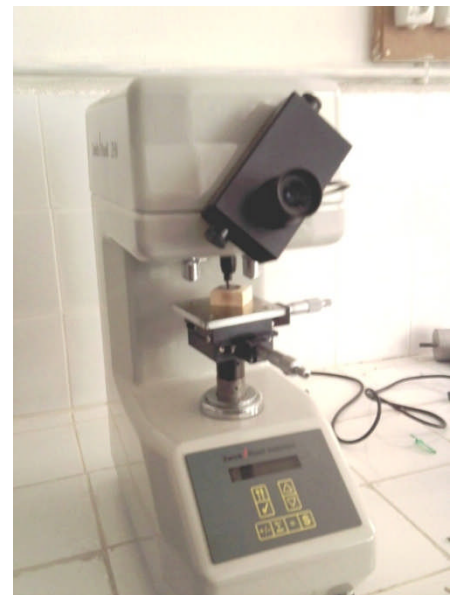


Fig. II.1.18 Microduromètre

2.7 Microscopoptique

On a utilisé un microscope optique universel de type ZEISS alimenté sous une tension de 220 V avec une fréquence de 50 Hz et une puissance de 100 w, muni d'un appareil photo automatique, ayant un pouvoir d'agrandissement de 50 à 1000 fois.



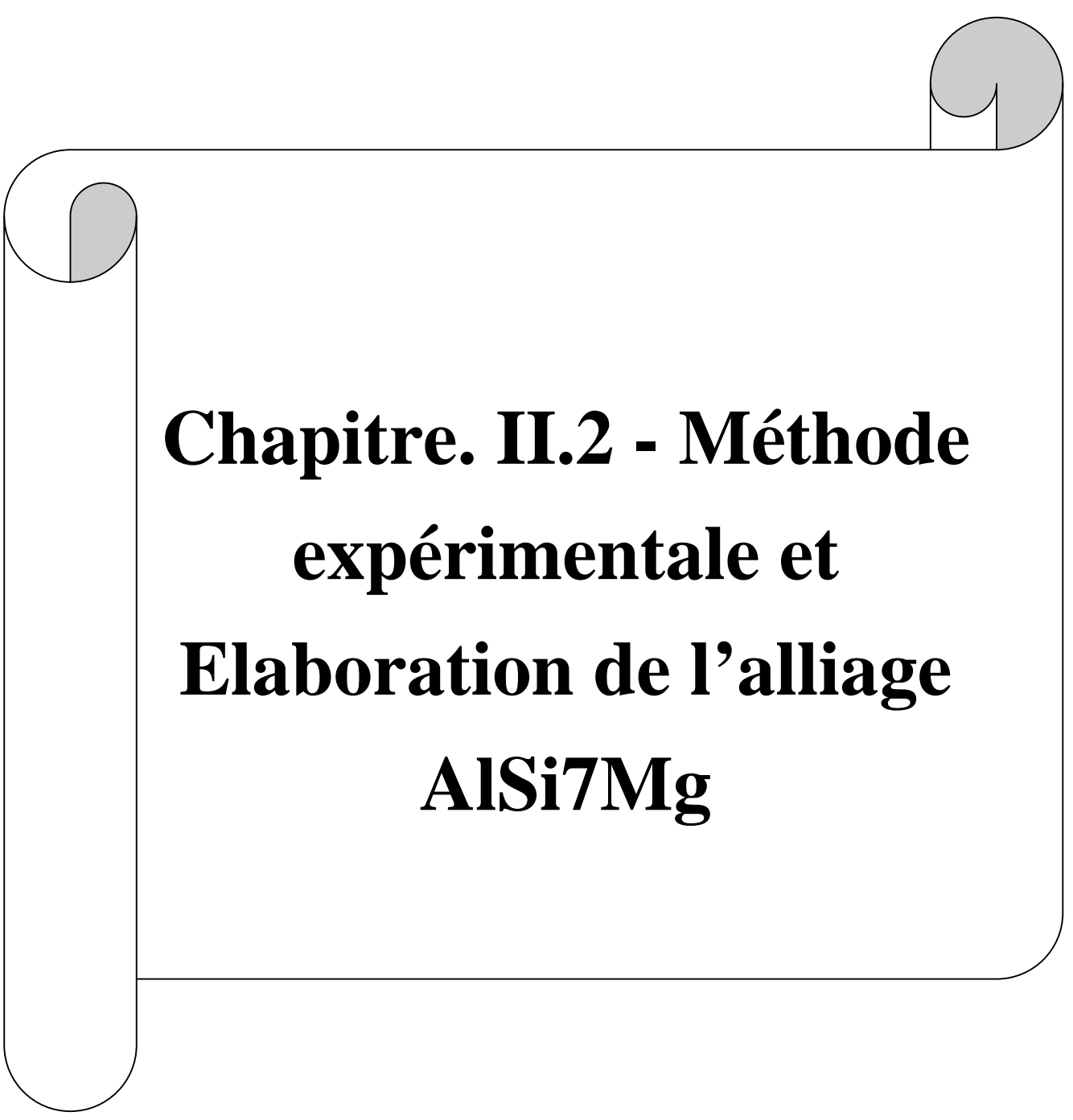
Fig. II.1.18 Microscope optique

2.8 Microscope électronique à balayage (MEB) :

La microscopie électronique à balayage est une technique de microscopie basée sur le principe des interactions électrons-matière. Un faisceau d'électrons balaie la surface de l'échantillon à analyser qui, en réponse, réémet certaines particules. Différents détecteurs permettent d'analyser ces particules et de reconstruire une image de la surface le microscope utilisé et de type PHILIPS, alimentée sous une tension de 220V, Ayant une capacité de grossissement de 5000 fois, avec une accélération des électrons varie de 1 à 30 KV.



Fig. II.1.19 Microscope électronique à balayage

A decorative graphic of a scroll with a black outline and a light gray shaded area on the left side, framing the text.

**Chapitre. II.2 - Méthode
expérimentale et
Elaboration de l'alliage
AlSi7Mg**

1. Matériau étudié :

Il s'agit d'un alliage d'aluminium de fonderie Al-Si-Mg de première fusion désigné par AS7G (norme AFNOR) ou 4200.

Le tableau I. donne la composition chimique de l'alliage selon la norme AF.A57.702 et la composition réelle de l'alliage de notre étude. La composition ci-dessous correspond aux tolérances de composition dans les pièces coulées en sable ou en coquille.

