

**REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE**  
**MINISTERE DE L'ENSEGNIEMENT SUPERIEURE ET DE LA RECHERCHE**  
**SCIENTIFIQUE**



**UNIVERSITE SAAD DAHLEB DE BLIDA 1**  
**FACULTE DE TECHNOLOGIE**  
**DEPARTEMENT GENIE DES MECANQUES**

Projet de fin d'étude

Pour l'obtention du Diplôme de Master en  
GENIE DES MATERIAUX

Effet de la teneur en magnésium sur les alliages

Al-Si-Cu-Mg

Proposé et encadré par :

- **Dr : NEMRI YACINE**

Réalisé par :

- **BENAOUMEUR FAROUK**
- **MOHAMMEDI ZAKARIA**

Année universitaire 2020/2021

## ***Remerciement***

Tout d'abord, je tiens à remercier Allah Tout-Puissant, qui nous a donné la volonté, la santé et la patience pendant ces longues années.

Nous exprimons notre profonde gratitude et nos sincères remerciements au Dr Yacine Nemri pour son encadrement efficace, ses précieux conseils et sa patience. Merci d'avoir pris le temps de nous former. Remerciez-le pour son enthousiasme, sa vitalité et son humour tout le temps. Merci beaucoup d'avoir pris le temps, surtout pendant la semaine de rédaction.

Je tiens également à remercier tous les professeurs et membres du jury qui nous ont rendu hommage et accepté le jugement sur cet humble travail.

Nous remercions également tous les professeurs et enseignants qui nous ont enseigné de la première année d'études à la fin du cycle universitaire.

# Dédicaces

---

## *Dédicace*

Je dédie ce mémoire à :

Mes parents :

Ma mère, mon vrai binôme durant cinq années d'études, cette merveilleuse femme qui a œuvré pour ma réussite, de par son amour, son soutien, ses prières, tous les sacrifices consentis et ses précieux conseils, pour toute son assistance et sa présence dans ma vie, et les longues nuits blanches qu'elle a fait de bon cœur pour m'encourager et me remonter le moral, pour m'avoir donnée la force dans les moments difficiles d'éditer ce mémoire .

Mon cher père Mohammedi Yagoub paix à son âme.

A ma chère sœur Hassiba pour sa disponibilité, son aide, ses scarifications et son attention.

A mes chères sœurs Fatma et Saliha, chafika

pour leurs encouragements permanents et leur soutien moral.

A tous mes amis en particulier mon frère fellag yacine

A les responsables successifs de SFMO MOUSSAOUI/ PRO DISTRIBUTEUR.

A tous ceux et celles qui m'ont aidé de près ou de loin.

MOHAMMEDI ZAKARIA

## Dedicaces

Je dédie mon travail à mes chers parents pour leur soutien, leur patience et leurs encouragements durant mon parcours scolaire pour mes sœurs à mon frère ainsi que pour toute ma famille à tous mes amis. et à l'ensemble des étudiants de la promotion master (2020-2021)

## Liste des figures

Chapitre I: Généralités sur les alliages d'aluminium de fonderie

Figure I. 1 Des extrusions soudées 6063 combinées avec un tube 5083 et une coulée 357 composent la carrosserie de l'essieu de la BMW Model 5. ....	8
Figure I. 2 Le General Motors Aurora, comme beaucoup d'autres automobiles de production a des panneaux de fermeture en aluminium d'alliage 6111-T4.....	8
Figure I.3 Les structures critiques des ailes des aéronefs sont souvent en tôle d'alliage 7xxx ou construction d'extrusion à rigidité intégrale ; alliage 7075-T73 ou alliages de haute ténacité tels que 7050 ou 7475 sont parmi les principaux choix.....	9
Figure I.4 Les tubes de forage longs sont souvent faits de tubes extrudés en alliage d'aluminium 7xxx (ainsi que 2xxx).....	9
Figure I. 5 Exemple d'aéronef forgé de première qualité faisant partie d'un alliage 7175-T736 (T74).....	10
Figure I. 6 Un composant d'hélicoptère forgé en alliage d'aluminium-lithium 8090-T852.....	10
Figure I.7 Les composants des avions sont fabriqués à partir d'alliages d'aluminium moulés à haute résistance, tels que l'alliage 201.0.....	12
Figure I .8 avions Thixoformé A356.0-T6 châssis turbo intérieur pour la famille d'Airbus de Avion.....	12
Figure I .9 Moulage de la boîte de vitesses pour une voiture particulière, en alliage moulé Sous pression 380,0.....	13
Figure I .10 Boîtier de l'essieu arrière de 380,0 moulage au sable.....	14
Figure I.11 Moulages complexes 3xx.x réalisés par les processus de coulée d'investissement, la capacité d'obtenir des détails et des détails extrêmement complexes ; qualité.....	15
Figure I.12 Les roues moulées A356.0 sont largement utilisées dans l'industrie automobile américaine.....	15
Figure I .13 : Diagramme d'équilibre binaire Al-Si.....	18
Figure I.14 : Caractéristiques typiques de la microstructure en alliage A319.....	19
Figure I.15 : Divers degrés de modification eutectique aluminium-silicium allant de non modifié (A) à bien modifié (F). différents modificateurs.....	21

Figure I.16 : Efficacité des modificateurs de sodium et de strontium en fonction de temps.....	21
Figure I.17 : Diagramme d'équilibre Al-Cu.....	23
Figure I.18. Diagramme d'équilibre Al-Mg <sub>2</sub> Si (pseudo-binaire).....	25
Chapitre III: Protocoles expérimentaux	
Figure III. 19: Le four utilisé pour le traitement de mise en solution.....	34
Figure III.20: creuset en graphite et moule a Cylindre ouvert en acier.....	34
Figure III. 21: Appareil de polissage de finition.....	35
Figure III. 22: Appareil de polissage avec L'ALUMINE .....	36
Figure III. 23: L'alumine (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ).....	36
Figure III. 24: les échantillons « M1, M2, M3, M4 ».....	37
Figure III.25: Schéma de l'essai de brinell.....	38
Figure III.26: duromètre universelle INNOVATEST.....	39
Figure III.26 : Microscope optique de type euromex.....	40
Figure III.28 : mise en solution l'échantillon d'alliages Al-Si-Cu-Mg.....	41
Figure III.29: trempe d'échantillons d'alliages Al-Si-Cu-Mg.....	42
Chapitre IV : Résultats et Discussions	
Figure IV. 30: microscope optique l'effet de Mg sur la microstructure de l'alliage a l'état brut. (A) M1 avec 0,1 %Mg.....	43
Figure IV. 30: microscope optique l'effet de Mg sur la microstructure de l'alliage a l'état brut. (B) M2 alliage avec 0,62% Mg.....	43
Figure IV. 31: microscope optique l'effet de Mg sur la microstructure de l'alliage traité thermiquement. (A) M1 avec 0,1 %Mg.....	44
Figure IV. 31: microscope optique l'effet de Mg sur la microstructure de l'alliage traité thermiquement. (B) M2 alliage avec 0,62% Mg.....	44
Figure IV .32: microscope optique l'effet de Mg sur la microstructure de l'alliage traité thermiquement. (C) M3 avec 0,98 %Mg.....	45
Figure IV .32: microscope optique l'effet de Mg sur la microstructure de l'alliage traité thermiquement. (D) M4 alliage avec 2,52% Mg.....	45
Figure IV. 33: Évolution de la dureté en fonction de teneur Mg.....	46

## Liste des tableaux

Tableau 1 : Signification du premier de la désignation chiffre .....	6
Tableau 2: Compositions chimiques des alliages étudiés.....	36
Tableau IV.3 : résultats de dureté d'alliage Al-Si-Cu-Mg.....	46



## Liste des Abréviations

Al :Aluminium  
Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> : Alumine  
°C: Celsius  
Cr: Chrome  
Cu :cuivre  
dm<sup>3</sup> : décimètres cubes  
Fe :Fer  
h :heure  
Kg :Kilots-gramme  
°K: Kelven  
Ksi: kilopound per square inch  
m:mètre  
MO : Microscope Optique  
Mg: Magnésium  
Mn : Manganèse  
Ni :Nickl  
SDAS :Espacement secondaire des bras dendrite .  
Si :Silicium  
Zn :Zinc

## Résumé

Les alliages aluminium de fonderie sont largement employés dans l'industrie pour diverses applications. Dans notre travail nous nous intéressons aux alliages Al-Si-Cu-Mg .

Les caractéristiques microstructurales et les propriétés mécaniques des alliages de fonderie dépendant de plusieurs facteurs tels que les compositions chimiques des alliages, la vitesse de solidification, le procédé de moulage et les traitements thermiques.

Ce travail a pour d'étudier les modifications de la microstructure et les variations de propriétés mécaniques, et la dureté en fonction de la composition des alliages et du traitement thermique appliqué pour cela 4 alliage avec différente composition ont été étudié (M1, M2, M3, M4), nous avons fait varier le taux de Magnésium.

Nous avons étudié ces alliages a l'état brut et traité thermiquement et nous avons constaté une évolution de la dureté en fonction de taux de Mg.

Mot clé : Alliage aluminium, Magnésium, Al-Si-Cu-Mg, dureté, microstructure.

## ملخص

تستخدم سبائك الألومنيوم على نطاق واسع في الصناعة في مختلف التطبيقات .

ونحن مهتمون في عملنا بسبائك المنيوم سيلسيوم-نحاس --مغنزيوم وتعتمد الخصائص الهيكلية والميكانيكية الصغرى لسبائك السبائك على عدة عوامل مثل التركيب الكيميائي للسبائك ، ومعدل اللحام ، وعملية الصب ، والمعالجات الحرارية .

ويتعين على هذا العمل أن يدرس التعديلات التي طرأت على البنية الدقيقة وتباينات الخصائص الميكانيكية ، ولقد تم دراسة الصلابة التي تعتمد على تركيب السبائك والمعالجة الحرارية المطبقة عليها 4 سبائك ذات تركيبة مختلفة

درسنا هذه السبائك في الحالة الخام والمعالجة بالحرارة ولاحظنا تغير في الصلابة بدلالة نسب المغنيزيوم

سبيكة الألومنيوم ، المنيوم سيلسيوم-نحاس --مغنزيوم ، الصلابة ، الكلمات الافتتاحية . البنية الصغرى

## **Abstract**

Foundry aluminum alloys are widely used in the industry for various applications. In our work we are interested in Al-Si-Cu-Mg alloys.

The microstructural and mechanical properties of foundry alloys depend on several factors such as the chemical composition of alloys, the rate of solidification, the casting process and heat treatments.

This work has to study the modifications of the microstructure and the variations of mechanical properties, and the hardness depending on the composition of the alloys and the heat treatment applied for it 4 alloys with different composition have been studied (M1, M2, M3, M4), we've changed the magnesium levels.

We studied these alloys in the raw and heat-treated state and observed a change in hardness as a function of Mg levels.

**Keywords:** Aluminium alloy, Magnesium, Al-Si-Cu-Mg, hardness, microstructure.

## Table des matières

Remerciements

Dédicace

Résumé

Liste des figures

Liste des tableaux

Liste des abréviations

Introduction générale

### **Chapitre I : Généralités sur les alliages d'aluminium de fonderie**

I. Introduction .....	2
I. 2. Historique .....	2-3
I. 3. L'élément aluminium .....	3-4
I. 3.1. Définition d'alliage d'aluminium .....	4-5
I. 4. Les types d'alliages d'aluminium .....	5
I. 4.1 Alliage d'aluminium corroyé .....	5
I. 4.2 Alliage d'aluminium de fonderie.....	5
I. 5. Alliages de fonderies normalisées	
I. 5.1 Le système à quatre chiffres de désignation des alliages de fonderie.....	6
I. 5.2 Le premier chiffre .....	6-7
I. 5.3 Les deuxième et troisième chiffres.....	6
I. 5.4 Le quatrième chiffre .....	7
I. 5.5 Les lettre .....	7
I. 6. Applications d'alliage aluminium de fonderie.....	7-8
I. 6.1 2xx.x, alliages aluminium-cuivre.....	9-11
I. 6.2 3xx.x, alliage aluminium-silicium plus cuivre ou magnésium.....	11-13
I. 6.3 4xx.x, alliages aluminium-silicium.....	13
I. 6.4 5xx.x, alliages aluminium-magnésium.....	13-15
I. 6.5 7xx.x, alliages aluminium-zinc.....	16
I. 6.6 8xx.x, Alliages aluminium-étain.....	16
I. 7 Effet des éléments d'addition	
I. 7.1 .Silicium.....	16
I. 7.2 .Cuivre et magnésium .....	17
I. 7.3. Manganèse et fer .....	17

I.	8. Microstructure des alliages d'aluminium de fonderie	
I.	8.1. Microstructure Al - Si .....	17-19
I.	8.2. Silicium eutectique .....	19-21
I.	8.3. Phases intermétalliques .....	22
I.	8.4. Espacement secondaire des bras de dendrite (SDAS) .....	22-23
I.	8.5 Précipitation	
I.	8.5.1. Cuivre (Cu) .....	23-24
I.	8.5.2. Si-Cu .....	24
I.	8.5.3. Si-Mg .....	24-25
II.	<b>Chapitre II : Traitement thermique des alliages d'aluminium de fonderie</b>	
II.	1. Traitement de solution.....	26
II.	1.1 Homogénéisation.....	27
II.	1.2. Exemples de dissolution et d'homogénéisation.....	27
II.	1.3. Al-Si-Mg alliages.....	
II.	1.3.1 État brut.....	27
II.	1.3.2. État traité par solution.....	28
II.	1.4. Traitement de solution en deux étapes.....	28-29
II.	1.5. Sphéroïdisation des particules eutectiques Si.....	29
II.	2. Trempe.....	30
II.	2.1. Sensibilité à la trempe.....	30
II.	L'influence de la trempe .....	30
II.	3. Vieillissement	
II.	3.1 .Vieillissement naturel.....	30-31
II.	3.2. Vieillissement artificiel.....	31
II.	3.2.1. Al-Si-Mg alliages.....	31
II.	4 .Effet du vieillissement naturel sur les propriétés mécaniques obtenues après	
II.	4.1. Al-Si-Mg alliages.....	31
II.	5. L'état de l'art .....	32-33
	<b>Chapitre III : Protocoles expérimentaux</b>	
III.	Introduction.....	34
III.	2. Préparation des échantillons .....	34

III. 3. Polissage	
III. 3.1 Meulage et polissage (grossier) .....	34
III. 3.2. Polissage de finition.....	34-35
III. 4. Composition chimique.....	36
III. 5. Techniques d'analyse .....	37
III. 5.1 Duromètre universelle .....	37-39
III. 5.2. Microscope optique (MO) .....	39-40
III. 6. Les principaux traitements thermiques .....	40
III. 6.1. Mise en solution.....	40-41
III. 6.2. Trempe.....	41-42
III. 6.3. Vieillessement .....	42
<b>Chapitre IV : Résultats et Discussions</b>	
IV. 1. Microstructure	
IV. 1.1. Avant traitement thermique .....	43
IV. 1.2. Après traitement thermique .....	44-45
IV. 2. Dureté .....	45-46
IV. 3. Interprétation des résultats	
IV. 3.1. Microstructure .....	47
IV. 3.2. Dureté.....	47-48
Conclusion générale.....	49
Référence bibliographique	

# **Introduction Générale**

---



## Introduction Générale

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

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

Les alliages d'aluminium sont regroupés en deux grandes classes, notamment les alliages corroyés et les alliages de fonderie. Dans le cas des alliages corroyés, on procède à la mise en forme des produits finis par déformation à chaud des lingots ou des billettes selon un mode de coulée continue. Pour les alliages de fonderie, les pièces coulées ont leur forme définitive après démoulage et ne subissent pas de déformation plastique ultérieure.

