



REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA  
RECHERCHE SCIENTIFIQUE



UNIVERSITE SAAD DAHLEB BLIDA  
FACULTE DE TECHNOLOGIE  
DEPARTEMENT DE MECANIQUE

**Mémoire de fin d'étude pour l'obtention du diplôme de master en génie  
mécanique.**

**Option : génie des matériaux.**

**Thème : L'effet de la teneur en Zn sur les alliages  
d'Aluminium de fonderie (Al-Si-Cu).**

**Présenté par :**

BAOUCHE CHOUAIB.

BEN AHMED ABDELHAK.

**Proposé et dirigé par :**

**Mr YASSINE NEMRI.**

**Année universitaire : 2020 /2021.**

## *Remerciements :*

*Tout d'abord nous remercions ALLAH le tout puissant de m'avoir donné le courage, la santé et la patience de mener à bien nos modeste travail de PFE.*

*Nous tiens à témoigner mes sincères remerciements à toutes les personnes qui ont contribués de près ou de loin au bon déroulement de mon travail de fin d'étude.*

*Mes sincères gratitudes à **M. NEMRI YACINE** pour la qualité de son enseignement, et surtout pour ses conseils et son intérêt incontestable qu'il porte à tous les étudiants.*

*Nous tenons à remercier l'ensemble de l'équipe de laboratoire LERTI (UNIVERSITE SAAD DAHLEB BLIDA) pour leur patience, leurs conseils pleins de sens et pour le suivi et l'intérêt qu'ils ont portaient à nos travaux, spécialement **Mr HADDAD ADEL** .*

*J'adresse mes sincères remerciements à tous les professeurs, intervenants et toutes les personnes du département, leurs conseils et leurs critiques ont guidé nos réflexions et ont accepté de répondre à mes questions durant mes recherches.*

*Un grand merci également à nos parents, nos frères, nos collègues, et tous ceux qui ont contribué de près ou de loin à la réalisation de ce travail et l'élaboration de ce mémoire.*

## Liste des figures:

Figure (1) : structure d'une dendrite.....	14
Figure (2) : Micrographie optique illustrant la mesure des espacements des bras dendritiques secondaires (SDAS).....	15
Figure (3) : Diagramme de phases Al-Si.....	18
Figure (4) : Structure de solidification d'un alliage hypo eutectique Al-Si.....	19
Figure (5) : Le diagramme de phase schématique d'Al-Si.....	20
Figure 6 : La morphologie du Si eutectique ; (a) structure non modifiée et (b) structure modifiée.....	21
Figure(7) : La morphologie de la phase intermétallique $\alpha$ -AlFeSi visualisée en a) 2D ( $\alpha$ en blanc brillant, ) ; et b) 3D (reconstruction basée sur la tomographie FIB ; $\alpha$ en magenta.....	24
Figure (8) : (a) Phase intermétallique $\beta$ -AlFeSi visualisée en 2D (obscurité profonde : lames) par MEB et (b) visualisation tridimensionnelle des plaques $\beta$ à l'aide de la tomographie à rayons X synchrotron in-situ (les marques A, B, C et D indiquent les différentes plaques séparées.....	26
Figure (9) : (a) Phase Q se développant à partir de la phase Al <sub>2</sub> Cu ; (b) Spectroscopie à dispersion d'énergie correspondant à la phase Q de (a).....	27
Figure (10) : (a) $\beta$ -Al <sub>5</sub> FeSi se transformant en phase pi- dans l'alliage S p4 ; (b) présence de la phase pi- et des phases de l'écriture chinoise Mg <sub>2</sub> Si dans l'alliage SP3.....	28
Figure (11) : Traitement thermique de durcissement structural des alliages d'aluminium diagramme d'équilibre schématique, température de mise en solution et microstructure initiale (température ambiante) et microstructure de l'état mis en solution.....	29.
Figure (12) : Représentation schématique de trois types de précipitation.....	30
Figure (13) : Zones G P dans un alliage Al-Mg <sub>2</sub> Si.....	32
Figure (14) : Image de MET haute résolution obtenue sur une aiguille de $\beta$ " par Andersen et al.....	34

Figure (15) : Microstructures MEB de l'alliage Al-0.652 % at. Mg -0.595 % at. Si vieilli pendant 120 heures à : a) 150 °C b) 175 °C et 200 °.....	35
Figure (16): Diagramme d'équilibre hypo- eutectique d'un alliage à durcissement structural de composition C0.....	38
Figure (17) : les alliages d'aluminium avant la fusion.....	43
Figure (18) : Le four utilisé pour le traitement thermique NABERTHERM.....	44
Figure (19) : le creuset en graphite utilisé et les moules a cylindre ouvert en acier.....	44
Figure (20) : les différents échantillons préparés .....	44
Figure (21) : Polisseuse d'abrasion.....	46
Figure (22) : polisseuse de finition.....	47
Figure (23) : le gel diamant.....	47
Figure (24) : L'alumine (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ).....	47
Figure (25) : Microscope optique (EUROMEX).....	48
Figure (26) : la duromètre utilisé INNOVATEST.....	49
Figure (27) : Le four (NABERTHERM) en mise en solution.....	50
Figure (28) : Le cycle de différents traitements thermiques d'échantillons.....	51
Figure (29) : microstructure d'échantillon Z1 grossissement X50 avant traitement thermique.....	52
Figure (30) : microstructure d'échantillon Z2 grossissement X50 avant traitement thermique.....	53
Figure (31) : microstructure d'échantillon Z3 grossissement X50 avant traitement thermique.....	53
Figure (32) : microstructure d'échantillon Z4 grossissement X50 avant traitement thermique.....	54.
Figure (33) : la dureté en fonction de % Zn avant traitement thermique.....	55
Figure (34) : Microstructure d'échantillon Z1 grossissement x50 après TT.....	56
Figure (35) : Microstructure d'échantillon Z2 grossissement x50 après TT.....	57
Figure (36) : Microstructure d'échantillon Z3 grossissement x50 après TT.....	57
Figure (37) : Microstructure d'échantillon Z4 grossissement x50 après TT.....	57