La composition chimique de cet alliage est donnée par le tableau suivant :

Éléments chimique	Fe	Si	Cu	Zn	Mg	Mn	Ni	Pb	Sn	Ti	AL
% selon NF AS57-702	≤ 0,04	6.5-7.5	≤ 0,10	≤ 0,17	0.2-0.4	≤ 0,50	≤ 0,05	≤ 0,05	≤ 0,05	0,1-0.2	base
% selon SNVI	≤ 0,2	6,5-7,5	≤ 0,1	—	0.45-0.6	≤ 0,1	—	—	—	—	base

Tableau II.2.1 : Composition chimique de l'alliage AlSi7Mg

2. Élaboration de l'alliage utilisé :

2.1. Brut de coulée : la fusion du métal se fait dans un four à creuset basculant chauffé à gaz. La masse liquide subit un traitement de dégazage dans le four. Le métal est coulé dans une poche de préchauffage ou l'on procède à l'opération de l'affinage. On introduit dans la poche remplie du métal fondu environ 0.5 % d'un mélange de sel de sodium sous forme d'une poudre d'affinage.

Le métal fondu est ensuite coulées dans des moules en sable et en coquille pour former des éprouvettes à tester, ainsi le métal solidifié est dit brut de coulée.

2.2. Moulage.

-En sable : le moulage est composé de deux mottes de sable tassé, ce sable est un mélange de silice, d'argile à 10% et d'eau à 4%.

Pour faire un moule on utilise généralement deux plaques et deux châssis. Les deux plaques modèles sont ensuite appliquées respectivement dans du sable remplissant les deux châssis dont elles laissent empreintes, on ferme ensuite le moule par l'assemblage de deux châssis et on remplit avec du métal en fusion pour obtenir l'éprouvette.