Les propriétés mécaniques d'un alliage coulé sont contrôlées par sa micro structure qui est influencée par la composition chimique de l'alliage, c'est-à-dire par son contenu en silicium, en magnésium et en cuivre, ainsi que par la présence d'impuretés telles que le fer et de défauts du produit coulé (porosité, inclusions,...) comme les conditions de solidification (taux de refroidissement) et le traitement thermique appliqué.

Le présent mémoire comporte une introduction générale et quatre chapitres:

- Le premier chapitre s'intéresse des notions générales sur les alliages d'aluminium, leurs domaines d'application et l'effet des éléments d'alliage.
- Le deuxième chapitre a été consacré aux traitements thermiques,
- Le troisième chapitre décrit les traitements et les techniques expérimentales utilisées telles que le microscope optique et duromètre.
- Le quatrième chapitre présente les résultats expérimentaux obtenus par les différentes techniques et leurs interprétations.

# **Chapitre I :**

## **Généralité sur les alliages d'aluminium de fonderie**

---

### I. 1. Introduction

Grace a leurs caractéristiques importantes comme la rigidité et la légèreté , il est très connu que les alliages d'aluminium et de magnésium son des matériaux de choix pour diverses applications, par exemple dans les domaines alimentaires , aéronautique , ménager et surtout en domaine aéronautique .ces matériaux présent une faible résistance à la corrosion et spécialement le magnésium .

Les caractéristique mécanique des métaux purs sont la plupart du temps relativement faible .le fait d'ajouter d'autres éléments permet de «durcir» le métal en augmentant ses caractéristiques mécaniques. Outre les renforcements mécaniques engendrés par déformations, tel que l'écroutissage, il existe des durcissements chimiques par addition d'éléments en solution solide ou par précipitation de phases secondaires durcissantes telles que les carbures ces ajouts permettent également de modifier le caractéristiques chimiques .telle que la résistance à la corrosion, ou d'améliorer d'autres caractéristique. Les alliages sont les plus utilises en construction aéronautique à cause de leurs adaptation .possibilité commerciale, économiques, pratique et ils ont rendu simple, des constructions très robustes et résistantes à la corrosion.

### I. 2. Historique

Un chimiste anglais, sir Humphry Davy du royal institue de londrès, fut le premier à prévoir la possibilité d'isoler l'élément aluminium alors qu'il travaillait sur les sels d'alumine (1807) .celles-ci ont été découvertes à la fin du XVIIIe siècle par Guyton de Morveau lors de ses études sur l'ancien «allume ». Ce mot, dérivé du latin allumé, était utilisé pour désigner un matériau de composition douteuse qui fut mentionné pour la première fois dans la civilisation égyptienne au XVIe siècle av.

Quelques années plus tard, qersted, en testent les métaux alcalins découvertes par Davy, a isolé quelques traces poudreuses du nouveau métal.

En 1827, le chimiste allemand whoeler a obtenu la première pépite d'aluminium, qui est toujours exposée au musée de l'université de gonttingen.

Ainsi, on peut dire qu'avec une filiation incertaine, et après vingt ans de gestation, l'aluminium a été livré avec difficulté .Cependant, cette naissance doit être considérée comme pleine de destin.

L'apparence, la légèreté et la ductilité du nouveau métal ont suscité l'intérêt des gens. Des efforts ont donc été faits pour produire le métal de manière industrielle. Henri Sainte-Claire en 1854 a développé un procédé de réduction électrolytique de l'aluminium du double chlorure de sodium et d'aluminium, pionnière ainsi développement des futurs procédés de fabrication industrielle. Le premier aluminium produit a été utilisé pour fabriquer un métal en hommage à Whoeler, et le premier ordre public, personnellement demandé par Napoléon III, était de fabriquer des aigles en aluminium à fixer aux lances de drapeau de régiments impériaux.

A cette époque, l'aluminium était connu sous le nom d'« argile argentée » en raison de sa légèreté.

Un Français, Paul Louis Toussaint Héroult (1863-1914), s'est beaucoup intéressé à ce nouveau métal. En 1866, il a breveté le procédé électrolytique à partir duquel la production industrielle d'aluminium a commencé, en particulier en France et en Suisse.

Par une curieuse coïncidence ; Charles Martin Hall (1863-1914) sans être en contact avec Héroult, a obtenu les mêmes résultats à la même année, ont étudié le même sujet, ont obtenu des résultats équivalents, ont promu des technologies équivalentes. Innovations, et est mort la même année au début de la première guerre mondiale, au cours de laquelle les alliages d'aluminium ont été utilisés pour la première fois à grande échelle.[1]

### I. 3. L'élément aluminium

L'aluminium est un métal dont la structure est et reste cubique à faces centrées à toute température inférieure à sa température de fusion (660 °C).

Il est particulièrement apprécié pour certains de ses caractéristiques :

- Sa faible masse spécifique :  $2,7 \text{ kg/dm}^3$ .
- Sa faible résistivité électrique :  $0,0265 \mu\Omega \cdot \text{m}$  à  $20^\circ\text{C}$ .
- Sa forte conductivité thermique :  $237 \text{ W/(m} \cdot \text{K)}$ .
- Sa bonne résistance à certaines corrosions et notamment à la corrosion atmosphérique.

Ces propriétés font que l'aluminium est très utilisé à l'état pur ou plus exactement à l'état non allié (dans les pays développés plus de 40 % de la consommation d'aluminium se fait à cet état) qui se définit selon les critères suivants :

- Cr, Mg, Mn, Ni et Zn : chacun  $\leq 0,1\%$ .
- Cu  $\leq 0,1\%$  (on admet  $\leq 0,0\%$  si Cr  $\leq 0,05\%$  et Mn  $\leq 0,05\%$ ).
- Fe + Si  $\leq 1\%$ .

L'aluminium non allié ne possède pas des performances mécaniques très élevées, on peut donner les ordres des grandeurs suivantes :

- Limite d'élasticité  $R_{p0,2}$  : 20 à 35 N/mm<sup>2</sup>.
- Résistance à la traction : 65 à 90 N/mm<sup>2</sup>.
- Allongement à rupture : 23 à 43%.

Pour de nombreux emplois il est nécessaire de recourir à des alliages d'aluminium présentant des caractéristiques mécaniques plus élevées.

Ces alliages sont, du point de vue de leur composition chimique définis par les critères suivants :

- Al prédomine en masse sur chacun des éléments d'alliage.
- La teneur totale en masse des éléments d'alliages dépasse 1%.
- La teneur en masse de chaque élément satisfait aux conditions ci-dessous :
  - Pour Cr, Cu, Mg, Mn, Ni et Zn : teneur  $> 0,01\%$  .
  - Fe + Si  $> 1\%$ . [2]

### I. 3.1 Définition d'alliage d'aluminium

Une substance ayant des propriétés métalliques et composée de deux ou plusieurs éléments dont au moins un est un métal élémentaire.

La plupart des alliages d'aluminium contiennent 90 à 96% d'aluminium, avec un ou plusieurs autres éléments ajoutés pour fournir une combinaison spécifique de propriétés et caractéristiques.

Il est assez courant d'avoir plusieurs alliages mineurs éléments en plus d'un ou deux principaux éléments d'alliage pour conférer caractéristiques spéciales de fabrication ou de performance. [3]

### **I. 4. Les types d'alliages d'aluminium**

Les alliages d'aluminium sont divisés en deux grandes catégories :

les alliages de fonderie, qui sont élaborés en tenant compte de leurs propriétés à l'état liquide afin de produire des pièces de fonderie saines, et les alliages de corroyage élaborés en tenant compte plus particulièrement de leur capacité à être mis en forme à l'état solide.

Pour différencier un alliage d'un autre, il est important d'avoir un système normalisé. [3]

#### **I. 4.1. Alliage d'aluminium corroyé**

Ce terme est appliqué aux alliages produits sous forme de lingots ou de billettes et ensuite travaillés par l'un d'un certain nombre de processus tels que le laminage, l'extrusion, le forgeage, l'étirage ou tout autre processus de travail des métaux pour produire des produits semi-finis à partir desquels des produits finaux sont ensuite fabriqués.[2]

#### **I. 4.2. Alliage d'aluminium de fonderie**

Ce terme est utilisé dans le contexte de cette référence pour désigner des alliages qui sont généralement utilisés dans des pièces coulées à la forme finale ou quasi-finale et au lingot à partir duquel de telles pièces sont réalisées. D'une manière générale, les compositions d'alliage coulé ne sont pas utilisées pour les procédés ultérieurs de laminage, d'extrusion, de forgeage ou d'autres procédés de mise en forme des métaux. La coulée telle que discutée ici ne s'applique généralement pas à la production de lingots, de billettes ou d'autres matériaux principalement destinés à un travail ultérieur des métaux.[3]

### I. 5. Alliages de fonderie normalisée

#### I. 5.1. Le système à quatre chiffres de désignation des alliages de fonderie

Il n'y a pas de système international de désignation pour les alliages de fonderie comme il y en a un pour les alliages corroyés. À cet égard, la désignation généralement utilisée au Canada est la même qu'aux États-Unis. Adoptée en 1954 par l'Aluminium Association, elle a été normalisée par l'American National Standards Institute en 1957 sous l'appellation ANSI H35.1. Cette nomenclature de quatre chiffres (1XX.X) ressemble à la nomenclature des alliages corroyés puisqu'il s'agit d'un regroupement des alliages selon le principal élément d'alliage.

#### I. 5.2. Le premier chiffre

Le premier des quatre (4) chiffres représente le groupe auquel l'alliage appartient. Ainsi, le « 2 » de 203.0 indiquent que cet alliage fait partie de la famille dont le principal élément d'alliage est le cuivre. On remarquera que la série 6XX.X n'est pas utilisée. Elle reste disponible aux futurs développements.

Le tableau 1 présente les familles d'alliages par rapport à l'élément d'addition le plus important :

**Tableau 1** : Signification du premier de la désignation chiffre.

Chiffre	Signification
1	Désigne les aluminiums dont le pourcentage en ALUMINIUM est égal ou supérieur à 99,00 %.
2	Désigne les alliages dont le principal élément d'addition est le CUIVRE.
3	Désigne les alliages dont le principal élément d'addition est le SILICIUM, suivi du CUIVRE ou du MAGNÉSIUM.
4	Désigne les alliages dont le principal élément d'addition est le SILICIUM.
5	Désigne les alliages dont le principal élément d'addition est le MAGNÉSIUM..
6	Désigne les alliages dont le principal élément d'addition est le ZINC.
7	Désigne les alliages dont le principal élément d'addition est l'ÉTAIN.
8	Désigne les autres alliages d'aluminium.

### I.5.3 .Les deuxième et troisième chiffres

Dans la famille 1XX.X, les 2e et 3e chiffres indiquent le pourcentage en aluminium au-delà de 99 %. Ainsi, l'alliage 170.0, développé principalement pour la fabrication de rotors électriques de petits diamètres, contient au moins 99,70 % d'aluminium dans sa composition.

Dans les autres familles, les 2e et 3e chiffres n'ont aucune signification particulière et servent seulement à identifier les différents alliages dans leur groupe.

### I. 5.4 .Le quatrième chiffre

Pour toutes les familles d'alliages de fonderie du tableau 1, la décimale représente la forme de l'alliage. Le « 0 » indique qu'il s'agit d'une pièce coulée; le « 1 » qu'il s'agit d'un lingot, mais dont les limites de composition chimique se rapprochent de la pièce coulée, donc probablement de métal recyclé. Finalement, le « 2 » indiquent qu'il s'agit d'alliage sous forme de lingot d'aluminium primaire.

### I. 5.5. Les lettres

Il arrive que la désignation à quatre (4) chiffres soit précédée par une lettre, par exemple l'alliage A356.0 ou le B390.0. Ces suffixes alphabétiques débutant à A, en omettant les lettres I, O, Q et X (le X étant réservée aux alliages expérimentaux), indiquent une légère variation des limites d'impuretés permises ou éléments d'alliages. [4]

## I. 6. Applications d'alliage aluminium de fonderie

En comparaison avec les alliages corroyage, les alliages coulés contiennent des proportions plus importantes d'éléments d'alliage tels que le silicium et le cuivre, ce qui entraîne une structure de coulée largement hétérogène (c.-à-d. une structure ayant un volume substantiel de seconde phase).

Ce matériau de deuxième phase mérite une étude minutieuse, car tout constituant grossier, tranchant et fragile peut créer des entailles internes nuisibles et des fissures nucléées lorsque le composant est ensuite mis sous charge. Les propriétés de fatigue sont très sensibles aux grandes hétérogénéités. Comme on le verra plus loin, de bonnes pratiques métallurgiques et de fonderie peuvent largement prévenir de tels défauts.

L'allongement et la résistance, surtout en fatigue, de la plupart des produits coulés sont relativement inférieurs à ceux des produits ouvrés. C'est parce que la pratique actuelle de coulée est encore incapable d'empêcher de manière fiable les défauts de coulée. Ces dernières années, cependant, les innovations dans les processus de coulée tels que le pressage.





**Figure I. 1 :** Des extrusions soudées 6063 combinées avec un tube 5083 et une coulée 357 composent la carrosserie de l'essieu de la BMW Model 5.



**Figure I. 2 :** Le General Motors Aurora, comme beaucoup d'autres automobiles de production, a des panneaux de fermeture en aluminium d'alliage 6111-T4.

La coulée a apporté des améliorations significatives dans la cohérence et le niveau des propriétés des pièces coulées, et celles-ci devraient être prises en compte dans le choix des procédés de coulée pour les applications critiques.

### I. 6.1. 2xx.x, alliages aluminium-cuivre

Les caractéristiques principales de la série 2xx.x sont :

- Sable traité thermiquement et moulages permanents
- Haute résistance aux températures ambiantes et élevées ; certains alliages à haute ténacité.
- Approximatif de résistance à la traction maximale approximative : 130 à 450 MPa (20 à 65 ksi).



**Figure I.3 :** Les structures critiques des ailes des avions sont souvent en tôle d'alliage 7xxx ou construction d'extrusion à rigidité intégrale ; alliage 7075-T73 ou alliages de haute ténacité tels que 7050 ou 7475 sont parmi les principaux choix.



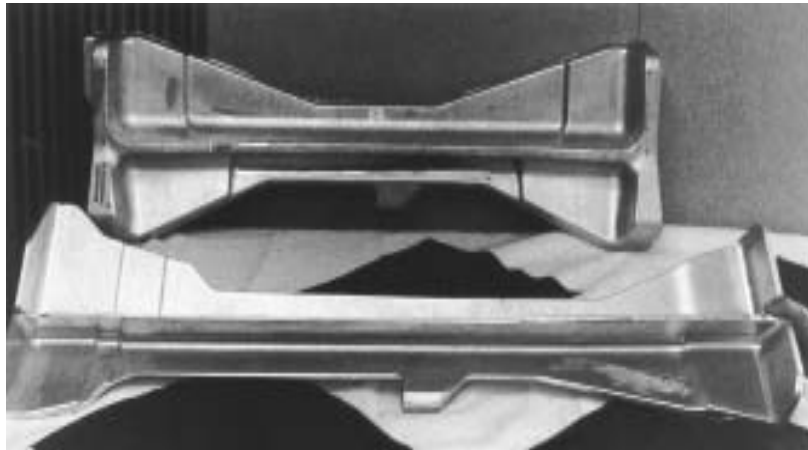
**Figure I.4 :** Les tubes de forage longs sont souvent faits de tubes extrudés en alliage d'aluminium 7xxx (ainsi que 2xxx).