Figure (38) : La dureté en fonction de Zn après traitement thermique.....	58
---------------------------------------------------------------------------	----

### **Liste des tableaux :**

Tableau (1) : carte d'identité de l'aluminium.....	2
Tableau (2) : Composition chimique des échantillons.....	45
Tableau (3) : Les valeurs de dureté des quatre échantillons avant TT.....	54
Tableau (4) : Les valeurs de dureté de quatre échantillons après TT.....	58

### **Liste des abbreviations:**

SDAS : Spacing of secondary dendritic arms.

Si eutectique : Silicium eutectique.

MEB : microscope électronique à balayage.

Zone GP : zone de Guinier-Preston .

## Résumé :

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

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

Ce travail a pour but d'étudier les modifications de la microstructure et la variation de propriétés mécaniques tel que la dureté en fonction de la composition des alliages traités et de traitement thermique appliqué, pour cela quatre alliages avec différentes composition ont été étudié (Z1(0.03), Z2(0.4), Z3(1.46), Z4(3.14) en fonction de masse ) pour cette série c'est la teneur en zinc qui a été varié.

Premièrement nous avons étudié ces alliages à l'état brut, après on a traité thermiquement ( mise en solution à  $490^{\circ}$  , la trempe ,et vieillissement artificiel  $170^{\circ}$  ) , et nous avons constaté une évolution de la dureté en fonction des taux de Zn.

## **Abstract :**

Cast aluminum alloys are widely used in the industry for various applications. In our work we focus on Al-Si alloys.

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

The aim of this work is to study the modifications of the microstructure and the variation of mechanical properties such as the hardness according to the composition of the treated alloys and the heat treatment applied. For this purpose, four alloys with different composition were studied (Z1, Z2, Z3, Z4) for this series it is the zinc content which was varied. First we studied these alloys in the raw state, then we treated them thermally (solution at 490°, quenching, and artificial aging at 170°), and we found a change in hardness as a function of the Zn content.

## الملخص:

تستخدم سبائك الألومنيوم المسبك على نطاق واسع في الصناعة لمختلف التطبيقات. في عملنا نحن مهتمون بسبائك الألومنيوم و السيليسيوم . تعتمد الخصائص الهيكلية الدقيقة والخصائص الميكانيكية لسبائك المسبك على عدة عوامل مثل التركيب الكيميائي للسبائك ومعدل التصلب وعملية التشكيل والمعالجات الحرارية. يهدف هذا العمل إلى دراسة تعديلات البنية المهيكلية وتباين الخواص الميكانيكية مثل الصلابة اعتماداً على تركيبة السبائك المعالجة والمعالجة الحرارية المطبقة ، حيث تمت دراسة هذه السبائك بالنسبة لهذه السلسلة ، كان محتوى الزنك ( $Z1$  ،  $Z2$  ،  $Z3$  ،  $Z4$ ) الأربعة ذات التركيبات المختلفة متنوعاً. أولاً، درسنا هذه السبائك في الحالة الخام ، بعد معالجتها بالحرارة (محلول عند 490 درجة ، والتبريد ، والتقدم الاصطناعي 170 درجة) ، ولاحظنا تغيراً في الصلابة مع تغير مستويات الزنك.



## INTRODUCTION GENERALE :

L'aluminium ainsi que ces alliages, font de plus en plus partie de notre quotidien, se retrouvent dans une grande variété d'applications que ce soit sous forme d'emballage, de conserve, de canettes de boisson gazeuse ou bien sous forme de matériaux de construction ou bien encore comme moteurs, carrosserie, roues d'automobiles...

Les principaux alliages d'aluminium sont fabriqués depuis 1886 à partir des bauxites et de la cryolithe. Les alliages à base d'aluminium ont été l'objet de plusieurs travaux de recherches scientifiques, ces alliages sont les plus utilisés juste après les fontes et les aciers. Leurs excellentes propriétés mécaniques et électriques ont permis leur utilisation dans divers secteurs d'activités telle que l'industrie aéronautique, automobile ou le transport électrique [1].