-En coquille : dans ce mode de moulage, le moule est métallique, il se compose de deux chapes séparées par le plan de joint, on chauffe ces deux chapes à une température $\geq 250^{\circ}\text{C}$ pour que le métal remplisse tout l'empreinte et aussi ne crique

pas ; enfin on protège les deux chapes par une couche poteyée. On fait le poteyage par une poudre le DYCOTE 39 pate (Blanche) 1kg de cette poudre dans 8 litre d'eau et on souffle à l'aide d'un pistolet.

3. Dimensionnement des éprouvettes et des échantillons utilisés :

-Les éprouvettes de traction et leur dimensions :

Au cours de ce travail nous avons utilisé pour cet essai de traction cent (100) éprouvettes ; dont cinquante (50) coulée en sable, cinquante (50) coulée en coquille, dans chacun de ces deux mode d'élaborations on trouve 10 série de cinq éprouvettes pour chaque mode ; deux série de chaque mode reste à l'état brut et de coulée et trempé les autres subissent un traitement thermique de Maturation.

Les schémas des éprouvettes utilisées sont présentés par la figure :

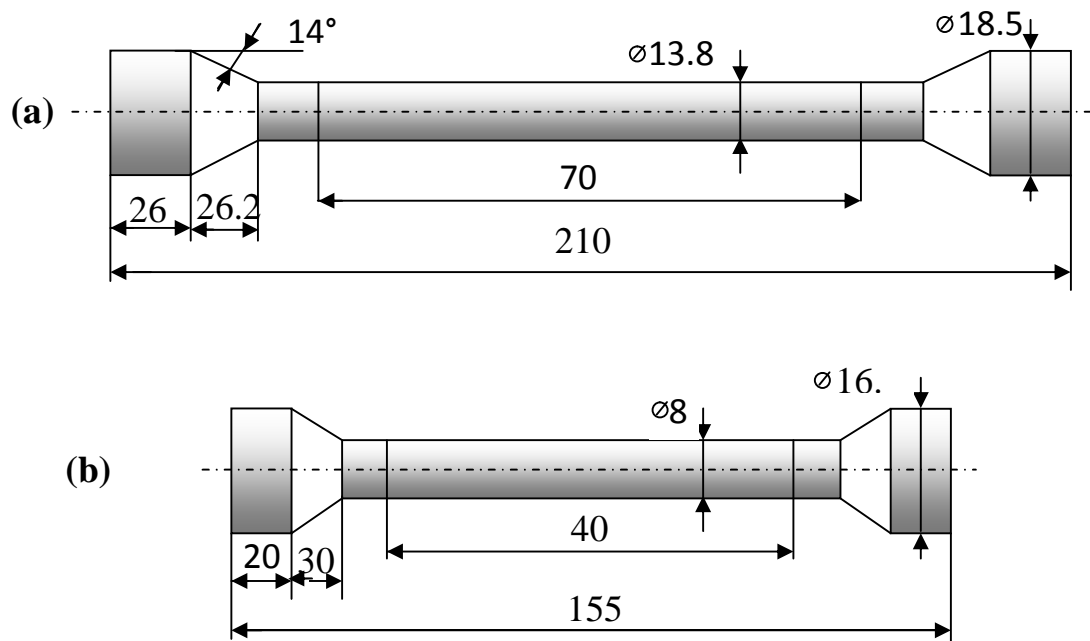
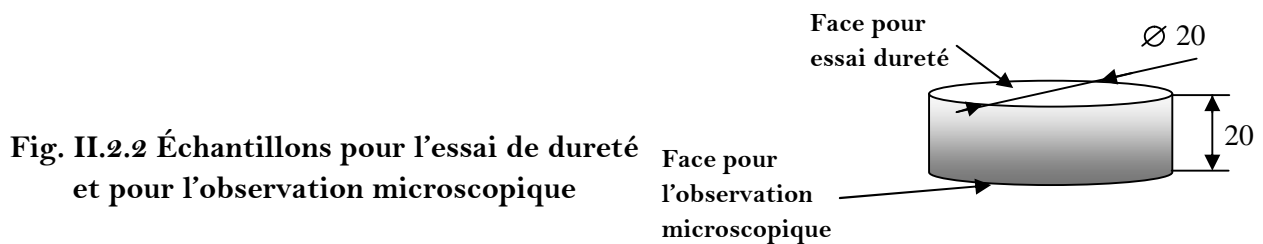