## Chapitre I: Généralité sur les alliages d'aluminium de fonderie

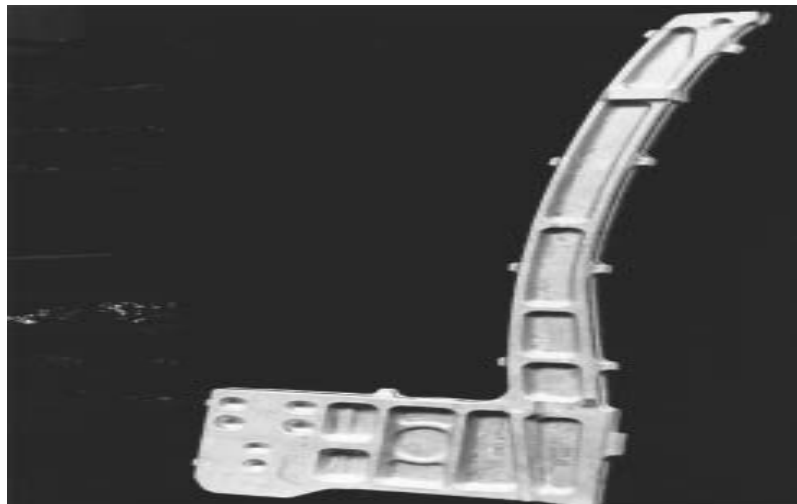
---

Utilisation primaire. Le plus fort des alliages de coulée communs est traité thermiquement 201.0, qui a trouvé une application importante dans l'industrie aérospatiale.

La castabilité de l'alliage est quelque peu limitée par une tendance à la microporosité et à la déchirure à chaud afin qu'il soit le mieux adapté à la coulée d'investissement. Sa grande ténacité le rend particulièrement adapté aux composants fortement sollicités dans la construction de machines-outils, dans la construction électrique (pièces moulées à appareillage sous pression) et dans la construction aéronautique.



**Figure I. 5 :** Exemple d'aéronef forgé de première qualité faisant partie d'un alliage 7175-T736 (T74).



**Figure I. 6 :** Un composant d'hélicoptère forgé en alliage d'aluminium-lithium 8090-T852.

Outre les alliages de coulée standard en aluminium, il existe des alliages spéciaux pour des composants particuliers, par exemple, pour les têtes de piston du moteur, les blocs moteurs intégrés ou les roulements. Pour ces applications, l'alliage choisi nécessite une bonne résistance à l'usure et un faible coefficient de frottement, ainsi qu'une résistance adéquate à des températures de service élevées. Un bon exemple est l'alliage 203,0, qui à ce jour est l'alliage de coulée d'aluminium ayant la plus forte résistance à environ 200 °C (400 °F). Un exemple de demande pour des alliages 2xx.x est un composant d'avion qui est fait dans des alliages d'alliage à haute résistance 201.0-T6 (Figure. 7).

### I. 6.2. 3xx.x, alliage aluminium-silicium plus cuivre ou magnésium

Les principales caractéristiques de la série 3xx.x sont :

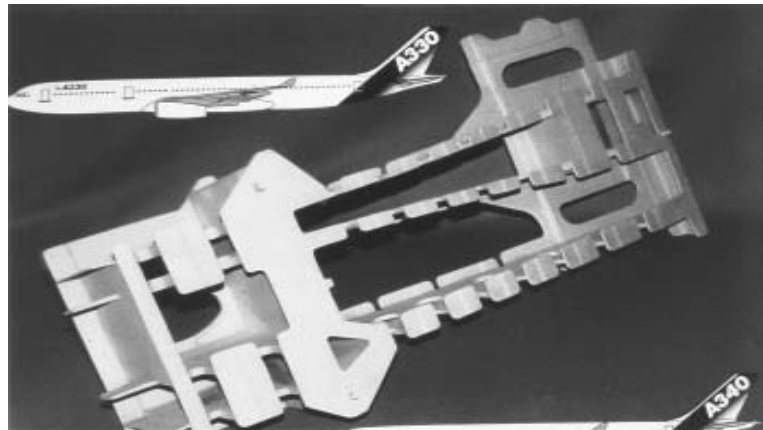
- Sable traité thermiquement, moule permanent et moulages sous pression.
- Excellente fluidité, haute résistance et certains alliages de haute ténacité.
- Approximatif de résistance à la traction maximale approximative : 130 à 275 MPa (20 à 40 ksi).
- Facilement soudé.

La série 3xx.x de pièces moulées est l'une des plus utilisées en raison de la flexibilité fournie par la haute teneur en silicium et sa contribution à la fluidité, ainsi que leur réponse au traitement thermique, qui offre une variété d'options de haute résistance. En outre, la série 3xx.x peut être coulée par une variété de techniques allant du sable relativement simple ou moulage sous pression au moule permanent très complexe, les moulages d'investissement, et les nouvelles technologies de thixocasting et de moulage sous pression.

Utilisation principale. Parmi les alliages de cheval de travail sont 319.0 et 356.0/A356.0 pour le sable et le moulage permanent ; 360.0, 380.0/A380.0 et 390.0 pour le moulage sous pression ; et 357.0/A357.0 pour de nombreux types de moulage, y compris, en particulier, les technologies de moulage sous pression/forge relativement récemment commercialisées. Alliage 332.0 est également l'un des plus fréquemment utilisé en aluminium.



**Figure I. 7 :** Les composants des avions sont fabriqués à partir d'alliages d'aluminium moulés à haute résistance, tels que l'alliage 201.0 .



**Figure I. 8 :** avions Thixoformé A356.0-T6 châssis turbo intérieur pour la famille d'Airbus de l'avion.

Alliages de coulée parce qu'il peut être fait presque exclusivement à partir de matières recyclées ferraille.

Parmi les applications illustrées figurent le cadre turbo intérieur A356.0-T6 thixoformé pour la famille d'avions Airbus (figure. 8) ; le boîtier de la boîte de vitesses d'une voiture de tourisme en alliage moulé sous pression 380.0 illustré à (la figure. 9) ; le boîtier de l'essieu arrière (figure. 10).

Complexe 3xx.x moulages réalisés par le processus de coulée d'investissement, offrant la possibilité d'obtenir exceptionnellement les détails complexes et la qualité fine

(figure. 11) ; et les roues moulées A356.0, qui sont largement utilisés dans l'industrie automobile américaine (Figure. 12).

### I. 6.3. 4xx.x, alliages aluminium-silicium

Les caractéristiques principales de la série 4xx.x sont :

- Sable non traité thermiquement, moule permanent et moulages sous pression
- Excellente fluidité, bonne pour les pièces moulées complexes
- Approximatif de résistance à la traction maximale approximative : 120 à 175 MPa (17 à 25 ksi) .

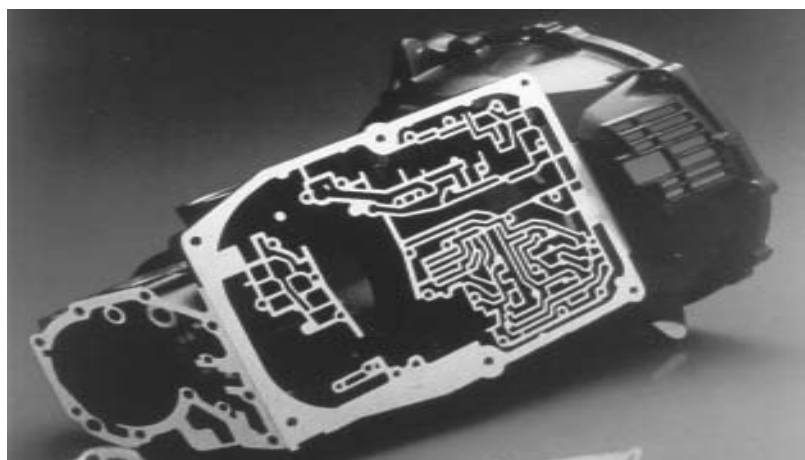
L'alliage B413.0 se distingue par sa très bonne capacité de coulée et son excellente soudabilité, qui sont dues à sa composition eutectique et à son point de fusion bas de 700 °C (1292 °F).

Il combine une résistance modérée avec un allongement élevé avant rupture et une bonne résistance à la corrosion. L'alliage est particulièrement adapté aux pièces moulées complexes, à parois minces, étanches et résistantes à la fatigue.

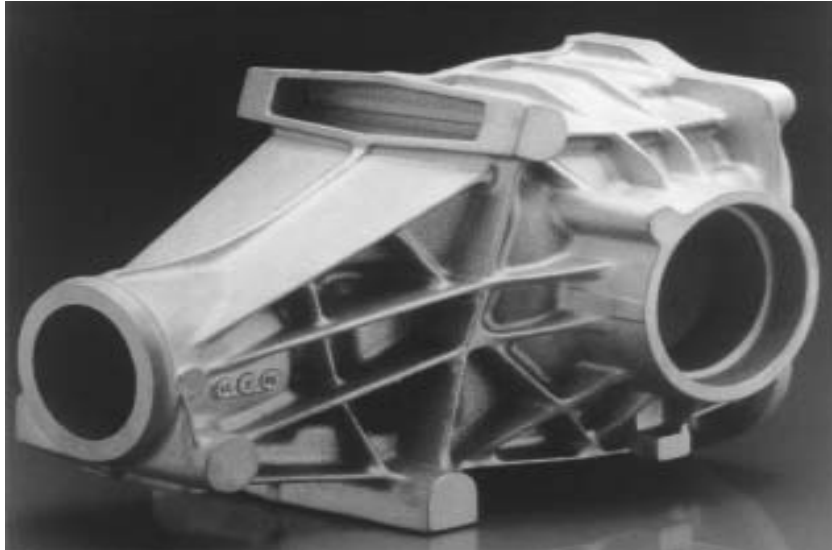
Utilisation primaire. Ces alliages ont trouvé des applications dans les pièces coulées relativement complexes pour la machine à écrire et les boîtiers d'ordinateur et dentaire l'équipement, ainsi que pour les composants applications architecturales.

### I. 6.4. 5xx.x, alliages aluminium-magnésium

Les caractéristiques principales de la série 5xx.x sont :



**Figure I. 9** : Moulage de la boîte de vitesses pour une voiture particulière, en alliage moulé sous pression 380,0



**Figure I. 10** : Boîtier de l'essieu arrière de 380,0 moulage au sable

- Sable non traité thermiquement, moule permanent et moulages sous pression.
- Plus résistant à mouler ; fournit de bonnes caractéristiques de finition.
- Excellente résistance à la corrosion, usinabilité et aspect de surface.
- Approximatif de résistance à la traction maximale approximative : 120 à 175 MPa (17 à 25 ksi).

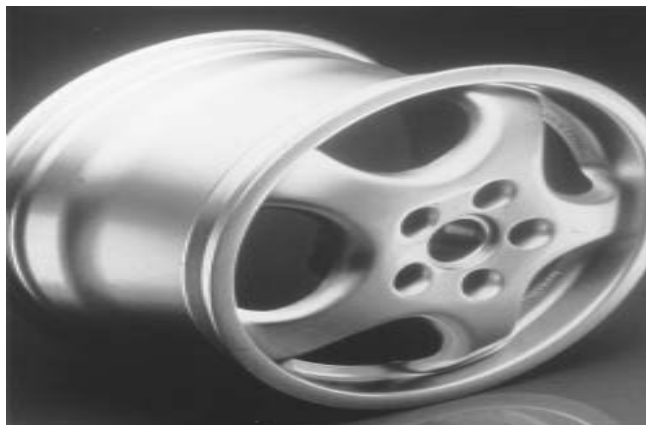
La caractéristique commune de ce groupe d'alliages est une bonne résistance à la corrosion.

Utilisation primaire. Les alliages 512.0 et 514.0 ont une résistance moyenne et un bon allongement et sont adaptés aux composants exposés à l'eau de mer ou à d'autres environnements corrosifs similaires. Ces alliages sont souvent utilisés pour les ferrures de portes et fenêtres, qui peuvent être anodisées décorativement pour donner une finition métallique ou fournir un large éventail de couleurs. Leur stabilité est inférieure à celle des alliages aluminium-silicium en raison de son magnésium.



**Figure I. 11 :** Moulages complexes 3xx.x réalisés par les processus de coulée d'investissement,

la capacité d'obtenir des détails et des détails extrêmement complexes ; qualité



**Figure I. 12 :** Les roues moulées A356.0 sont largement utilisées dans l'industrie automobile américaine.

Contenu et, par conséquent, longue plage de congélation. Pour cette raison, il a tendance à être remplacé par 355,0, qui a longtemps été utilisé pour des applications similaires.

Pour les moulages sous pression où l'anodisation décorative est particulièrement importante, l'alliage 520.0 convient parfaitement.



### I. 6.5. 7xx.x, alliages aluminium-zinc

Les principales caractéristiques du 7xx.x séries sont :

- Sable traité thermiquement et moulages permanents (plus difficiles à mouler)
- Excellente usinabilité et aspect

de résistance à la traction maximale approximative : 210 à 380 MPa (30-55 ksi)

Utilisation principale. En raison de la difficulté accrue de la coulée des alliages 7xx.x, ils ont tendance à être utilisés uniquement lorsque les excellentes caractéristiques de finition et l'usinabilité sont importantes. Les applications représentatives comprennent le mobilier, les outils de jardin, les machines de bureau et le matériel agricole et minier.

### I. 6.6 8xx.x, Alliages aluminium-étain.

Les principales caractéristiques de la série 8xx.x sont :

- Sable traité thermiquement et moulages permanents (plus difficiles à mouler).
- Excellente usinabilité.
- Paliers et bagues de tous types.
- Approximatif de résistance à la traction maximale approximative : 105 à 210 MPa (15 à 30 ksi) .

Utilisation primaire. Comme pour les alliages 7xx.x, les alliages 8xx.x sont relativement durs ne sont utilisés que lorsque leur combinaison de finition de surface et la dureté relative sont importants. L'exemple premier est pour les pièces nécessitant un usinage intensif et pour les bagues et roulements.[5]

## I. 7. Effet des éléments d'addition

### I. 7.1 .Silicium

L'influence du silicium dans les alliages d'aluminium dépend de ses configurations. Le silicium est en grande partie sous forme d'eutectique avec l'aluminium remplissant l'espace inter dendritique. Ainsi, le silicium eutectique non modifié, bien qu'assez fin, n'est pas globulaire. Afin d'obtenir un silicium eutectique globulaire, on procède souvent à un traitement de modification (sodium ou strontium) pendant l'élaboration de l'alliage.[6]

### I. 7.2 .Cuivre et magnésium

Smart et Reynolds ont étudié l'influence de différents éléments dans les alliages Al-Si contenant 10.5% Si coulés dans des coquilles d'acier en comparaison avec l'alliage 336.

Les résultats obtenus montrent que le magnésium joue un rôle important en augmentant la dureté et la charge de rupture  $R_{ut}$  à chaud. L'influence du cuivre à froid est claire mais à chaud elle n'est pas nette. [7]

### I. 7.3. Manganèse et fer

Les résultats donnés par Iglessis et al montrent que le manganèse, en présence du magnésium, ne semble pas avoir une grande influence à chaud et la variation de la teneur en manganèse n'a pas non plus d'effet sensible. Le fer n'a pas d'influence sur les caractéristiques à 250°C jusqu'à la teneur 1.6%. Cependant on observe une baisse considérable de la résistance à la rupture en traction à froid, à partir de 1,4% de fer.[8]

Pacz<sup>27</sup> et Scheuer<sup>28</sup> ont montré que l'addition de manganèse et de béryllium formant une phase quaternaire avec le fer, de morphologie granuleuse, joue un rôle en augmentant les caractéristiques de traction. [9] ,[10]

## I. 8. Microstructure des alliages d'aluminium de fonderie

### I. 8.1. Microstructure Al - Si

L'élément d'alliage principal de la plupart des alliages de fonderie est le silicium. Les pièces coulées à partir des alliages d'aluminium sont majoritairement faites d'alliages aluminium Silicium.