Les alliages d'aluminium de fonderie sont largement employés dans l'industrie pour diverses applications. Dans notre travail nous nous intéressons aux alliages Al-Si. Les caractéristiques microstructurales et les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium de fonderie dépendent de plusieurs facteurs tels que la composition chimique des alliages, la vitesse de solidification, le procédé du moulage et les principaux traitements thermiques (mise en solution, la trempe, et le vieillissement artificiel). Les propriétés mécaniques et électriques de ces alliages résultent par les traitements thermiques après la déformation jouent un rôle très important dans l'amélioration de ses propriétés. Ce mémoire est divisé en quatre chapitres :

- Le premier chapitre présente une étude bibliographique sur les types d'alliages d'aluminium et les différents alliages de fonderie normalisés, ainsi que les effets des éléments d'addition, et la microstructure des alliages Al-Si.

- Le deuxième chapitre concerne les traitements thermiques et le durcissement.

- Le troisième chapitre est concerné par les matériaux et techniques expérimentales au cours de nos investigations.

- Le quatrième chapitre parle de l'illustration des résultats et des interprétations associées.

Enfin, une conclusion générale pour résumer la totalité de nos travaux.

[Tapez un texte]

## Sommaire :

<b>Chapitre 1 : recherche bibliographique.....</b>	<b>1</b>
<b>1- L'élément Aluminium : .....</b>	<b>1</b>
<b>2- Les alliages d'aluminium : .....</b>	<b>3</b>
<b>2.1-Les alliages d'aluminium pour corroyage : .....</b>	<b>3</b>
<b>2.1.1. Les différentes séries :.....</b>	<b>4</b>
<b>2.2.Les alliages d'aluminium pour fonderie : .....</b>	<b>6</b>
<b>2.2.1. Désignation : .....</b>	<b>6</b>
<b>2.2.2. Les différentes séries :.....</b>	<b>8</b>
<b>2- Alliages de fonderie normalisés [5]:.....</b>	<b>9</b>
<b>4- Effet des éléments d'addition :.....</b>	<b>13</b>
<b>5- Microstructure des alliages d'aluminium de fonderie : .....</b>	<b>15</b>
<b>5.1. SDAS :.....</b>	<b>16</b>
<b>5.2. Les alliages Aluminium-silicium :.....</b>	<b>16</b>
<b>5.3. Le diagramme Al-Si :.....</b>	<b>18</b>
<b>5.4. La microstructure des alliages AL-SI : .....</b>	<b>19</b>
<b>5.5. La solidification :.....</b>	<b>20</b>
<b>5.6. AL-SI eutectique : .....</b>	<b>21</b>
<b>5.7. La modification de l'eutectique : .....</b>	<b>22</b>
<b>5.7.1. Mécanisme de modification de l'eutectique :.....</b>	<b>23</b>
<b>6. Les phases intermétalliques : .....</b>	<b>24</b>
<b>6.1. Les phase de Fe : .....</b>	<b>24</b>
<b>6.2. Les phases de Cu :.....</b>	<b>27</b>
<b>6.3. La phase de Mg : .....</b>	<b>28</b>
<b>7. Le durcissement structural des alliages d'aluminium de fonderie : .....</b>	<b>29</b>
<b>7.1. Le mécanisme de durcissement : .....</b>	<b>30</b>
<b>7.2. Les phases formées :.....</b>	<b>32</b>
<b>Chapitre 2 : Les traitements Thermiques.....</b>	<b>35</b>
<b>Introduction :.....</b>	<b>35</b>
<b>1. Désignation :.....</b>	<b>35</b>
<b>2. Traitement thermiques des alliages d'aluminium de fonderie : .....</b>	<b>37</b>

2.1. Le durcissement structural :	37
2.1.1. Mise en solution :	37
2.1.2. La trempe :	38
2.1.3. Le vieillissement :	40
2.2. Durcissement par adition :	40
2. L'état de l'art sur l'effet de la teneur en Zn sur les propriétés mécaniques des alliages (AL-Si-Cu-Mg) :	41
Chapitre 3 : matériaux et procédures expérimentales.	43
Introduction :	43
1. La préparation des échantillons étudiés :	43
2. la composition chimique :	45
3. Le polissage :	46
3.1. Polissage abrasion :	46
3.2. Polissage de finition :	47
4. microscope optique :	48
5. l'essai de dureté :	49
6. Les traitements thermiques :	50
6.1. Mise en solution :	50
6.2. La trempe :	51
6.3. Le vieillissement artificiel :	51
Chapitre 4 : Résultats et interprétations.	53
Introduction :	53
1. Avant le traitement thermique :	53
1.1. Microstructure :	53
1.2. La dureté :	55
1.3. L'observation :	56
2- Après traitement thermique :	56
2.1. Microstructure :	56
2.2. La dureté :	59
2.3. L'observation :	59
1. 3. Effet de la microstructure sur la dureté :	60
Conclusion générale :	61

### 1- L'élément Aluminium :

L'aluminium est un élément chimique, de symbole Al et de numéro atomique 13. C'est un élément important sur la Terre avec 1,5 % de la masse totale.

C'est un métal pauvre, argenté et malléable. Il est remarquable pour sa résistance à l'oxydation et sa faible densité. [1]

En fait, il est très oxydable mais à l'air, il se forme une couche de quelques micromètres d'alumine, un oxyde imperméable de formule  $Al_2O_3$  qui protège le reste du métal et se reforme très rapidement. On parle alors d'une protection cinétique contrairement à la protection thermodynamique car l'aluminium reste très oxydable.