Fig. II.2.1 Dimensionnement des éprouvettes, a-coulée en sable, b-coulée en coquille

4. Échantillons utilisés pour l'essai de dureté et l'observation micrographique :

On a utilisé pour cet essai 20 échantillons de forme cylindrique et de dimensions telle qu'illustrée dans la figure, dont dix élaborés par coulée en sable et dix autres par coulée en coquille ; dont un demeure à l'état brut de coulée, et trempé les autres subissent un traitement thermique de Maturation pour chaque mode. Ces mêmes échantillons vont servir aussi à l'observation micrographique, MEB, dureté et microdureté après avoir préparé leur surface.



- Préparation des échantillons :

Pour les observations et les mesures expérimentales les échantillons ont subi un polissage avec papiers abrasifs de granulométrie décroissante allant de 200 μm à 4000 μm . Le polissage se fait habituellement sous eau ou avec arrosage pour éliminer tout risque d'échauffement de l'échantillon. Une attaque chimique a été utilisée pour observer la microstructure du matériau.

5. Traitement thermiques

-Différentes phases du traitement thermique :

On distingue quatre phases :

- Chauffage de mise en solution à une température proche de la température de début de fusion de l'alliage.
- Trempe.
- Maturation.
- Revenu.

Avant de commencer ces traitements, on laisse cinq éprouvettes et un échantillon de chaque mode d'élaboration à l'état brut de coulée comme référence. Le reste subit les traitements suivants.

5.1. Chauffage et maintien :

Les éprouvettes sont chauffées jusqu'à une température $T = 450 \pm 5^\circ\text{C}$, puis elles sont maintenues, pendant une durée de maintien de dix heures (10h) à une température constante T de 540°C

Dans les alliages du type AlSi7Mg, la température doit être choisie la plus proche possible de la température du début de fusion.

L'alliage étant toujours à l'état solide, les phénomènes de diffusion à l'état solide ne sont pas instantanés et il faut maintenir la pièce à cette température pendant un temps assez long (8 à 10 heures). Car durant le chauffage, la surface de la pièce s'échauffe plus vite que le cœur du métal. Dans notre cas on a utilisé un four à ventilation forcée, pour homogénéiser la température, qui est contrôlé régulièrement à l'aide d'un pyromètre.

5.2. La trempe :

Cette opération consiste à assurer par un refroidissement approprié le maintien à l'état de sursaturation de la solution solide. La trempe doit être suffisamment rapide (Max 12 secondes), pour éviter une précipitation grossière du composé défini (vitesse critique de trempe), les éprouvettes ne sont jamais employées juste après la trempe en raison de leurs fragilité, d'où la nécessité de leurs subir un traitement de revenu.

5.3. Durcissement structurel : Peut se faire sous deux formes :

- Maturation —————→ à température ambiante
- Revenu —————→ température entre 150°C et 220°C .

a) La maturation :

La maturation est le vieillissement naturel, qui se fait à l'air ambiant, pendant un certain temps.

b) Le revenu :

Ce traitement est réalisé sur des éprouvettes ayant subi une trempe pour diminuer la fragilité due à la trempe en adoucissant et éliminant les contraintes interne, le revenu se fait pendant quatre heures (4h) à une température $T_R = 160^\circ\text{C}$.

Dans notre cas on prend un intervalle de maturation après trempe de :

Maturation 0h +Revenu : 05 éprouvettes de sable et 05 éprouvettes de coquille.

Maturation 2h +Revenu : 05 éprouvettes de sable et 05 éprouvettes de coquille.

Maturation 4h +Revenu : 05 éprouvettes de sable et 05 éprouvettes de coquille.

Maturation 6h +Revenu : 05 éprouvettes de sable et 05 éprouvettes de coquille.

Maturation 8h +Revenu : 05 éprouvettes de sable et 05 éprouvettes de coquille.

Maturation 10h+Revenu : 05 éprouvettes de sable et 05 éprouvettes de coquille.

Maturation 12h+Revenu : 05 éprouvettes de sable et 05 éprouvettes de coquille.

Maturation 14h+Revenu : 05 éprouvettes de sable et 05 éprouvettes de coquille.