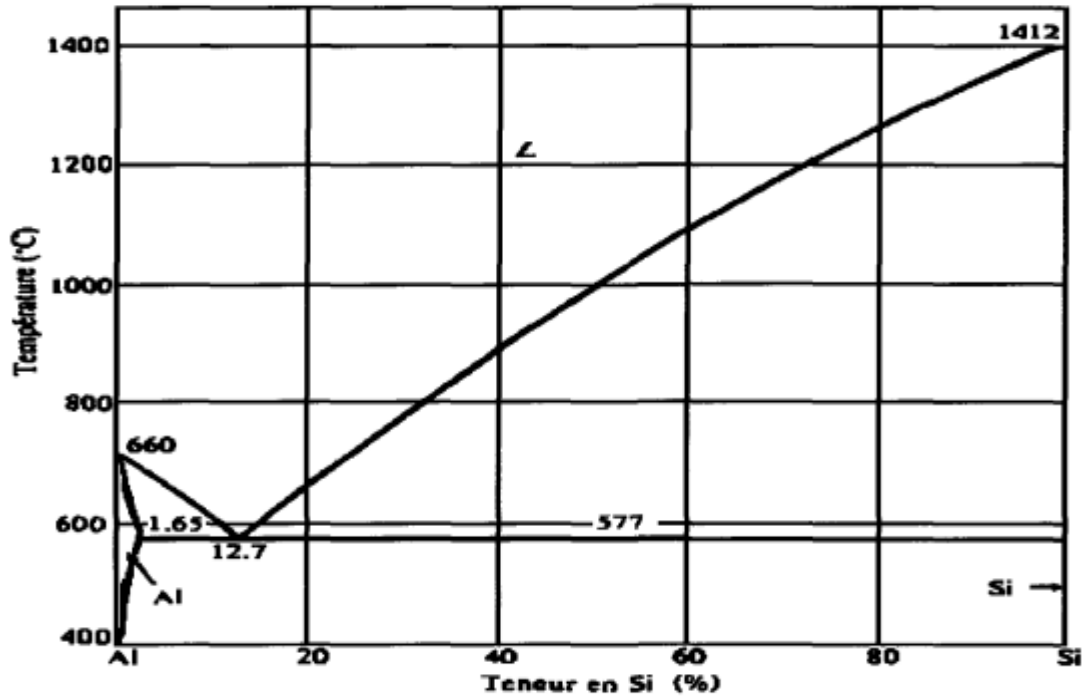


Figure I .13 : Diagramme d'équilibre binaire Al-Si.

L'importance notable des alliages Al-Si pour les industries concernées a incité plusieurs chercheurs à explorer la microstructure de ces alliages ainsi que leurs propriétés. Deux écoles de pensée existent, chacune avec sa conception distincte de la genèse de l'eutectique Al-Si et la modification de sa morphologie. [11]

Une école estime que le mécanisme sous-jacent à la nucléation du silicium eutectique dans les alliages Al-Si détermine finalement la morphologie du silicium eutectique; l'autre attribue la morphologie du silicium eutectique à la cinétique de sa croissance.

La microstructure des alliages Al-Si dépend de la composition chimique, du procédé de coulée et du traitement thermique. La microstructure des alliages Al-Si est composée de deux phases, c.-à-d. Al et Si. Ces alliages sont une combinaison d'une phase fragile à haute résistance (Si) et une phase ductile à faible résistance (Al), où la microstructure est généralement composée d'une matrice d'aluminium contenant du silicium eutectique. Ce silicium peut être présent sous la forme de aiguilles aciculaires, plaques de type bloc, ou une structure fibreuse raffinée, selon le niveau de la modification chimique et du taux de refroidissement de la section coulée. En général, le silicium eutectique n'est pas uniformément réparti, mais a tendance à être concentré aux limites inter dendritiques.

La figure 2. Montre certaine des caractéristiques distinctives des microstructures en alliage typiques, en l'occurrence l'alliage A319, décrites ci-dessous. [12]

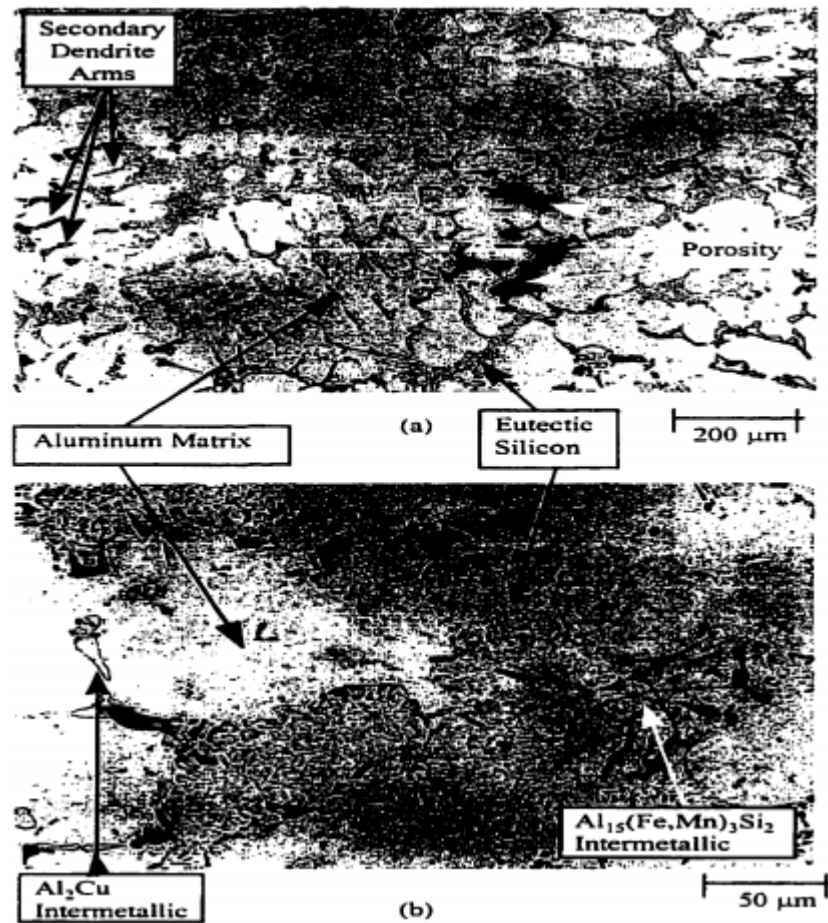


Figure I.14 : Caractéristiques typiques de la microstructure en alliage A319. [13]

### I. 8.2. Silicium eutectique

Le silicium eutectique a une structure grossière en forme de plaque dans laquelle les plaques grossières agissent comme éleveurs de contraintes et fournissent des plans de faiblesse; les deux peuvent être combinés pour améliorer l'initiation et la propagation des fissures. La morphologie du silicium eutectique peut être modifiée en ajoutant de petites quantités de Na ou de Sr à la fonte, tandis que la solidification peut également être obtenue en augmentant le taux de solidification.

Les propriétés des alliages hypo eutectiques d'aluminium-silicium peuvent être affecté par la modification de la forme de l'eutectique. Un plus fin, plus fibreux La structure eutectique peut être obtenue par une augmentation du taux de solidification et par l'ajout de modificateurs chimiques. Calcium, sodium, strontium, et l'antimoine sont

connus pour influencer le degré d'eutectique modification qui peut être réalisée lors de la solidification.

Le sodium est sans doute le modificateur le plus puissant, mais ses effets sont transitoires en raison de l'oxydation et des pertes de pression de vapeur. Le strontium est moins transitoire, mais peut être moins efficace pour la modification si les taux de solidification sont lents.

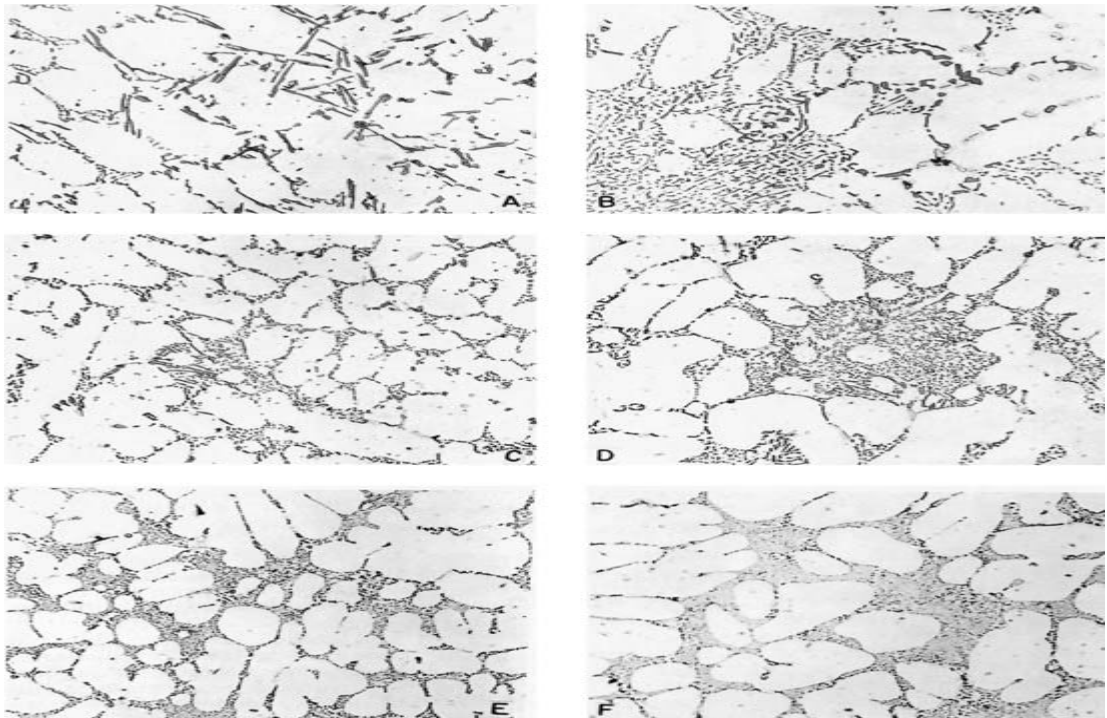
La combinaison de sodium et de strontium offre des avantages en efficacité initiale. Le calcium est un modificateur faible avec peu de valeur marchande. L'antimoine fournit un effet durable, bien que le résultat soit une lamellaire plus fine plutôt qu'eutectique fibreuse.

Fluxage post addition pour restaurer la qualité de la fonte in- augmente le taux de pertes de sodium. L'utilisation excessive du sodium ( $> 0,01\%$  en poids) augmente les tendances erronées par des augmentations de tension du visage et diminution de la fluidité.

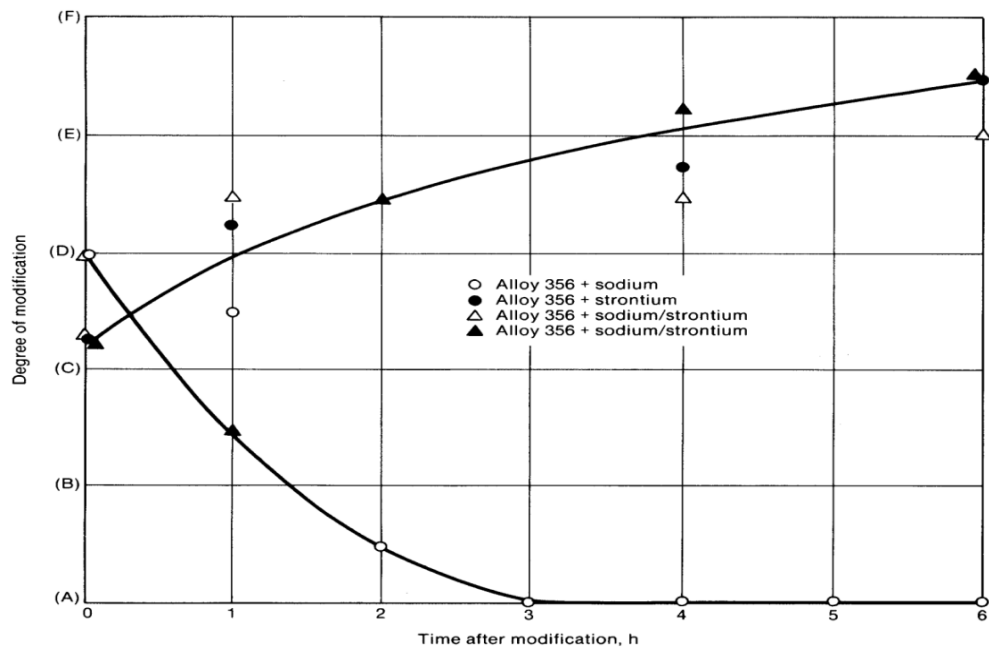
Les ajouts de strontium sont généralement effectués par l'intermédiaire d'alliages principaux contenant jusqu'à 10 % du modificateur. Pendant que ces ajouts sont faits .

Le phosphore interfère avec le mécanisme de modification. Il réagit pour former des phosphures qui annulent l'efficacité des ajouts de modificateurs. Il est donc souhaitable d'utiliser du métal à faible teneur en phosphore lorsque la modification est un objectif du processus et d'ajouter des modificateurs plus importants pour compenser les pertes liées au phosphore.

En général, les structures modifiées présentent des propriétés de traction plus élevées ductilité sensiblement améliorée par rapport à la ductilité non modifiée structures. L'amélioration des degrés de porosité associée à l'ajout de modificateurs est supprimée. Les résultats de coulée améliorés comprennent une alimentation améliorée et une résistance supérieure à la fissuration à température élevée.



**Figure I.15 :** Divers degrés de modification eutectique aluminium-silicium allant de non modifié (A) à bien modifié (F). Voir figure 16 pour l'efficacité des différents modificateurs.



**Figure I.16 :** Efficacité des modificateurs de sodium et de strontium en fonction de temps. Voir figure 15 pour les degrés de modification.

### I. 8.3. Phases intermétalliques

Le contrôle des concentrations d'éléments et l'observation des rapports stœchiométriques requis pour la formation de la phase intermétallique donnent lieu à des microstructures préférées pour le développement des propriétés.

Le taux de solidification et le taux de refroidissement post-solidification favorisent une taille et une distribution uniformes des intermétalliques et influencent leur morphologie.

Des taux de solidification plus lents entraînent des concentrations intermédiaires grossières et des concentrations de deuxième phase aux limites des grains.

Formation de la phase est contrôlée de manière à ce que la solidification plus rapide et plus refroidissement rapide à la température ambiante à partir de la température de solidification. [14]

Deux des principales phases intermétalliques des alliages d'aluminium de type 319 sont celles base de Fe et de Cu. Les intermétalliques à base de fer ont tendance à former  $\beta$ -Fe et/ou  $\alpha$ -Fe particules de phase. Les  $\beta$ -Fe sont des plaquettes aciculaires qui ont un effet significatif sur les propriétés mécaniques, tandis que les particules de phase  $\alpha$ -Fe apparaissent dans un format plus compact, Forme de script chinois qui est moins nocif pour les propriétés de l'alliage. L'intermétallique à base de Cu est principalement  $Al_2Cu$ , qui se produit sous forme de particules de type bloc ou sous une forme plus fine de type eutectique Al- $Al_2Cu$ . [12]

### I. 8.4. Espacement secondaire des bras de dendrite (SDAS)

Dans tous les processus commerciaux, à l'exception des semi-solides formations, la solidification a lieu par la formation de dendrites à partir de solution liquide. Les cellules contenues dans la dendrite la structure correspond aux dimensions séparant les bras des dendrites primaires et secondaires et sont contrôlées exclusivement pour une composition donnée par taux de solidification.