Il est principalement extrait de la bauxite, minéral où il est présent sous forme d'oxyde hydraté dont on extrait l'alumine. Il peut aussi être extrait de la néphéline, de la leucite, de la sillimanite, de l'andalousite et de la muscovite[1].

L'aluminium est un métal mou, léger, mais résistant avec un aspect argent-gris mat, dû à une mince couche d'oxydation de cinq à dix nanomètres qui se forme rapidement quand on l'expose à l'air et qui empêche la corrosion de progresser dans des conditions normales d'exposition chimiques. Ce film composé d'alumine se forme spontanément très rapidement quand l'aluminium est mis en contact avec un milieu oxydant comme l'oxygène de l'air. À la différence de la plupart des métaux, il est utilisable même s'il est oxydé en surface. On peut même dire que sans cette couche d'oxyde, il serait impropre à la plupart de ses applications. Il est possible d'augmenter artificiellement l'épaisseur de cette couche d'oxydation par anodisation, ce qui permet d'augmenter la protection et de décorer les pièces en colorant la couche d'oxyde. Contrairement à l'aluminium qui est un très bon conducteur, l'oxyde d'aluminium est un excellent isolant [2].

L'aluminium a une densité environ trois fois plus faible que celle de l'acier ou du cuivre ; il est malléable, ductile et facilement usiné et moulé. Il possède une excellente résistance à la corrosion et une grande longévité. Il est également paramagnétique et ne provoque pas d'étincelles. C'est le deuxième métal le plus malléable et le sixième le plus ductile [2].

Bombardé par un laser à électrons libres, l'aluminium devient transparent dans les ultraviolets extrêmes.

## CHAPITRE 1 : RECHERCHE BIBLIOGRAPHIQUE

En tonnage et en valeur, l'aluminium est le métal le plus utilisé après le fer, grâce à sa légèreté et sa bonne conductivité électrique et thermique. L'aluminium pur est mou et fragile, mais avec des petites quantités de cuivre, magnésium, manganèse, silicium et d'autres éléments, il peut former des alliages aux propriétés variées.

Parmi les secteurs utilisant l'aluminium, on peut citer :

- les transports (automobiles, avions, camions, trains, bateaux, vélos etc.) ;
- l'emballage (boîtes de conserve, papier aluminium, canettes, barquettes, aérosols, etc.) et notamment les emballages alimentaires ;
- la construction (fenêtres, portes, gouttières, etc.) [2];

Symbole	AL
Numéro Atomique	13
Masse molaire atomique	27g.mol <sup>-1</sup>
Température de fusion	660°C
Point d'ébullition	2056°C
Densité	2,7
Résistivité électrique	2,7.10 <sup>-8</sup> ohm.m
Conductivité thermique	22 W.m <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup>
Capacité thermique massique	9.102 J.Kg <sup>-1</sup> .°K <sup>-1</sup>
Système cristallin	Cubique a face centrée
Module d'élasticité	69 000 MPa
Coefficient de dilatation	24.10 <sup>-6</sup> . °K <sup>-1</sup>

**Tableau (1) : carte d'identité de l'aluminium [2].**

### 2- Les alliages d'aluminium :

Les alliages d'aluminium sont aussi appelés alliages légers compte tenu de la masse volumique de l'aluminium comparée à celle des autres métaux.

Ils 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].

**2.1-Les alliages d'aluminium pour corroyage :**

Les alliages d'aluminium pour corroyage sont des alliages à base d'aluminium destinés pour la majorité à être transformés par des techniques de forge (laminage, filage, matriçage, forge, etc.)

La norme européenne EN 573-1 indique que cet ensemble de 4 chiffres doit être précédé pour les alliages destinés à être corroyés par le préfixe EN, les lettres « A » (aluminium), « W » (pour les produits corroyés, wrought en anglais) et un tiret « - ».

Exemple : EN AW-4007

La notation complète est rarement utilisée. Par souci de simplification, seule la désignation à quatre chiffres sera utilisée dans le reste de l'article. C'est la notation la plus utilisée.

-Le premier chiffre indique l'élément d'alliage principal suivant le code suivant :

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

-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.

Exemple : la teneur en fer (Fe) des alliages 7075 (maximum 0,50 %) et 7175 (maximum 0,20%)

-Les troisième et quatrième chiffres sont des numéros d'ordre et servent à identifier l'alliage. La seule exception est la série 1000 ces deux chiffres indiquant le pourcentage d'aluminium [3].

### 2.1.1. Les différentes séries :

#### - Série 1000 (aluminium) :

Il ne s'agit pas à proprement parler d'alliage puisqu'il s'agit de nuances, en principe sans ajout d'éléments. Cependant, les différentes nuances de la série 1000 se distinguent par la présence plus ou moins importante d'impuretés. Souvent, le troisième chiffre indique le degré de pureté en donnant la valeur de la première décimale à ajouter à 99 % [3].