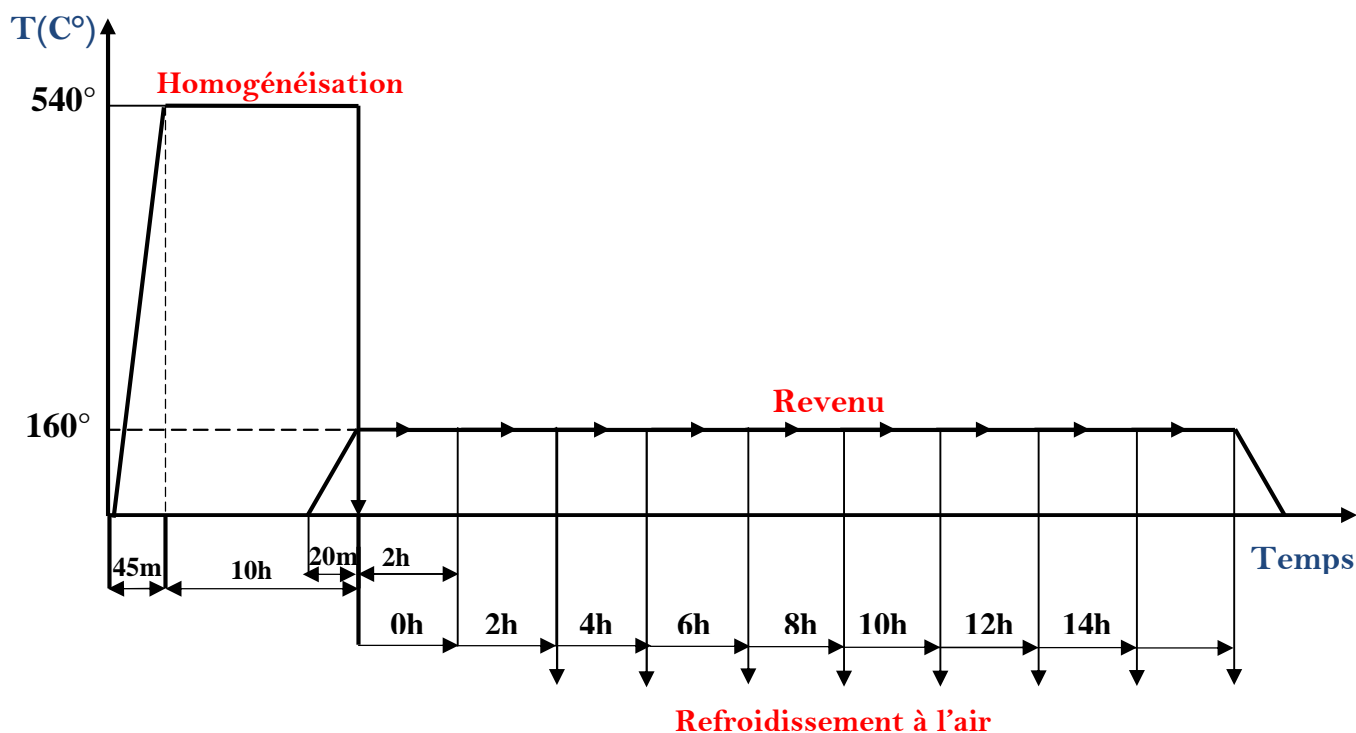


Fig. II.2.3 – Séquence de traitement de durcissement structural

6. Principe de mise en œuvre de l'essai de traction :

Consiste à soumettre une éprouvette de longueur et de diamètre normalisés ; fabriquée par le matériau à tester (AlSi7Mg) à un effort de traction continu et croissant, à une vitesse constante, jusqu'à sa rupture. Durant cet essai on enregistre la courbe donnant en fonction de l'allongement de l'éprouvette, l'intensité correspondante à chaque instant (courbe de traction).

7. Principe de mise en œuvre de l'essai de la dureté

Dans ce travail, nous sommes arrêtés sur l'essai Brinell, le pénétrateur est une bille polie en acier trempé ou en carbure de tungstène. Son diamètre D vaut normalement 2.5 mm, mais aussi 5 mm, 10 mm et 1 mm. Elle est appliquée sur le métal avec une charge F de 30 kgf, avec un temps de maintien de quelques secondes.