Au moins trois mesures sont utilisées pour décrire la dendrite raffinement :

- Intervalle des cellules de dendrite : distance entre les lignes centrales de cellules de dendrite adjacentes.

- Taille des cellules de dendrite : largeur des cellules de dendrite individuelles .[14]
- Espacement des bras de dendrite secondaire : (SDAS) est la distance linéaire entre deux des dendrites ou bras  $\alpha$ -Al secondaires. Comme ce SDAS est régi par les conditions de solidification, il fournit ainsi une mesure directe du taux de solidification dans la zone de coulée locale. En général, les propriétés mécaniques des pièces moulées en aluminium ont tendance à être mieux corrélées avec le SDAS qu'avec la taille des grains; toutes choses étant égales par ailleurs, des taux de solidification plus élevés produisent un espacement plus fin, qui à son tour fournit de meilleures propriétés mécaniques. [12]

### I. 8.5 Précipitation

#### I. 8.5.1. Cuivre (Cu)

Les alliages d'aluminium de fonderie contenant uniquement du cuivre sont rares, à cause de leur coulabilité plutôt faible. On peut toutefois l'améliorer en ajoutant du silicium. Le cuivre permet le durcissement structural de ces alliages grâce à la précipitation de formes transitoires du composé d'équilibre  $\text{CuAl}_2$ . [14] Ce sont les alliages qui ont de 4% à 6% de Cu qui répondent le mieux aux traitements thermiques. À ces compositions, l'alliage se rapproche de la composition eutectique Al-Cu $\text{Al}_2$ , qui contient 32,3% en massique de cuivre dans le liquide et 5,7% en massique de cuivre dans le solide (figure 17).

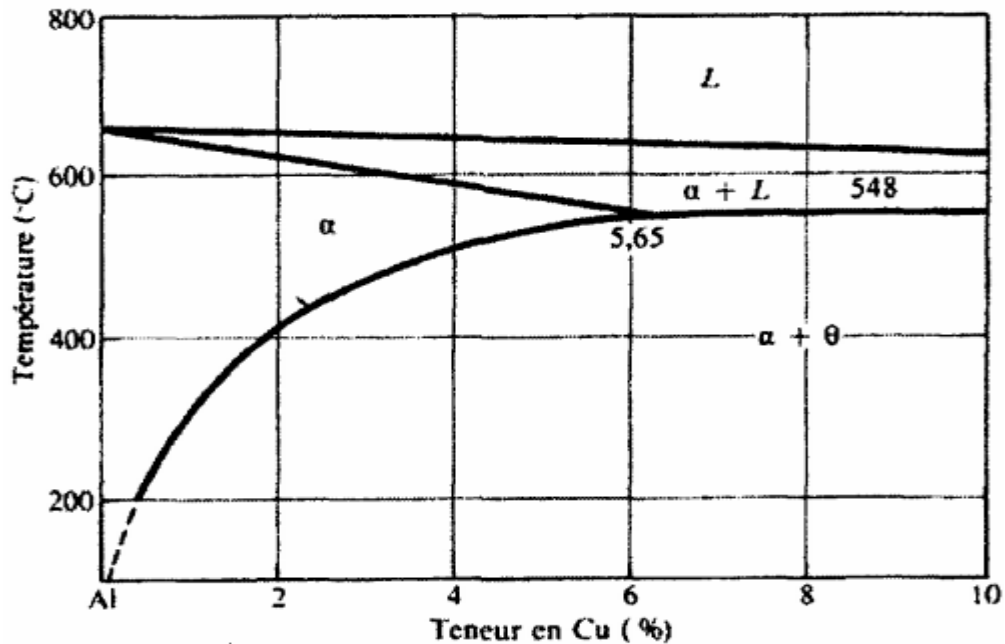
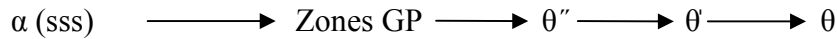


Figure I.17 : Diagramme d'équilibre Al-Cu.[15]



La phase solide  $\text{CuAl}_2$ , quant à elle, est constituée de 53,2% à 53,9% Cu à une température de 400°C. La séquence de précipitation du  $\text{CuAl}_2$  est la suivante :



Les zones de Guinier-Preston et les précipités intermédiaires qui se forment sont parallèles

à  $\{001\}$  Al- Les précipités  $\theta''$  sont cohérents avec la matrice, les  $\theta'$  sont semi-cohérents tandis que les précipités  $\theta$  sont non cohérents.[16]

### I. 8.5.2. Si-Cu

Lorsqu'il est présent entre 3 à 5%, le cuivre améliore les propriétés mécaniques des alliages Al-Si-Cu. Ces derniers, lorsqu'ils ont une composition en Si qui se rapproche de celle de l'eutectique, ont une bonne tenue à chaud et un faible coefficient de dilatation thermique. Aucun composé ternaire ne se forme dans cet alliage. Les phases en présence sont l'aluminium, le silicium et le  $\text{CuAl}_2$ .

### I. 8.5.3.Si-Mg

L'addition de magnésium à l'alliage Al-Si est à la base de l'amélioration de la résistance et de la dureté lors des traitements thermiques. C'est la précipitation de la phase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  et de ses phases transitoires qui rend l'alliage durcissable. La phase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  a une solubilité limite de 0,7% Mg. Au-delà de cette limite, il n'y a plus d'effet positif apparent. le magnésium est l'élément qui permet les plus grandes améliorations après traitements thermiques.

Toutes ces augmentations sont produites par les précipités de  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . On peut ainsi simplifier le diagramme ternaire « aluminium - silicium - magnésium » en créant un diagramme d'équilibre pseudo-binaire entre l'aluminium et le  $\text{Mg}_2\text{Si}$  (figure3). Nous pouvons voir que la solubilité à l'état solide de la phase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  diminue avec l'excès de silicium, et davantage avec l'excès de magnésium.

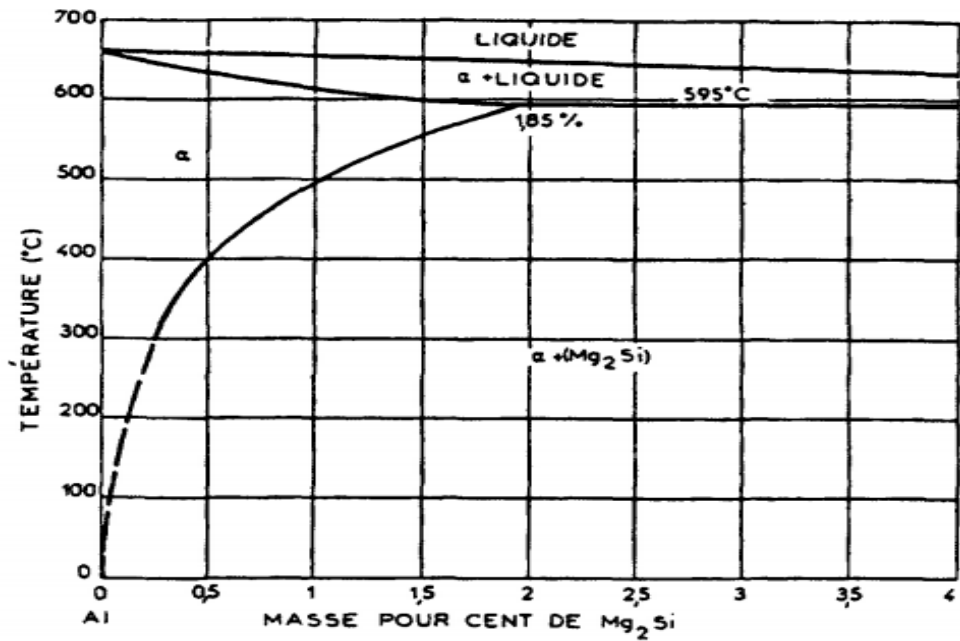
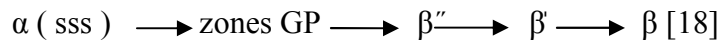


Figure I. 18 : Diagramme d'équilibre Al-Mg<sub>2</sub>Si (pseudo-binaire).[17]

La séquence de formation du précipité de Mg<sub>2</sub>Si passe par plusieurs phases intermédiaires :



Dans cette séquence, (sss) représente une structure sursaturée et  $\beta$  représente les précipités de Mg<sub>2</sub>Si. Les précipités intermédiaires  $\beta''$  se présentent sous la forme de bâtonnets semi cohérents, parallèles à {001} Al- Par la suite, la forme  $\beta'$  transforme les bâtonnets sous forme d'aiguilles semi-cohérentes, toujours selon {001} Al- Celles-ci deviennent ensuite des plaquettes semi-cohérentes, pour finalement se transformer en un précipité de Mg<sub>2</sub>Si non cohérent. Les zones de Guinier-Preston ainsi que les précipités très fins de Mg<sub>2</sub>Si augmentent la résistance de l'alliage sans avoir d'effets négatifs sur la ductilité. [19]

## **Chapitre II :**

# **Traitement thermique des alliages d'aluminium de fonderie**

---

## II. 1 .Mise en solution

La Mise en solution est effectuée à une température élevée, proche de température eutectique de l'alliage. Le but de la Mise en solution consiste à :

- dissoudre les phases solubles contenant Cu et Mg formées pendant solidification.
- homogénéiser les éléments d'alliage.
- sphéroïdisation des particules eutectiques Si.

La vitesse de ces trois processus augmente avec l'augmentation de la température de Mise en solution. La résistance qui peut être obtenue après vieillissement augmente également avec l'augmentation de la température, car la solubilité maximale du soluté obtenu dans la matrice augmente. La température maximale de Mise en solution utilisable dépend de la concentration en Cu et Mg de l'alliage, et est limitée par la fusion initiale de la phase formée par la fonte finalement solidifiée riche en éléments solutés du fait de la ségrégation. La fusion locale peut provoquer une déformation et une réduction significative des propriétés mécaniques. Les alliages de coulée Al-Si-Mg peuvent être traités dans des solutions entre 540 et 550 C (Shivkumar et al. 1990b) ,[21].

Pendant la Mise en solution, toutes les phases formées pendant la solidification ne se dissoudront pas. Par exemple, les particules  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si et  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu sont relativement faciles à dissoudre, tandis que les particules Q-Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub> et Al<sub>8</sub>Mg<sub>3</sub>FeSi<sub>6</sub> sont difficiles à dissoudre ou à transformer à l'état solide (Moustafa et al., 2003) ,[22]. La phase contenant du fer est difficile à dissoudre ; la phase script  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe, Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> n'est en fait pas affectée par le traitement en solution, tandis que les plaquettes  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi sont cassées et progressivement dissoutes à haute température pendant une longue période ( Crowell et al., Shivkumar, 1995),[23]. Afin de réaliser le plein potentiel de vieillissement de l'alliage, il est important que les phases contenant Mg et Cu se dissolvent. Les atomes de Cu et de Mg liés à la phase insoluble pendant le traitement de la solution ne peuvent pas augmenter la force par précipitation.

## **II. 1.1.Homogénéisation**

Lorsque les atomes se détachent des grosses particules formées pendant le processus de solidification, ils diffusent à travers la matrice pour réduire le gradient de concentration et former une solution solide uniforme. Le temps nécessaire pour homogénéiser la coulée dépend de la nature des atomes dispersés et de la température de traitement de la solution (vitesse de diffusion), ainsi que de la distance de diffusion donnée par l'épaisseur de la microstructure habituellement mesurée par la distance entre les bras dendritiques (SDAS).

## **II. 1.2. Exemples de dissolution et d'homogénéisation**

Le temps nécessaire à la dissolution et à l'homogénéisation dépend de la composition, de la morphologie, de la taille et de la répartition des phases qui existent après la solidification, ainsi que du traitement de la température de la solution. Ce qui suit décrit les phases qui peuvent se former pendant la solidification de différents alliages, ainsi que la durée et la température typiques du traitement de la solution.

## **II. 1.3.Al–Si–Mg alliages**

### **II. 1.3.1.État brut**

Les phases contenant Mg qui peuvent se former lors de la solidification sont les phases  $Mg_2Si$  et  $\pi$ -Fe. La concentration de Mg et Fe dans l'alliage, la fraction de solidification des phases  $\beta$ -Fe et  $\pi$ -Fe et la concentration de Mg en solution solide. La phase  $\pi$ -Fe a un caractère chinois ou une forme de bloc et est généralement formée sur la plaque de Fe. Taylor et al (2000b), [24] ont rapporté que la concentration en Mg n'a pas d'effet significatif sur la fraction volumique de la phase formée par l'alliage Al-Si-Mg avec Fe et SDAS de 40  $\mu$ m. La phase  $\pi$ -Fe est la phase principale, représentant environ 1 % en volume, tandis que la phase  $\beta$ -Fe représente moins de 0,1 % en volume. La proportion de phase  $Mg_2Si$  augmente à mesure que la teneur en Mg passe de près de zéro à 0,3 poids. % Mg est de 0,2 % en volume pour 0,7 en poids. % Magnésium.

### **II. 1.3.2. État traité par solution.**

La dissolution de la phase  $Mg_2Si$  est un processus rapide car la température de traitement de la solution disponible est élevée et le taux de diffusion de Mg dans Al est élevé. Rometsch et al. (1999),[25] ont étudié le traitement en solution de l'alliage A356 (SDAS) (40 m) et alliage A357 (SDAS 55 m), la température est de 540 °C. La dissolution de la phase  $Mg_2Si$  dans l'alliage A356 est terminée au bout de 2 à 4 minutes, et l'homogénéisation est réalisée au bout de 8 à 15 minutes.

Pour l'alliage A357, la dissolution et l'homogénéisation sont réalisées en moins de 50 minutes. Selon ces auteurs, plus le temps nécessaire à l'alliage A357 est long car plus la concentration en Mg est élevée, plus la microstructure est grossière. Plusieurs autres enquêtes ont rapporté des résultats similaires, comme Closset et al. (1986)[26], Shivkumar et al. (1990b),[23] et Zhang et al. (2002),[27]

Downs et al. (2000)[28], Taylor et al. (2000b)[24], Rometsch et al. (2001),[29] et Wang et Davidson (2001),[30] ont étudié la transition de phase  $\pi$ -Fe pendant le traitement de la solution. Ils ont conclu que la capacité à transformer la phase  $\pi$ -Fe en phase  $\pi$ -Fe et Mg en solution solide dépend de la concentration en Mg dans l'alliage. Si la concentration en Mg est faible (0,3-0,4% en poids), la vitesse de conversion est très rapide. En revanche, si la concentration en Mg est très élevée (0,6-0,7% en poids), aucune transformation ne se produira et le processus peut même être inversé. Par conséquent, on s'attend à ce que la concentration en magnésium n'augmente pas de plus d'environ 0,5 % en poids. Lors de l'utilisation du traitement thermique T6 et du Mise en solution à 540 °C, la résistance augmente.

### **II. 1.4. Traitement de solution en deux étapes**

En raison du risque que la phase fondue contienne du Cu, les alliages contenant du Cu ou du Cu et du Mg ne peuvent pas être traités à des températures aussi élevées que les alliages ne contenant que du Mg. La température plus basse ne traitera pas de manière optimale la solution, car la concentration des éléments d'alliage et de la solution solide est plus faible, et l'agrégation des particules de Si est également moindre. Samuel (1998), [31] Par exemple, à une température de Mise en solution de 480 C, l'ajout de Mg à un alliage Al-Si-Cu n'augmente pas la résistance, mais lorsque la température est augmentée à 500 C, la résistance a augmenté.