#### - Série 2000 (aluminium cuivre) :

L'élément d'alliage de la famille 2000 est le cuivre (Cu). Ils obtiennent leurs caractéristiques mécaniques par durcissement structural. Ils sont caractérisés par de bonnes caractéristiques mécaniques notamment à l'état trempé revenu ou mûré. C'est grâce à ces caractéristiques mécaniques qu'ils ont été choisis pour les applications aéronautiques. Ils présentent également de bonnes aptitudes de tenue à chaud et pour le décolletage. En revanche, ils ont une résistance à la corrosion faible en atmosphère corrosive du fait de la présence de cuivre. Ces alliages ont de nombreuses applications en aéronautique et en mécanique. En général, ils sont utilisés pour des pièces soumises à des contraintes [3].

#### - Série 3000 (aluminium manganèse) :

L'élément d'alliage de cette série est le manganèse (Mn). Pour certains alliages de cette famille, le taux de magnésium (Mg) est relativement important, on peut parler d'alliage aluminium manganèse magnésium (Al-Mn-Mg). Le manganèse a pour effet d'augmenter les caractéristiques mécaniques. Pour augmenter les caractéristiques mécaniques, il est également possible de jouer sur le taux de cuivre (jusqu'à 0,20 %). Ce sont des alliages à écrouissage. Leurs caractéristiques mécaniques ne sont pas obtenues par traitement thermique mais par la déformation à froid. Ces alliages sont caractérisés par des caractéristiques mécaniques relativement faibles, une très bonne aptitude à la mise en forme, une bonne soudabilité et une bonne résistance à la corrosion [3].

#### -Série 4000 (aluminium silicium) :

L'élément d'alliage de cette série est le silicium (Si). Les alliages de la série des 4000 sont nettement moins utilisés que les alliages des autres séries. Les alliages aluminium silicium sont principalement des alliages de fonderie [3].

### **-Série 5000 (aluminium magnésium) :**

L'élément d'alliage est le magnésium (jusqu'à 5%). Ce sont des alliages par écrouissage. Ces alliages ont des caractéristiques mécaniques moyennes qui augmentent avec le taux de magnésium. Ces caractéristiques augmenteront également avec le taux d'écrouissage. Ils ont une bonne aptitude à la déformation. Cette aptitude diminuant si le taux de magnésium augmente. Ils ont un excellent comportement à la soudure et à ce titre sont utilisés en chaudronnerie soudure [4].

### **-Série 6000 (aluminium magnésium silicium) :**

Les éléments d'alliage de cette série sont le magnésium (Mg) et le silicium (Si). Cette famille d'alliage a une grande importance industrielle. Elle est très utilisée pour les profilés. Ils ont une très bonne aptitude à la déformation (filage, matriçage principalement) et à la mise en forme à froid à l'état recuit. Leurs caractéristiques mécaniques sont moyennes et sont inférieures à celles des alliages 2000 et 7000. Ces caractéristiques peuvent être augmentées par addition de silicium qui donnera le précipité durcissant  $Mg_2Si$ . Ils ont une excellente résistance à la corrosion notamment atmosphérique. Ils se soudent très bien (soudure à l'arc ou brasage) [4].

### **-Série 7000 (aluminium zinc) :**

L'élément d'alliage de cette série est le zinc (Zn). Globalement, ils ont de très bonnes caractéristiques mécaniques ; ce sont les alliages d'aluminium à haute résistance. Malheureusement ces très bonnes caractéristiques mécaniques sont obtenues au détriment de la résistance à la corrosion. Pour retrouver une bonne résistance à la corrosion, il faut effectuer ce qui est appelé un sur-revenu ou revenu à double palier (T7). Ce traitement se paie par une baisse des caractéristiques mécaniques. Ces alliages se divisent en deux groupes : les 7000 avec addition de cuivre et les 7000 sans addition de cuivre.

## **2-2. Les alliages d'aluminium pour fonderie :**



Les alliages d'aluminium pour fonderie sont des alliages dont le constituant principal est l'aluminium, destinés à être transformés par des techniques de fonderie. Ils sont souvent appelés « alliages légers » du fait de leur masse volumique nettement inférieure à celles d'autres métaux utilisés dans l'industrie.

### **2.2.1. Désignation :**

Comme pour les alliages d'aluminium pour corroyage, il existe plusieurs modes de désignation, dont une numérique (EN 1780-1). Il s'agit d'une désignation à 5 chiffres dont le premier suit la même règle que celle qui codifie les alliages pour corroyage. Pour les plus employés :

Le deuxième chiffre indique le groupe de l'alliage. Cette notion de groupe est utilisée pour les alliages normalisés (EN 1706). Chaque groupe présente un ensemble de caractéristiques mécaniques ou physiques similaires. Par exemple, les alliages du groupe AlSi ont une composition proche de l'eutectique aluminium-silicium (12,6 % en masse), ce qui leur confère une excellente aptitude à la coulée.

### **Désignation basée sur les symboles chimiques :**

Il existe aussi une désignation dite « chimique » ou « symbolique », elle aussi normalisée (EN 1780-2). Elle reprend les symboles des constituants de l'alliage, suivis, pour les principaux, de leurs proportions dans l'alliage. Cependant, ces proportions sont indiquées en pourcentage massique, il ne s'agit donc pas d'une véritable formule chimique.

Exemple : Al Si5Cu3Mg : alliage contenant (environ) 5% de silicium, 3% de cuivre et moins de 1% de magnésium.