L'exécution de l'essai Brinell demande une surface plane, usinée ou meulée. Son état de surface doit permettre une lecture aisée du diamètre de l'empreinte : plus ses dimensions seront faibles, plus l'état de surface devra être soigné. On applique la charge normalement à la surface et sans choc, en la faisant croître progressivement, de manière à atteindre en 15 s la charge fixée. On la maintient pendant 10 à 15 s, on décharge et l'on mesure le diamètre de l'empreinte. Cette précaution est introduite en raison des possibilités de fluage sous charge des métaux. On vérifie que l'empreinte est parfaitement circulaire en mesurant deux diamètres perpendiculaires. Si l'empreinte n'est pas circulaire, ce qui pourrait arriver si la surface n'était pas plane (surface cylindrique, par exemple), la mesure que l'on ferait en prenant le grand axe de l'ellipse n'aurait aucune signification réelle.

8. Principe de mise en œuvre de l'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 microduremètre Vickers équipé d'un écran pour permettre de positionner l'empreinte sur la phase désirée et par la suite mesurer le diamètre moyen des diagonales de l'empreinte, qui est nécessaire pour déterminer HV. Les variations de microdureté avec les traitements thermiques peuvent être déterminées à l'aide de la formule :

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

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

Dans notre cas les mesures de microdureté ont été effectuées sur microduremètre de type (LEITZ WETZLAR) à pénétration Vickers, une moyenne de trois mesures a été effectuée lors de chaque essai avec une charge de 0.05kg.

9. Principe de mise en œuvre de l'examen métallographique :

- Présentation des surfaces

Les échantillons sont découpés à la scie, deux faces parallèles entre elles et perpendiculaires à l'axe, puis 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** : il a pour but de créer la surface plane d'examen, il été fait sur papier EMERI de granulométries P240, P400 , sur une polisseuse avec arrosage 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 P800, P1000, P1200.

- **Finissage** : son objectif est d'obtenir une surface comparable à 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'abrasif qui est le plus souvent de l'alumine. On utilise aussi de patte diamantée. Nous avons utilisé durant cette phase de l'alumine.

10. Principe de polissage :

Dans les deux premiers stades du polissage ; il faut maintenir l'échantillon dans une même position de telle façon que les raies soient sensiblement parallèles. Cette procédure permet de s'assurer qu'après chaque étape toutes les raies de l'étape précédente sont éliminées. Pour cela, on croise l'orientation des raies entre les stades successifs en faisant tourner l'échantillon de 90°.

11. 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 agir sur les joints entre les cristaux.

Nous avons utilisé un réactif dont la composition est donnée par le tableau suivant. L'attaque a été chronométrés, 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	0.5 à 0.22 g	1 g

Tableau II.2.2 : Composition pondérale du réactif.

13. Microscopie :

Les surfaces préparées selon le procédé décrit au paragraphe précédent sont ensuite observée au microscope optique. Ces observations permettent d'évaluer qualitativement l'état de la microstructure des différents échantillons. Pour chaque échantillon observé en a pris des photos de différentes échelles.

14. Microscope balayage (MEB) :

Pour une bonne résolution et des grossissements plus important qu'en microscopie optique, on a eu recours au MEB. Ce dernier est a 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 on considération les états suivante F, T, 0h, 6h, 12h, 14h afin de facilité l'interprétation des résultats. Pour chaque échantillon observé on a pris des photos de différentes échelles.

Conclusion général :

Les caractéristiques mécaniques sont affectées par l'épaisseur des pièces et par la nature du moule. Une faible épaisseur, en raison de la grande vitesse de refroidissement, conduit à une structure fine et généralement compacte et par là à des caractéristiques mécaniques élevées. Lorsque l'épaisseur augmente, on observe au contraire un abaissement des caractéristiques. Cet effet peut être important. Il se manifeste surtout sur l'allongement et la charge de rupture, la limite d'élasticité est peu affectée. Les caractéristiques mécaniques des alliages d'aluminium dépendent très fortement des conditions de solidification, et en particulier de la vitesse de refroidissement. Il est nécessaire de distinguer les caractéristiques obtenues sur éprouvettes normalisées, coulées à part, qui servent de repère, et les caractéristiques dans les pièces, mesurées sur éprouvettes de dissection.