Sokolovsky et al. (1995), [32] ont étudié la possibilité d'utiliser une solution en deux étapes. L'alliage est d'abord traité à une basse température de 495°C pendant 8 heures pour dissoudre les particules contenant du Cu, puis la température est augmentée à 520°C pendant 2 heures pour obtenir une concentration uniforme d'éléments d'alliage. Ce processus conduit à une augmentation de la résistance et de la ductilité. Si vous utilisez une température trop élevée, une fusion locale se produira et les propriétés mécaniques chuteront fortement.

### **II. 1.5. Sphéroïdisation des particules eutectiques Si**

Le troisième objectif du traitement en solution concerne les particules de silicium. Apelian et al. (1989), [33] ont résumé les travaux sur l'effet du traitement en solution sur la morphologie des particules eutectiques de Si jusqu'en 1989. La morphologie de l'eutectique Si a une grande influence sur les propriétés mécaniques de l'alliage. S'il existe sous la forme de gros flocons cassants dans l'alliage non modifié, 3a En tant qu'initiateur de fissures, il a un impact négatif sur la ductilité de l'alliage. La morphologie eutectique du Si peut être modifiée en exposant le bain à haute température pendant une longue durée, ou en ajoutant, par exemple, du Sr au bain pour modification chimique, ou par une combinaison des deux traitements. Dans le processus de traitement en solution, les particules de silicium eutectique sont d'abord brisées, puis sphériques, puis grossières. Lorsque Sr est ajouté, la morphologie eutectique Si le changement est fibreux, veuillez vous référer au schéma. 3b. La forme des fibres est plus facile à casser et les sphères dans le processus de traitement de la solution, et peuvent raccourcir le temps de traitement de la solution.

Le temps requis pour l'agrégation dépend largement de la température de traitement de la solution et de la morphologie et de la taille des particules de silicium eutectique à l'état brut de coulée. Le temps donné ci-dessous donne des propriétés mécaniques proches du maximum obtenu après un long traitement de la Mise en solution et ne se base pas uniquement sur un contrôle visuel des particules de Si. Shivkumar et al. (1990b), [21] ont rapporté que 3 à 6 heures à 540 C est le meilleur moment pour la modification du sable de l'alliage A356. Le temps peut être raccourci lorsque la microstructure est plus fine. Selon Zhang et al. (2002),[27]

## **II. 2. Trempe**

Le but de la trempe est d'éliminer les précipités pendant le processus de refroidissement de la coulée, Augmenter la température de Mise en solution à température ambiante

### **II. 2.1. Sensibilité à la trempe**

La sensibilité à la trempe des alliages coulés est plus élevée que celle des alliages forgés. Selon Tiryakioglu et Shuey (2007), [34], la sensibilité plus élevée à la trempe des alliages coulés est due à la présence de particules de silicium eutectique dans l'alliage coulé, ce qui affecte la sensibilité à la trempe dans Comme les atomes de Si diffusent dans les particules eutectiques de Si, la quantité de Si en excès (solution solide) dans la matrice diminue à mesure que la vitesse de trempe diminue. Deuxièmement, le nucléide de phase  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si If sur les particules eutectiques réduit la concentration de Mg dans la solution solide. Enfin, en raison de la différence de dilatation thermique entre Si et Al, la présence de particules de Si eutectique fournit une densité de dislocation élevée, ce qui fournit des sites de nucléation pour la précipitation.

### **II. 2.2. L'influence de la trempe**

Zhang et Zheng (1996,[35] et Jeyakumar et al. (2009), [36] ont rapporté que le taux de trempe a une grande influence sur la courbe de vieillissement et que l'augmentation de la dureté de l'échantillon immergé dans l'air est beaucoup plus faible que celle de l'échantillon immergé dans l'eau.

Zhang et Zheng (1996), [35] ont rapporté que la vitesse de trempe extrêmement lente (0,5 C/s) augmente le temps jusqu'à la dureté maximale, tandis que pour la vitesse de trempe plus rapide, supérieure à 20 C/s, elle n'est pas observée dans le temps.

## **II. 3. Vieillissement**

### **II. 3.1 .Vieillissement naturel**

Les alliages contenant du magnésium durcissent rapidement à température ambiante, la dureté augmente après environ 1 heure et atteint la dureté plateau après environ 100 heures, après quoi la dureté n'augmente pas (Shivkumar et al. 1990a; Möller et al. 1990). 2007), [36] La dureté qui peut être atteinte dépend de la composition de l'alliage ; des concentrations plus élevées de Mg (<0,7% (poids)) peuvent fournir une dureté plus élevée. L'alliage aluminium-silicium-cuivre durcit lentement à température ambiante.



Si une faible concentration de Mg est ajoutée, l'alliage répondra plus rapidement au vieillissement naturel (Reif et al. 1997b), [37]

### **II. 3.2. Vieillissement artificiel**

Le vieillissement artificiel implique des précipitations à des températures élevées, généralement entre 150 et 210 °C. À ces températures, les atomes peuvent parcourir de plus grandes distances et les dépôts formés au cours du vieillissement social sont généralement beaucoup plus grands que la zone GP.

#### **II. 3.2.1. Al–Si–Mg alliages**

Lorsque des températures de vieillissement artificiel de 170 à 210°C sont utilisées pour les alliages Al-Si-Mg, des niveaux de résistance comparables peuvent être atteints (Rometsch et Schaffer, 2002 ; Alexopoulos et Pantelakis, 2004),[38] Si des températures élevées sont utilisées, le temps de vieillissement peut être Le temps pour atteindre la dureté maximale à 170 C est d'environ 10 heures et à 210 C pendant 20 minutes. Si la température s'élève au-dessus de 210 C, la réduction de force est observée, Selon Eskin (2003),[39] la phase  $\beta''$  est remplacée par la phase  $\beta'$  à des températures supérieures à 200 C, ce qui contribue peu à la force. Par conséquent, la diminution de la résistance maximale à des températures supérieures à 210 °C peut être due à des changements dans les dépôts durcis.

### **II. 4 .Effet du vieillissement naturel sur les propriétés mécaniques obtenues après le vieillissement artificiel**

#### **II. 4.1. Al–Si–Mg alliages :**

De nombreuses études ont été menées sur l'effet du vieillissement naturel de l'alliage Al-Si-Mg sur les propriétés mécaniques des produits après vieillissement (Ghate et al., 1984 ; Shivkumar et al., 1990a ; Murali et al., 1997 ; Emadi et al. al., 2003 ; Hernández-Paz et al., 2004 ; Möller et al., 2007). Mueller et al. (2007),[40] ont rapporté que lors de l'utilisation du vieillissement naturel, la dureté maximale passera à un temps de vieillissement plus long par rapport au vieillissement direct. Vieillissement après trempe, mais la résistance maximale reste inchangée. [41]

## II. 5. L'état de l'art

- Yildirim et al [42] ont étudié l'effet de différentes concentrations en magnésium sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage hypo eutectique A365 (7% Si, 0,3 % Fe), des teneurs en Mg de (0,43, 0,67 et 0,86) ont été testées et un traitement thermique T6 a été appliqué. Il a été constaté que l'augmentation du % de Mg fait augmenter le nombre de phase  $Mg_2Si$ , mais on note aussi l'apparition de la phase  $Al_5FeSi$  l'augmentation du taux de porosité. Concernant les propriétés mécaniques avant traitement thermique. La dureté est restée stable à des valeurs basses (46 HV). Après le traitement thermique la dureté augmente d'une façon très importante (113 pour l'alliage à 0,43 % Mg, 120 % pour l'alliage à 0,86 % Mg).

La même augmentation est aussi constatée pour la résistance mécanique à la traction, par contre on constate une baisse importante de l'allongement à la rupture.

- Nemri et Al [43] ont étudié l'influence de différentes concentrations de magnésium sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage  $Al_{11}Si_2Cu_{0.4}Zn$  (groupe M) Il a découvert que l'augmentation de Mg dans l'alliage Al-Si-Cu-Mg augmentait la structure dendritique et modifiait la morphologie des particules de Si eutectique, les rendant en couches plutôt qu'en forme d'aiguille. A également remarqué qu'avec l'augmentation de la teneur en magnésium (0,1, 0,62, 0,98, 2,52) à l'état brut de coulée, la légère augmentation de la dureté (74,5, 85,9, 80,9, 93,3) est due au durcissement de la solution solide et à la précipitation à l'équilibre de  $Mg_2Si$  et  $Al_5Cu_2MgSi_6$  Phase intermétallique. Le nombre de ces phases augmente avec l'augmentation de la teneur en Mg, ce qui explique l'augmentation relative de la dureté, de la résistance mécanique à la traction et de l'allongement lorsque la teneur en Mg augmente de 0,1 % à 1 % en poids des alliages de magnésium traités thermiquement.

Les valeurs de dureté des alliages traités thermiquement sont beaucoup plus élevées que celles des alliages coulés.

- CH CACERES et al [44], ont étudié le comportement mécanique et la microstructure des alliages hypo eutectiques A356 (7,2 Si, 0,21 Fe, 0,13 Ti, Sr <0,001) et A357 (6,9 Si, 0,11 Fe, 0,09 Ti, Sr) à teneur en Mg 0,39. le contenu de la structure <0,001) est de 0,69, ce qui est produit en changeant le taux de solidification et en modifiant avec du strontium. A356 (7,2 Si, 0,21 Fe, 0,013 Ti, Sr 0,02) et A357 (6,9 Si, 0,11 Fe, 0,09 Ti, Sr 0,02) avec une teneur en Mg 0,41 On constate que l'effet principal de l'augmentation de la teneur en Mg de 0,4% à 0,7% sur le comportement mécanique est l'augmentation de la contrainte élastique et la diminution de la ductilité. La perte de ductilité est plus évidente dans le Sr modifié Par rapport à l'alliage 356, la ductilité inférieure de l'alliage 357 non modifié peut être attribuée à la présence de particules de Si plus grosses et de particules de phase plus grosses. La ductilité inférieure de l'alliage 357 modifié au Sr est le résultat de la formation de grosses particules en phase. Concernant la microstructure, une teneur plus élevée en Mg augmente la taille des particules de Si, qui sont plus grandes dans les alliages non modifiés que dans les alliages modifiés en Sr, et augmente la taille et le nombre d'interphases riches en métal.
- Zhu Xiangzhen et al [45] ont étudié l'effet conjoint de la phase Q-Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub> et  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu pour améliorer la résistance mécanique de l'alliage Al-Si-Cu-Mg. En utilisant l'effet synergique des phases Q-Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub> et  $\theta$ -AlCu, un nouveau type d'alliage de moulage sous pression avec une limite d'élasticité allant jusqu'à 225 MPa et un taux d'allongement de 4,3 % a été développé avec succès. Par rapport à l'alliage traditionnel Al-Si-Cu-Mg, dans l'alliage développé, de nombreux précipités de Q-Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub> à l'échelle nanométrique sont observés dans les grains de  $\alpha$ -Al. Les calculs thermodynamiques montrent qu'ils sont formés par la décomposition de la phase super-Al solide sursaturée, et non par la fusion liquide. Les observations montrent que la combinaison de différentes quantités de phases  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu et Q-Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>6</sub> peut fournir la même limite d'élasticité, mais en raison des différentes tailles et distributions des deux phases, elles peuvent fournir des allongements différents. En optimisant l'amélioration synergique des phases Q-Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub> et  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu.

# **Chapitre III :**

## **Protocoles expérimentaux**

---

## III. 1. Introduction

Après l'étude bibliographique des chapitres précédents, on s'intéressera dans ce chapitre à la partie expérimentale.

Ensuite, nous expliquons les différentes étapes de la préparation des échantillons passant par les traitements thermiques. Nous effectuons également Des essais de dureté et Observation métallographique au microscope optique (MO).

## III. 2. Préparation des échantillons

Le four électrique utilisé pour les traitements thermique des échantillons (M1, M2, M3, M4) au niveau du laboratoire de type « NAbertherm ».



**Figure III. 19 :** Le four utilisé pour le traitement de mise en solution.

Couler le métal liquide dans des moules en acier à une température de 800 ° C puis Réchauffer.



**Figure III.20 :** creuset en graphite et moule a Cylindre ouvert en acier .

### III. 3. Polissage

#### III.3.1 Meulage et polissage (grossier)

Pour les échantillons utilisés pour les tests métallographiques et de dureté Brinell, Dans notre étude, on a utilisé du papier abrasif avec une taille de particule réduite 200,400, 600, 800, 1200. Nous avons obtenu une série de lignes fines, et avec La polisseuse utilisée à 90 ° après chaque opération est de type METASINEX.



**Figure III. 21 :** Appareil de polissage de finition.

#### III.3 .2.Polissage de finition

Pour le polissage fin, nous avons utilisé de l'alumine après gel diamant. Cette étape est constituée d'un disque tournant type MONTASUPAL avec support feutre et poudre d'alumine ( $Al_2O_3$ ) diluée dans de l'eau de granulométrie inférieure à 1  $\mu m$  pour compléter notre polissage, l'échantillon est lavé avec de l'eau distillée, et séché avec un séchoir électrique.



Figure III. 22 : Appareil de polissage avec l'ALUMINE.



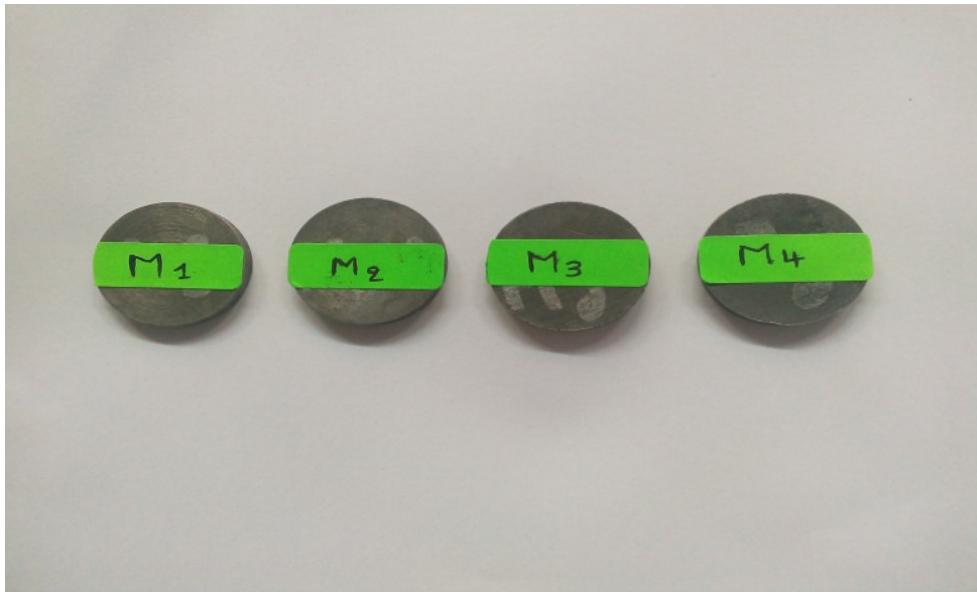
Figure III. 23 : L'alumine ( $Al_2O_3$ ).

### III.4. Composition chimique

On a utilisé l'alliage Al-Si-Cu-Mg dont la composition chimique est indiquée au tableau 2 :

Tableau 2: Compositions chimiques des alliages étudiés.

Code	Si	Cu	Fe	Mg	Mn	Cr	Zn	Fe/Mn
M1	10,8	1,9	0,71	0,1	0,289	0,027	0,4	2,46
M2	10,4	1,6	0,747	0,62	0,224	0,018	0,35	3,33
M3	10,4	1,6	0,74	0,98	0,23	0,024	0,35	3,22
M4	10,4	1,6	0,74	2,52	0,21	0,025	0,35	3,52



**Figure III. 24 :** les échantillons « M1, M2, M3, M4 » avec pourcentage (0,1.0, 62.0, 98, 2,52).

### III.5 .Techniques d'analyse

Pour caractériser nos échantillons, nous avons utilisé les techniques expérimentales suivantes :

- Duromètre universelle.
- Microscope Optique (MO).