### **Désignation complète :**

Les normes prévoient que la désignation numérique ou symbolique soit précédée par :

- EN qui signifie que l'appellation est conforme aux normes européennes
- la lettre A (aluminium)
- une lettre représentant la forme du produit :
  - B : lingot

- C : pièce moulée
  - M : alliage mère (alliage qui sera réutilisé pour l'élaboration d'autres alliages pour fonderie ou écrouissage).
- un tiret

Exemple :

- EN AC-21000
- EN AC-Al Cu4MgTi

Représentent un alliage de fonderie base aluminium conforme aux norme CEN comportant entre autres 4,20 à 5,0 % de cuivre, 0,15 à 0,35 % de magnésium et 0,15 à 0,30% de titane .La désignation complète est assez peu utilisée [4].

Séries d'alliages

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

### 2.2.2. Les différentes séries :

#### -Les AU - alliages aluminium-cuivre, série 20000 :

Les alliages d'aluminium-cuivre ont été largement utilisés sous forme fondue et corrigée lorsque la résistance et la ténacité sont requises. Ces alliages présentent une résistance et une dureté élevées à température ambiante et élevée.

Les premiers alliages de fonderie d'aluminium significatifs contenaient du cuivre à des concentrations allant jusqu'à 10%, sans aucune compréhension du traitement thermique, ces alliages présentaient des résistances et des duretés considérablement améliorées à l'état brut de fonderie [4].

### **-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 [4].

### **-Les AG - alliages aluminium-magnésium, série 50000 :**

Les alliages aluminium-magnésium sont beaucoup moins utilisés que les AS ou même les AU. Il s'agit d'alliages pauvres en silicium, auxquels la teneur en magnésium (comprise entre 3 % et 10 % suivant les nuances) confère une bonne résistance mécanique à l'état brut (F) [4].

### **-Les AZ - alliages aluminium-zinc, série 70000 :**

Le principal représentant de cette série assez peu courante en fonderie, est l'A-Z5G (71000) qui est principalement utilisé en moulage sable par gravité, avec refroidissement contrôlé après solidification (trempe au démoulage) et vieillissement naturel (maturation) (ST1).

Les alliages aluminium-zinc sont beaucoup plus courants en produits de corroyages qu'en fonderie [6] [4].

## **2- Alliages de fonderie normalisés [5]:**

### **-Alliages AlCu :**

Le cuivre a un effet durcissant sur les alliages de fonderie, particulièrement après traitement thermique complet T6. La présence de magnésium permet le traitement T4, avec un compromis résistance à la traction/allongement favorisant l'allongement.

Le cuivre a un effet favorable sur l'usinabilité et sur la tenue à chaud, mais défavorable sur la résistance à la corrosion. Les deux alliages de ce groupe possèdent, après le traitement thermique T4 dans le cas de l'alliage Al Cu<sub>4</sub>MgTi, et T6 pour l'alliage Al Cu<sub>4</sub>Ti, les caractéristiques mécaniques les plus élevées parmi les alliages normalisés, non seulement en

statique, mais également en endurance ou en résilience. Mais leurs propriétés de fonderie sont médiocres et limitent leur utilisation aux pièces peu complexes et très fortement sollicitées[5].

### **-AlSiMgTi :**

Une teneur croissante en silicium favorise les propriétés de fonderie des alliages de la série 4XXX. Elle augmente en particulier leur aptitude à la coulée de pièces minces et étanches, mais défavorise l'usinabilité et l'aptitude au traitement d'oxydation anodique de décoration. Au-delà d'une teneur de 4 %, la couche d'oxyde prend en effet un aspect grisâtre : les alliages ont alors une bonne aptitude au traitement d'oxydation anodique de protection, mais non de décoration. L'alliage de ce groupe, Al Si<sub>2</sub>MgTi, possède une bonne aptitude à l'oxydation anodique de protection et de décoration à cause de sa faible teneur en silicium ; il a des propriétés de fonderie médiocres, mais conserve de bonnes propriétés mécaniques grâce à la présence de magnésium qui permet le traitement à l'état T6. Il est principalement utilisé pour des pièces de quincaillerie de bâtiment [5].

### **-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 Si<sub>7</sub>Mg<sub>0,3</sub>, et Al Si<sub>7</sub>Mg<sub>0,6</sub>, 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[5].

### **-AlSi10Mg :**

La teneur en silicium donne à cet alliage une composition proche de l'eutectique de cette famille et lui confère d'excellentes propriétés de fonderie, la présence de magnésium rend possible le traitement thermique. Les propriétés mécaniques sont moyennes, ce qui fait que ces alliages sont utilisables pour des applications très diverses. Cette famille regroupe cinq alliages qui se différencient par leurs teneurs en impuretés : seul l'EN AC-Al Si<sub>9</sub>Mg est un alliage de 1<sup>re</sup> fusion, les quatre autres sont des alliages de 2<sup>e</sup> fusion. Les alliages EN AC-Al

Si10Mg(a), EN AC-Al Si10Mg(b) et l'EN AC-Al Si10Mg(Cu) ne diffèrent essentiellement que par leur teneur en cuivre, élément durcissant et néfaste pour la résistance à la corrosion des alliages, et sont utilisés pour le moulage en coquille ou basse pression de pièces diverses. La variante EN AC-Al Si9Mg est utilisée pour des applications où l'on recherche des propriétés mécaniques élevées après traitement thermique, mais peut être utilisée également sans traitement thermique pour la réalisation de pièces devant posséder une bonne ductilité. La variante EN AC-Al Si10Mg(Fe) est utilisée pour le moulage sous pression lorsqu'une bonne résistance des pièces à la corrosion, ou un usage alimentaire des pièces sont requis [5].