Le comportement de l'alliage dépend de la structure du matériau. Celle ci peut être obtenue par un traitement thermique adapté en vue de développer une microstructure à grains fine et stable avant ou pendant les premiers stades de déformation.

L'objectif de notre travail concerne l'effet du mode d'élaboration et le temps de maturation sur les caractéristiques mécaniques et microstructure de l'alliage de fonderie AlSi7Mg. Nous avons pris en considération le comportement de l'alliage en traction avant et après traitement thermique. En vue d'étudier la structure de l'alliage, des échantillons ont été prélevé de chaque éprouvette qui a server pour l'étude de la dureté et microdureté. La microscopie optique et la microscopie électronique à balayage (MEB) permettent l'observation des échantillons. Les résultats obtenus montrent que :

Pour des pièces de résistance, nous recommandons selon:

1) Les traitements thermiques pour le mode de coulée en :

-sable : un temps de maturation de 12h a température ambiante

-coquille métallique : un temps de maturation de 12h a température ambiante

Le mode de coulée en sable et en coquille métallique :

-un temps de maturation de 12h a température ambiante

RESUME

Dans le cadre de ce travail, nous sommes intéressés par l'étude de l'alliage AlSi7Mg.

Ce sont des alliages à hautes propriétés mécaniques. La teneur en silicium, moyenne, permet l'obtention d'excellentes propriétés de fonderie, et la teneur en magnésium rend possibles les traitements thermiques T6 ou T64. On peut obtenir ainsi des degrés de durcissement variables et donc des compromis intéressants entre charge de rupture et limite d'élasticité d'une part, et allongement d'autre part. Les alliages Al Si7Mg0,3, et Al Si7Mg0,6, à cause de leur faible teneur en impuretés, sont les deux alliages les plus utilisés pour des applications où l'on recherche d'excellentes propriétés mécaniques associées à des pièces de forme complexe. Citons par exemple les pièces pour l'industrie aéronautique, les roues de voitures, les pièces de suspension, les culasses de moteurs turbo Diesel fortement sollicitées, etc.

Ce mémoire a pour objectif d'étudier l'influence du mode d'élaboration et le temps de maturation des deux mode de coulée sable et Coquille sur la microstructurale et les propriétés mécaniques de l'alliage hypoeutectique AlSi7Mg, suite aux traitements thermiques spécifiques suivants : Chauffage et mise en solution avec homogénéisation à 540°C pendant 10 heures puis trempé dans l'eau à température ambiante (état trempé) , suivi respectivement d'une variation du temps de maturation par pas de 2h et immédiatement de revenus à 160°C pendant 4h sur les caractéristiques de résistances, de ductilité et microstructurales en considérant 10 états du matériau : brut de coulée, trempé, maturations M0h, M2h, M4h, M6h, M8h, M10h, M12h et M14h.

Des essais mécaniques ont été réalisés sur des éprouvettes normalisées ont permis de confirmer Et de caractérisé le comportement de l'alliage en traction, des échantillons ensuit prélevé de chaque éprouvette pour l'étude de dureté, et microdureté.

Pour la caractérisation de ces échantillons nous avons utilisé différentes techniques expérimentales telles que le microscope optique, le microscope électronique a balayage.

Il est manifestement remarquable l'influence de traitement thermique sur l'amélioration des caractéristique mécanique de traction et de dureté de l'alliage AlSi7Mg, la maturation suivie d'un revenu à probablement un rôle important dans la modification de la microstructure, l'effet d'affiner la taille moyenne des grains

améliore les propriétés mécaniques en traction qui font de même augmenter d'une manière globale la dureté de l'alliage et qui par conséquent préjudicie les caractéristiques de ductilité. Il est notable aussi que le module de rigidité, les coefficients de Poisson et d'écrasement restent presque invariables.