#### III.5.1.Duromètre universelle

L'essai Brinell peut être expliqué de manière simple comme un essai de dureté de pénétration comprenant deux étapes de base.

**Étape un:** En utilisant un pénétrateur connu et une force connue. Appliquer celle-ci avec le pénétrateur perpendiculairement au matériau soumis à l'essai et maintenir la force connue pendant une durée spécifiée (maintien).



## Chapitre III : Protocoles expérimentaux

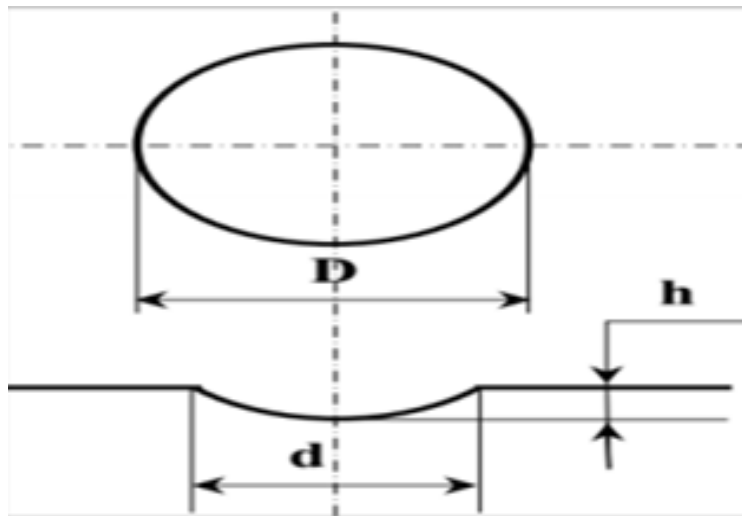
**Étape deux:** Mesurer le diamètre de la pénétration résultante dans au moins deux directions perpendiculaires. La valeur de dureté Brinell est ensuite calculée à partir de la moyenne des mesures du diamètre grâce à une formule mathématique.

Il consiste à imprimer dans la pièce à essayer une bille en acier ou en carbures de tungstène de diamètre  $D$  (mm) sous une charge  $F(N)$ , et à mesurer le diamètre  $d$  de l'empreinte résiduelle après retrait de la charge.

La charge d'essai  $F(N)$  est choisie dans une gamme normalisée adaptée au diamètre de matériau testé.

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

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



**Figure III. 25 :** Schéma de l'essai de Brinell.

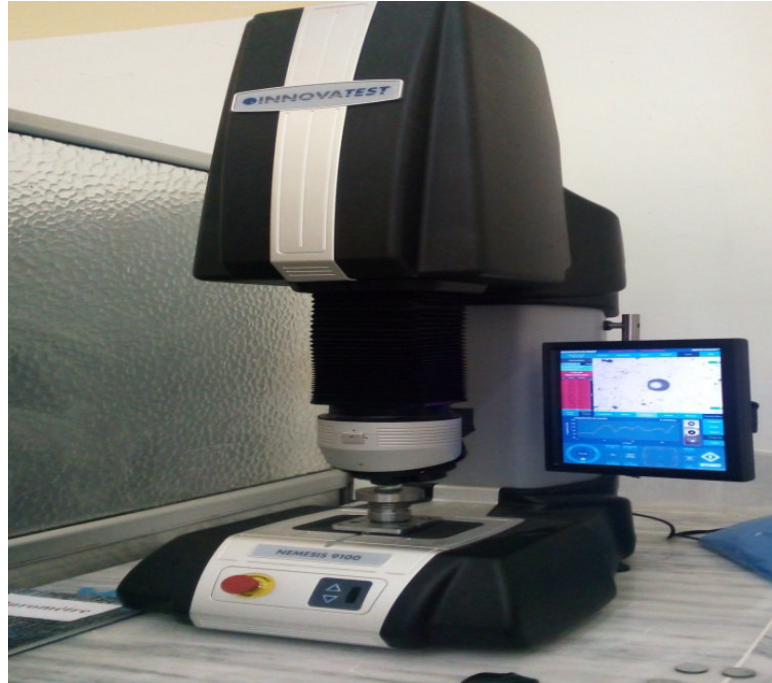
Où :  $F$  : Charge appliquée (N) ; 15.625 kgf .

$D$  : Diamètre de la bille (mm) ; 2.5 mm.

$d$  : Diamètre de l'empreinte (mm).

$h$  : profondeur de l'empreinte.

- Dans notre cas, la mesure de dureté a été réalisée sur un duromètre universel de type INNOVATEST.



**Figure III. 26:** duromètre universelle INNOVATEST.

### **III.5.2 .Microscope optique (MO)**

La recherche métallographique donne une idée de la structure de l'échantillon étudié. La structure peut être modifiée par traitement thermique.

Dans ce travail, nous avons utilisé un microscope métallographique euromex à grand champ de vision, avec un grossissement de 100 à 1000, connecté à un système d'acquisition numérique (Figure 27). Le microscope optique permet de déterminer ou d'observer la microstructure de l'échantillon (taille et forme des grains cristallins, etc.) et l'évolution de la microstructure de l'échantillon traité thermiquement.



Figure III. 27 : Microscope optique de type euromex.

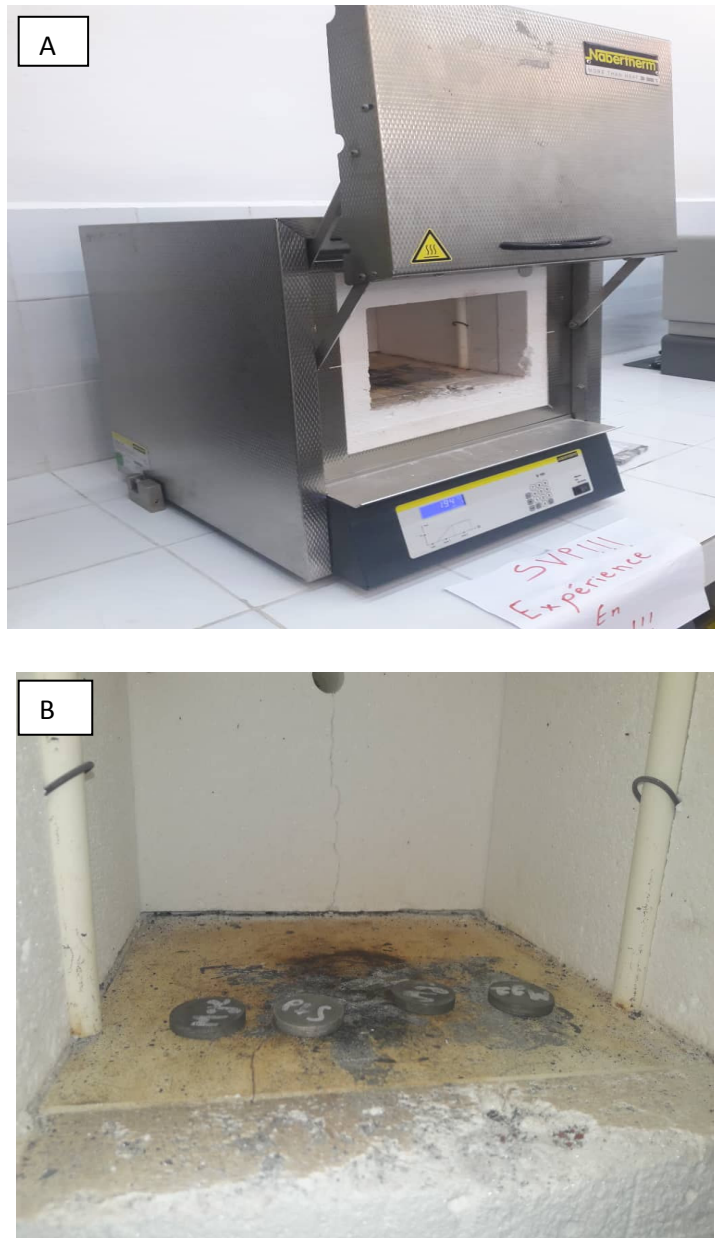
### III. 6. Les principaux traitements thermiques :

Certains alliages d'aluminium peuvent être traités thermiquement pour améliorer les propriétés mécaniques (résistance à la traction, dureté, etc.). Ce traitement est réalisé par durcissement structural. Afin de faire affecter le pourcentage de Mg à l'alliage Al-Si-Cu-Mg, nous chauffons les échantillons (M1, M2, M3, M4) selon les trois étapes suivantes:

- Mise en solution.
- Trempe.
- Vieillessement.

#### III.6 .1.Mise en solution

Dans cette étape, les pièces sont chauffées à une température (environ 490 °C). Cela dépend de la qualité de l'alliage d'aluminium. Comme son nom l'indique, cette étape peut dissoudre divers composants solubles dans le mélange. Solution solide Nous avons traité notre alliage Al-Si-Cu-Mg (5h) à une température (490 °C).



**Figure III.28** :(A,B) mise en solution l'échantillon d'alliages Al-Si-Cu-Mg.

### III.6.2. Trempe

Les pièces sont plongées rapidement dans un bain de température ambiante. Le temps de transfert et la température de l'eau sont des éléments importants pour une bonne maîtrise du processus : le refroidissement doit être suffisamment rapide pour maintenir la solution solide en sursaturation.



**Figure III.29:** trempe d'échantillons d'alliages Al-Si-Cu-Mg.

### **III.6.3. Vieillissement**

Cette étape consiste le Chauffage à basse température ( $170^{\circ}\text{C}$ ) sur une Période (12 heures). Permettant l'apparition de fins précipités d'éléments d'alliage suite à la trempe. Ces derniers contribuent à augmenter substantiellement la résistance de l'alliage en ralentissant le déplacement des dislocations lors de la déformation du métal. Suite à la trempe, un chauffage provoque un vieillissement dit artificiel (T6).

# **Chapitre IV :**

## **Résultats et Discussions**

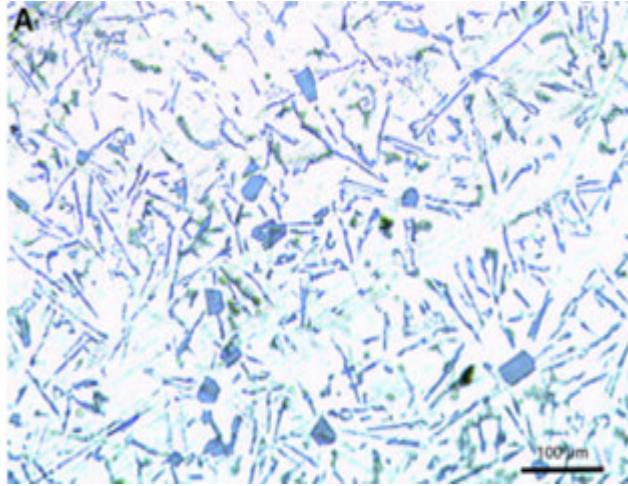
---

# Chapitre IV : Résultats et Discussions

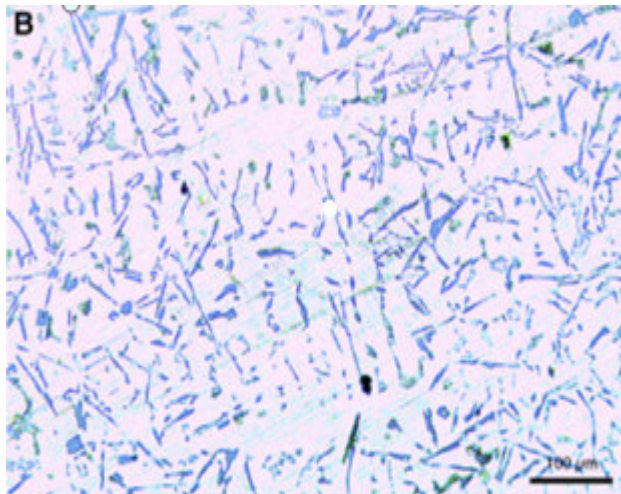
---

## IV. 1. Microstructure

### IV.1.1. Avant traitement thermique



**Figure IV. 30:** microscope optique l'effet de Mg sur la microstructure de l'alliage a l'état brut. (A) M1 avec 0,1 %Mg.

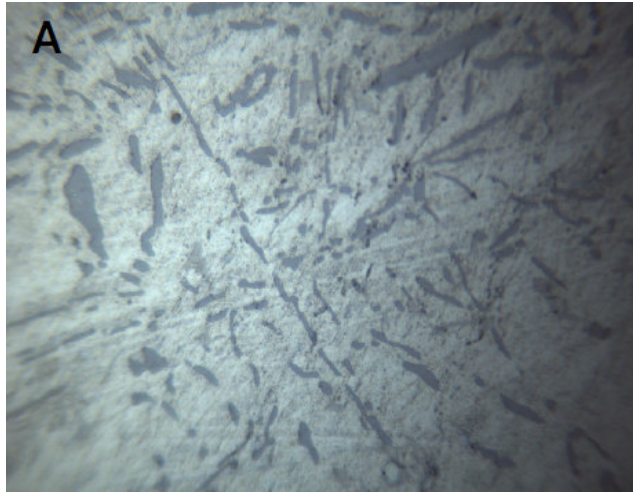


**Figure IV. 31:** microscope optique l'effet de Mg sur la microstructure de l'alliage a l'état brut. (B) M2 alliage avec 0,62% Mg.

# Chapitre IV : Résultats et Discussions

---

## IV.1.2. Après traitement thermique



**Figure IV. 32:** microscope optique l'effet de Mg sur la microstructure de l'alliage traité thermiquement. (A) M1 avec 0,1 %Mg.

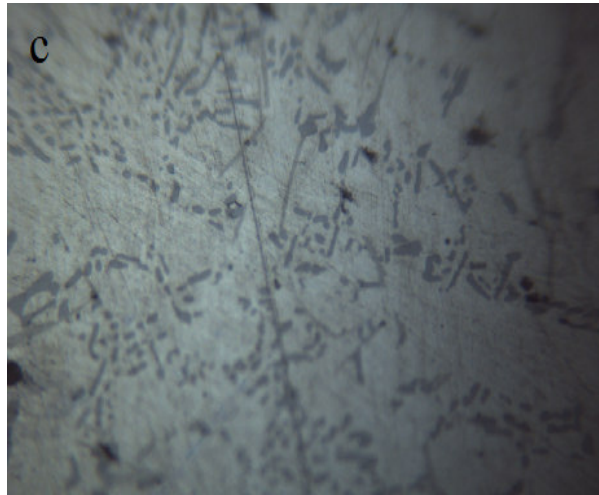


**Figure IV. 33:** microscope optique l'effet de Mg sur la microstructure de l'alliage traité thermiquement. (B) M2 alliage avec 0,62% Mg.

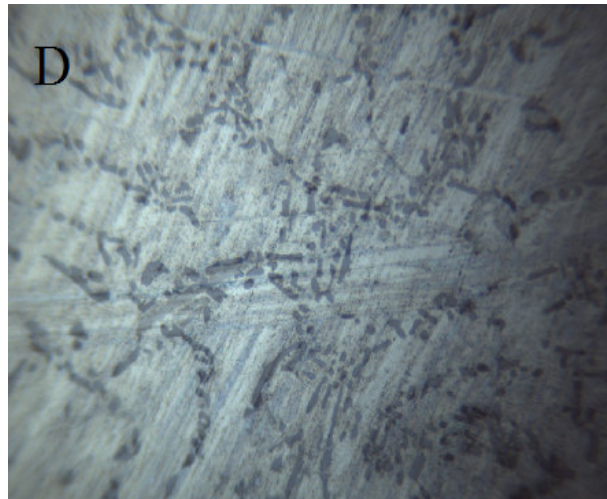


## Chapitre IV : Résultats et Discussions

---



**Figure IV .34:** microscope optique l'effet de Mg sur la microstructure de l'alliage traité thermiquement. (C) M3 avec 0,98 %Mg.