### **-AlSi :**

Le système aluminium-silicium forme un eutectique pour une teneur en silicium de 12,6 % en masse. Les systèmes eutectiques possèdent en général d'excellentes propriétés de fonderie, et l'eutectique AlSi a été l'un des premiers alliages de fonderie à être utilisé industriellement. Le traitement dit de « modification » par le sodium, découvert par Aladar Pacz en 1920, a permis d'améliorer considérablement les propriétés mécaniques de cet alliage par transformation de la structure naturellement aciculaire en structure fibreuse. Cela a contribué à l'essor des alliages de fonderie à cette époque. Les alliages de cette famille sont eutectiques ou voisins de l'eutectique. On réservera les alliages eutectiques EN AC-Al Si12(a) et EN AC-Al Si12(b) à la coulée de pièces en coquille minces et complexes à cause de leur très bonne aptitude au moulage, la première variante ayant une teneur en cuivre plus faible favorisant une bonne tenue à la corrosion. Les variantes hypo eutectiques sont d'usage plus général, et la nuance EN AC-Al Si11 est très utilisée par exemple pour la réalisation de roues de voitures à l'état non traité thermiquement. Les nuances EN AC-Al Si12(Fe) et EN AC-AlSi9 sont utilisées en moulage sous pression, la dernière variante présentant des allongements importants à cause des impuretés en faible teneur[5].

### **-AlSi5Cu :**

Les alliages EN AC-AlSi6Cu4, EN AC-AlSi5Cu3Mg, EN ACAlSi5Cu3Mn et EN ACAlSi5Cu3 sont des alliages d'utilisation générale, destinés à la réalisation de pièces automobiles comme les culasses ou les carters. Leurs propriétés de fonderie sont très bonnes, la présence de cuivre facilite l'usinage et augmente la tenue à chaud, et le magnésium permet le traitement thermique lorsque l'on souhaite des propriétés mécaniques élevées, comme c'est le cas de certaines culasses de moteurs Diesel ou turbo Diesel. L'alliage EN AC-AlSi5Cu1Mg

est un alliage à hautes caractéristiques mécaniques à l'état T6 et est souvent utilisé pour la coulée de pièces pour l'aéronautique ou pour l'automobile (turbines de turbocompresseurs) [5].

### **-AlSi9Cu :**

Les alliages EN AC-Al Si9Cu3(Fe), EN AC-AlSi11Cu2(Fe) et EN ACAISi9Cu3(Fe) (Zn) sont presque exclusivement utilisés en moulage sous pression, à cause de leurs bonnes propriétés de fonderie associées au prix de revient intéressant lié au recyclage. Ce sont donc des alliages de 2e fusion, où les teneurs en impuretés comme le fer ou le manganèse sont notables, et favorisent le non-collage au moule de ces alliages sans trop abaisser les propriétés mécaniques à cause de la structure très fine due aux vitesses de refroidissement élevées du procédé. Ces alliages couvrent plus de 90 % du tonnage des pièces coulées sous pression, telles que carters cylindres, carters de boîtes de vitesses ou d'embrayage, corps de pompe à eau, semelles de fers à repasser, etc. [5].

L'alliage EN AC-AlSi8Cu3 est utilisé à la fois pour la sous-pression et pour le moulage en coquille pour des pièces d'usage général. Les alliages EN AC-AlSi7Cu3Mg, EN ACAISi9Cu1Mg et EN ACAISi7Cu2 sont d'usage également général, et sont utilisés comme la famille précédente pour le moulage en coquille ou basse pression de culasses ou de blocs, à l'état traité ou non selon les spécifications.

### **-AlSi(Cu) :**

Les alliages de cette famille sont des alliages eutectiques, donc à propriétés de fonderie excellentes. On réservera la nuance EN AC-Al Si12(Cu) pour la coulée par gravité de pièces très minces et d'épaisseurs uniformes, et la nuance EN AC-Al Si12Cu1(Fe) pour la coulée sous pression de pièces minces diverses[5].

### **-AlSiCuNiMg :**

La seule nuance normalisée de cette famille, l'Al Si12CuNiMg, est exclusivement réservée à la réalisation de pistons ou de cylindres à ailettes. C'est un alliage eutectique AlSi à propriétés de fonderie excellentes, avec des additions de cuivre, nickel et magnésium pour favoriser la tenue à chaud, typiquement 250 °C[5].

### **-AlMg :**

Ce sont des alliages ayant une très bonne tenue à la corrosion, notamment en atmosphère marine. Ils sont particulièrement aptes à l'oxydation anodique de décoration, et sont utilisés par exemple pour des pièces d'accastillage de bateaux ou pour la quincaillerie de bâtiment. Ils ont malheureusement des propriétés de fonderie médiocres, et sont sensibles à l'oxydation à l'état liquide. Les nuances EN AC-Al Mg5 et EN AC-Al Mg5(Si) peuvent être également utilisées pour des pièces où l'on recherche une tenue à chaud élevée, car les alliages AlMg sont les alliages d'aluminium moulés dont les propriétés à chaud sont les plus élevées au-dessus de 250 °C. La nuance EN AC-Al Mg9 est utilisée pour le moulage sous pression, mais assez rarement.