**RECHERCHE
BIBLIOGRAPHIQUES**

RECHERCHES BIBLIOGRAPHIQUES

[1] Mémoire de fin d'étude : Etude des réactions des Transformations de phase dans les alliages d'aluminium sous forme des tôles : Par Sara Mecheri Université Mentouri-Constantine P3, 4, 5,6

[2] Technique de l'ingénieur : Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie par Sylvain JACOB , P (1,4,6)

[3] Mémoire de fin d'étude effet du magnésium, des traitements thermiques et de la porosité sur les propriétés mécanique de traction et de fatigue de l'alliage sous pression A380.1 : Par SÉBASTIEN Morin université du Québec p 15, 16,17, 22, 47, 68,168.

[4] Mémoire de fin d'étude : Etude des procédés de colmatage d'alliages d'aluminium anodisé par Aurélie PERNOT – GEHIN Université Henri Poincaré Nancy-I P79,80,108

[5] Bases physiques des rayons X - CERF 2001 - Solacroup, Boyer, Le Marec, Schouman Claeys

[6] MICROSCOPIE ÉLECTRONIQUE À BALAYAGE ET MICROANALYSE : Cours de M.PERRIN - Directeur du C.M.E.B.A ,Principe_MEB.html

[7] Thèse : Contribution à l'étude de la précipitation des phases intermétalliques dans l'alliage 718 par Aliou NIANG université de Toulouse p 24, 26, 27, 58, 80,91.

[8] Cours Métaux et alliage non ferreux *S.BENSAADA*

[9] Thèse : Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie Par Bruno BARLAS Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris P 2, 6, 25, 48, 82, 83, 85.

[10] Essai des matériaux Par : Jardin-Nicolas Hervé <http://perso.orange.fr/herve.jardin-nicolas/> p 2, 5, 8.

[11] Cours Diagrammes de Phases Société Francophone de Biomatériaux Dentaires Par : P. MILLET

[12] Aluminium et alliage d'aluminium Lycée Raymond LOEWY p16, 25.

Technique de l'ingénieur Mécanique des matériaux solides par : j.Lemaitre J.L
Chaboche p71

[13] Aluminium. Propriétés et physiques métallurgiques .Ed. John E. HATCH, ASM
(1983).

[14] Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques (Propriétés des alliages
d'aluminium de fonderie) *par* Roger DEVELAY

[15] Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques (Traitements
thermiques des métaux et alliages) .Pars Philippe POUPEAU *Ingénieur*

[16] Les caractéristique de l'aluminium structural, Denis Beaulieu (les presse de
l'université Laval 2002),p 1, 2, 3, 4, 5.

[17] RICHARD, Michel et TESSIER, Yves. Les traitements thermiques des alliages
d'aluminium moulés, Sèvres, ÉTIF, 1992, p 92.

[18] Techniques de l'Ingénieur, Remplissage des pièces moulées en sable *par* Gilbert
BELLANGER *Ingénieur de Fonderie DPE-EUR.ING*

[19] Essais mécaniques des métaux. Détermination des lois de comportement *par*
Dominique FRANÇOIS

[20] Nourredine Bouaouadja, Matériaux : matériaux métallique (tome 1) p.378 office
des publications universitaires, Alger (1992).

[21] <http://www.chez.com/Denus/Sciences/Matiere/>

[22] Miche F.Ashby, David R.H.Jones , Matériaux :Microstructure et mise en œuvre
(tome 2) page 385. Duonde, paris (1991).

[23] Mémoires des fins d'étude d'ingénieur en construction mécanique université de
mouloud Mammeri de tizi ouzou (promotions 1997-1998, 2007-2009)

[24] Mémoires des fins d'étude d'ingénieur en construction mécanique
université de mouloud Mammeri de tizi ouzou (promotions 1997-1998,
2007-2009)

[25] Les caractéristique de l'aluminium structural, Denis Beaulieu (les presse de l'université Laval 2002),p 1, 2, 3, 4, 5)

[26] Aluminium. Propriétés et physiques métallurgiques .Ed. John E. HATCH, ASM (1983).

[27] Techniques de l'Ingénieur, Remplissage des pièces moulées en sable
par Gilbert BELLANGER *Ingénieur de Fonderie DPE-EUR.ING*
(*Diplômé par l'État-Ingénieur Européen*) *Ingénieur Recherche et*
Développement au Centre Technique des Industries de la Fonderie
(*CTIF*) *Professeur à l'École Supérieure de Fonderie*