**Figure IV .35:** microscope optique l'effet de Mg sur la microstructure de l'alliage traité thermiquement. (D) M4 alliage avec 2,52% Mg.

### IV.2. Dureté

Pour les alliages (M1, M2, M3, M4), on a mesuré la dureté avant et après un traitement thermique.

# Chapitre IV : Résultats et Discussions

Tableau IV.3 : résultats de dureté d'alliage Al-Si-Cu-Mg.

Echantillons	Etats	
	Avant T.Thermique	Après T.Thermique
M1	74,5	75,78
M2	85,9	111,2
M3	80,9	116,34
M4	93,3	117,06

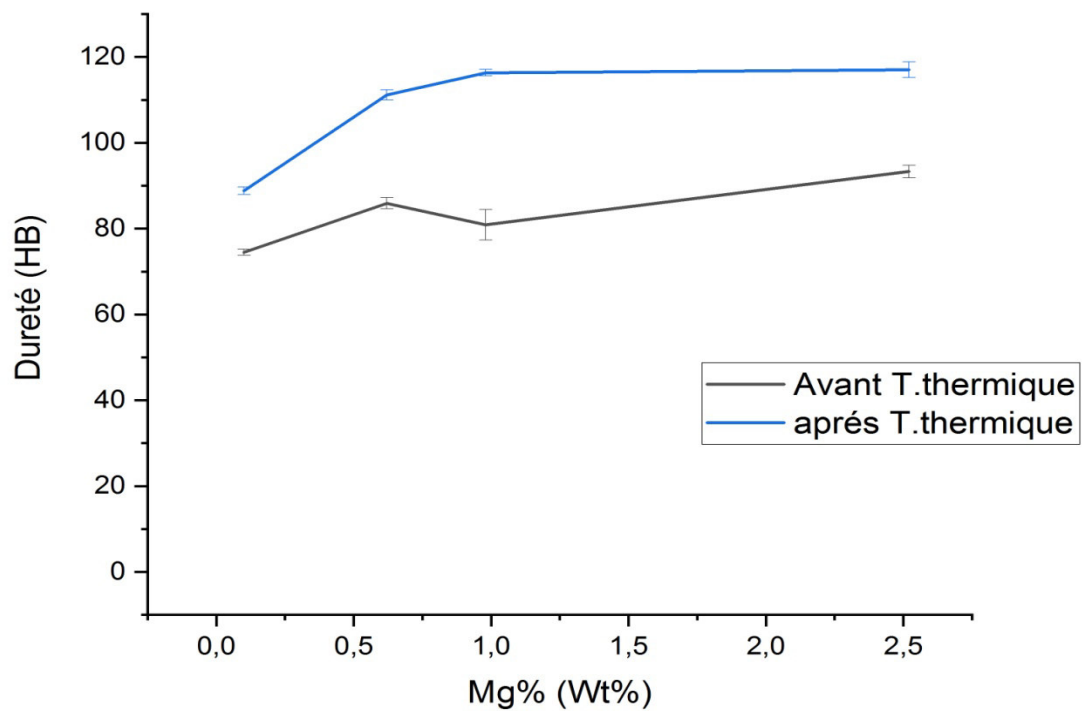


Figure IV. 36: Évolution de la dureté en fonction de teneur Mg.

# Chapitre IV : Résultats et Discussions

---

## IV.3. Interprétation des résultats

### IV.3.1. Microstructure

Pour les alliages bruts, on observe une structure dendritique du Si secondaire avec la matrice  $\alpha$ -Al. Cette structure est plus visible sur les alliages à forte concentration en Mg. On observe aussi la phase polygonale du Silicium primaire qui est plus présente dans l'alliage M1.

L'ajout de Magnésium déplace l'eutectique du système Al-Si vers la gauche, ce qui explique la structure dendritique plus prononcée sur les alliages à forte teneur en Mg comme le montre la figure (M2). Ceci explique aussi la présence, en plus grand nombre des phases de Silicium primaire dans l'alliage (M1), ce qui indique une microstructure légèrement hyper-eutectique pour cet alliage.

Après le traitement thermique de mise en solution à 490°C pendant 5H, suivi d'une trempe et d'un vieillissement artificiel à 170°C pendant 12H, on observe une fragmentation et une sphéroïdisation des particules de Si eutectique comme le montre la figure (M2). Ce phénomène est moins important sur l'alliage M1. On peut conclure que le Magnésium amplifie le phénomène de fragmentation et sphéroïdisation de la phase de Si secondaire. Les phases de Si primaire quant à elle ne sont pas affectée par le traitement thermique.

- **3.2. Dureté:**

La dureté augmente de façon importante entre les échantillons M1 et M2, puis elle atteint sa valeur maximale pour l'échantillon M3 avant de se stabiliser. Aucune augmentation n'est visible quand le Magnésium passe de 1% à 2.5%.

Cette augmentation est due à la phase  $Mg_2Si$  et la stabilisation de la dureté entre M3 et M4 est due à la saturation maximale de la phase  $Mg_2Si$  à 0.7% Mg [43].

Après le traitement thermique, la dureté augmente de façon très importante grâce à la précipitation des phases intermétalliques  $Al_2Cu$  et surtout  $Mg_2Si$ , cette dernière se précipite selon le schéma suivant :

SSSS → Independent clusters of Mg and Si → Co clusters of Si and Mg → Zones GP (sphérique) → Si rich phase →  $\beta''$  (Needle) →  $\beta'$  (rod-like) →  $\beta$  ( $Mg_2Si$ ) (Platelets) (ref these Nemri)

## **Chapitre IV : Résultats et Discussions**

---

Ces précipités entravent le mouvement des dislocations, ce qui entraîne une partie du durcissement important constaté après le traitement thermique, l'autre partie est expliquée par la fragmentation et la sphéroïdisation des particules de Si eutectique.

# **Conclusion Générale**

---

## Conclusions Générale

Dans le cadre de notre étude, nous nous sommes intéressés aux alliages d'aluminium de fonderie du groupe Al-Si-Cu-Mg, afin de réaliser les principales étapes de l'élaboration de nos alliages. Premièrement nous avons étudié les effets des éléments d'additions et d'autre part, l'influence des traitements thermiques sur les propriétés de ces alliages. Nous avons d'abord procédé au traitement thermique usuel, consistant en la mise en solution, suivi d'une trempe de l'eau, puis d'un traitement de vieillissement.

Nos investigations nous ont permis de tirer les conclusions suivantes :

La température optimale pour la mise en solution est 490°C.

Les microstructures des alliages étudiés montrent une différence avant et après traitements thermiques concernant la forme, les dimensions, et la répartition des phases.

Le Magnésium amplifie le phénomène de fragmentation et sphéroïdisation de la phase de Si secondaire.

L'addition du pourcentage du Magnésium joue un rôle important en augmentant la dureté .

## **Références bibliographiques**

---

## Référence bibliographique

- [1] Federico M. Mazzolani (Author) Aluminium alloy structures –CRC Press (1994)
- [2] GUY Murry, Aide – mémoire Métallurgie, Métaux, Alliages, propriétés, 2<sup>ème</sup> édition
- [3] KAUFMAN, J. Gilbert. Introduction to Aluminum Alloys and Tempers, Materials parks, Ohio ASM International, 1999,
- [4] « Pink Sheets – Designations and Chemical Composition Limits for Aluminum Alloys in the Form of Castings and Ingot »
- [5] KAUFMAN, J. Gilbert. Introduction to Aluminum Alloys and Tempers ASM International. All Rights Reserved. 2000
- [6] ASM Metals Reference book, second Edition, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1983,
- [7] R.F. Smart « metallurgical Aspects of aluminium-silicon eutectic alloys », The British Foundryman, November 1971 .
- [8] Iglessis, C. Frantz, et M. Gantois, "Structures et propriétés mécaniques des alliages de fonderie ALOUG pour pistons automobile, *Fonderie*, vol. 377, Avril (1978).
- [9] A. Pacz, *Foundry Trade Journal*, vol. 9© (1951).
- [10] M. Murayama, K. Hono, W.F. Miao, D.E. Laughlin, « The effect of Cu additions on the precipitation kinetics in an Al-Mg-Si alloy with excess Si », *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 32A, February 2001.
- [11] A.D. Tronche, J.E Gruzleski, "A General Grain Size determination Technique for Al-Si Casting Alloys", *Int. J. Cast Metals Res.*, 1999, vol. 11.
- [12] J.M. Boileau, "The Effect of Solidification Time on the Mechanical Properties of a Cast 319 Aluminum Alloy", Ph.D Dissertation, Wayne State University, 2000.
- [13] Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications J.G. Kaufman, E.L. Rooy,



- [14] M.A. Moustafa, F.H. Samuel, H.D. Doty, S. Valtierra, « Effect of Mg and Cu additions on the micro structural characteristics and tensile properties of Srmodified Al-Si eutectic alloys », *International Journal of Cast Metals Research*, 14, November 2001.
- [15] J.M. Dorlot, J.-P. Bâillon, J. Masounave, « Des Matériaux » Édition de l'École Polytechnique de Montréal, Montréal, 1986,
- [16] M. Murayama, K. Hono, W.F. Miao, D.E. Laughlin, « The effect of Cu additions on the precipitation kinetics in an Al-Mg-Si alloy with excess Si », *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 32A, February 2001.
- [17]. F.A. Shunk, « Constitution of binary alloys », McGraw-Hill, Toronto, 1969, 720p.
- [18]. I. Dutta, S.M. Allen, *Journal of Material Science*, Vol. 10, 1991.
- [19] «Aluminum: Properties and Physical Metallurgy», J.E. Hatch (éd.), American Society for Metals, Metals Park, OH, 1984.
- [21]Shivkumar, S., Ricci Jr., S., Keller, C., Apelian, D., 1990b. Effect of solution treatment parameters on tensile properties of cast aluminum alloys. *J. Heat Treating* 8, 63–70
- [22]Moustafa, M.A., Samuel, F.H., Doty, H.W., 2003. Effect of solution heat treatment and additives on the microstructure of Al–Si (A413.1) automotive alloys. *J. Mater. Sci.* 38, 4507–4522
- [23]. Crowell, N., Shivkumar, S., 1995. Solution treatment effects in cast Al–Si–Cu alloys. *AFS Trans.*
- [21]Shivkumar, S., Ricci Jr., S., Keller, C., Apelian, D., 1990b. Effect of solution treatment parameters on tensile properties of cast aluminum alloys. *J. Heat Treating* 8.
- [24]Taylor, J.A., St John, D.H., Barresi, J., Couper, M.J., 2000b. Influence of Mg content on the microstructure and solid solution chemistry of Al–7%Si–Mg casting alloys during solution treatment. *Mater. Sci.*
- [25]Rometsch, P.A., Arnberg, L., Zhang, D.L., 1999. Modelling dissolution of Mg<sub>2</sub>Si and homogenisation in Al–Si–Mg casting alloys. *Int. J. Cast Metal. Res.*
- [26]Closset, B., Drew, R.A.L., Gruzleski, J.E., 1986. Eutectic silicon shape control by in situ measurement of resistivity. *AFS Trans.*

- [27]Zhang, D.L., Zheng, L.H., StJohn, D.H., 2002. Effect of a short solution treatment time on microstructure and mechanical properties of modified Al-7 wt.%Si-0.3 wt.%Mg alloy. *J. Light Met.*
- [28]Dons, A.L., Pedersen, L., Brusethaug, S., 2000. Modelling the microstructure of heat treated AlSi foundry alloys. *Aluminium* .
- [29]Rometsch, P.A., Schaffer, G.B., Taylor, J.A., 2001. Mass balance characterisation of Al-7Si-Mg alloy microstructures as a function of solution treatment time. *Int. J. Cast Metal. Res.*
- [30]Wang, Q.G., Davidson, C.J., 2001. Solidification and precipitation behaviour of Al-Si-Mg casting alloys. *J. Mater. Sci.*
- [31]Samuel, F.H., 1998. Incipient melting of Al<sub>5</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>Cu<sub>2</sub> and Al<sub>2</sub>Cu intermetallics in unmodified and strontium-modified Al-Si-Cu-Mg (319) alloys during solution heat treatment. *J. Mater. Sci.*
- [32]Sokolowski, J.H., Sun, X.C., Byczynski, G., Northwood, D.O., Penrod, D.E., Thomas, R., Esseltine, A., 1995. Removal of copper-phase segregation and the subsequent improvement in mechanical properties of cast 319 aluminum alloys by a two stage solution heat treatment. *J. Mater. Process. Technol.*
- [33]Apelian, D., Shivkumar, S., Sigworth, G., 1989. Fundamental aspects of heat treatment of cast Al-Si-Mg alloys. *AFS Trans.*
- [34]Tiryakioglu, M., Shuey, R.T., 2007. Quench sensitivity of an Al-7 pct Si-0.6 pct Mg alloy: characterization and modeling. *Metall. Mater. Trans.*
- [35]Zhang, D.L., Zheng, L., 1996. The quench sensitivity of cast Al-7 Wt Pct Si-0.4 Wt pct Mg alloy. *Metall. Mater. Trans.*
- [36]Jeyakumar, M., Hamed, M., Shankar, S., 2009. Heat treatment of A356.2 aluminum alloy: effect of quench rate and natural ageing. In: Campbell, J., Crepeau, P.N., Tiryakioglu, M. (Eds.), *Shape Casting: 3rd International Symposium*. San Francisco, CA. TMS.
- [37]Shivkumar, S., Keller, C., Apelian, D., 1990a. Aging behavior in cast Al-Si-Mg alloys. *AFS Trans.*

- [38] Reif, W., Yu, S., Dutkiewicz, J., Ciach, R., Krol, J., 1997b. Pre-ageing of AlSiCuMg alloys in relation to structure and mechanical properties. *Mater. Design* 18,
- [39] Rometsch, P.A., Schaffer, G.B., 2002. An age hardening model for Al–7Si–Mg casting alloys. *Mater. Sci. Eng. A: Struct.*
- [40] Eskin, D.G., 2003. Decomposition of supersaturated solid solutions in Al–Cu–Mg–Si alloys. *J. Mater. Sci.*
- [41] Ghate, G.P., Sreenivasa Murthy, K.S., Raman, K.S., . Effect of trace elements of the delayed artificial aging of Al–7% Si–0.3% Mg alloy. *Aluminium*
- [41] Emma Sjölander Salem Seifeddine The heat treatment of Al–Si–Cu–Mg casting alloys *Materials and Manufacturing – Casting*, Department of Mechanical Engineering, School of Engineering, Jönköping University
- [42] Musa Yildirim Dursun Özyürek Karabuk The effects of Mg amount on the microstructure and mechanical properties of Al–Si–Mg alloys . Karabuk, Turkey 2013
- [43] Y. Nemri And N. Chiker ,B. Gueddouar, M. E. A. Benamar ,T. Sahraoui And M. Hadji  
“EFFECT OF Mg AND Zn CONTENTS ON THE MICROSTRUCTURES AND MECHANICAL PROPERTIES OF Al–Si–Cu–Mg ALLOYS” 2017
- [44] C.H. CACERES, C.J. DAVIDSON, J.R. GRIFFITHS, and Q.G. WANG The Effect of Mg on the Microstructure and Mechanical Behavior of Al-Si-Mg Casting Alloys
- [45] Xiangzhen Zhu, Xixi ,Dong Paul ,Blake Shouxun Ji , Improvement in as-cast strength of high pressure die-cast Al–Si–Cu–Mg alloys by synergistic effect of Q-AlCuMg Si and  $\theta$ -Al Cu phases