### **-AlZnMg :**

Cette nuance EN AC-Al Zn5Mg est dite autotrempant, et acquiert par simple mûrissement à température ambiante des caractéristiques mécaniques qui se rapprochent de celles des alliages traités thermiquement. Elle présente un intérêt pour la construction moulée soudée. Mais sa mise en œuvre est délicate à cause de propriétés de fonderie médiocres, et en particulier la criquabilité, et ne convient pratiquement que pour la coulée en sable [5].

### **4- Effet des éléments d'addition :**

#### **Le cuivre (Cu) – U :**

Le cuivre contribue fortement à l'amélioration des caractéristiques mécaniques des alliages et améliore considérablement les aptitudes à l'usinage des pièces réalisées, y compris dans le cas où elles ne sont pas traitées thermiquement. À l'inverse, le cuivre est défavorable à la tenue à la corrosion de la pièce. Une protection de surface (peinture, anodisation) est souvent nécessaire [6].

#### **Le silicium (Si) – S :**

Le silicium est présent dans la majorité des alliages pour fonderie. Sa principale caractéristique est d'améliorer la coulabilité du métal, par conséquent, de limiter les risques de criques.

Les alliages à fort pourcentage de silicium sont préférés pour obtenir des pièces aux formes complexes et fines comme, par exemple, des carcasses de générateur comportant de

nombreuses ailettes de refroidissement. le silicium diminue l'usinabilité de la pièce, et rend plus difficile le traitement anodique de décoration [6].

### **Le magnésium (Mg) – G :**

Le magnésium est le principal agent d'amélioration des caractéristiques mécaniques des alliages d'aluminium. Il est présent, en proportions plus ou moins importantes, dans de nombreux alliages [6].

### **Le zinc (Zn) – Z :**

Le zinc augmente les caractéristiques mécaniques de l'alliage. Dans une nettement moindre mesure que le cuivre, le zinc diminue un peu la tenue à la corrosion [6].

### **Le titane (Ti) – T :**

Le titane entre, lui aussi, dans la composition de nombreux alliages. Sa principale propriété est d'affiner le grain du métal, ce qui a aussi une influence bénéfique sur les caractéristiques mécaniques [6].

### **Effet du manganèse (Mn) :**

Dans les alliages de fonderie, le manganèse est considéré comme une impureté. Cependant, il est plus efficace que le chrome et le nickel, dans l'amélioration des caractéristiques mécaniques. Son rôle principal dans ces alliages, consiste en la modification des composés de fer de la forme  $\alpha$  à la forme  $\beta$  [6].

### **Effet spécifique du Fer (Fe) :**

En général, le fer est considéré comme élément nuisible, car sa présence dans les alliages d'aluminium entraîne la formation de combinaisons intermétalliques, qui affectent les caractéristiques mécaniques. En effet, l'addition du fer à l'aluminium forme des composés intermétalliques tels que  $Al_3Fe$  ainsi que d'autres composés, se formant avec d'autres éléments comme le Si, le Cu, le Ni, et le Mn, dont l'effet est de diminuer les allongements à la rupture. Ainsi, pour les alliages industriels à hautes caractéristiques mécaniques [6].

### **Effet du Nickel (Ni) :**



Dans la condition T5 l'addition de Ni (jusqu'à 1.41%), mène à une amélioration de la dureté des alliages. Cependant, une diminution de la dureté de ces derniers est observée suite à l'addition de Ni dans la condition T6, Ainsi, ce processus réduit la quantité de Cu disponible pour former les composés  $\text{CuAl}_2$ , connus pour leur contribution dans l'augmentation de la dureté [6].

### 5- Microstructure des alliages d'aluminium de fonderie :

La structure des alliages d'aluminium de fonderie comprend des solutions solides sous forme de dendrites (hypo eutectiques), 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 du 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 [7].

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, dont les bras secondaires sont espacés de quelques dizaines de micromètres, cette distance est appelée : espacement des bras de dendrite. Nous utiliserons par la suite l'acronyme anglais classique : DAS (Dendrite Arm Spacing), ou SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing) [7].

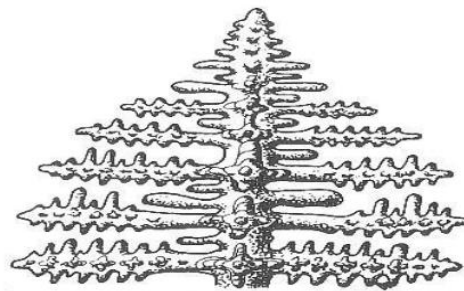


Figure (1) : structure d'une dendrite [7].

### 5.1. SDAS :

L'Espacement des bras dendritiques secondaires est la distance linéaire entre deux des dendrites secondaire (ou bras)  $\alpha$ -Al. Comme ce SDAS est régie par les conditions de solidification, il fournit donc une mesure directe de la vitesse de solidification.

Une faible valeur de SDAS améliore la ductilité de l'alliage car elle permet de réduire les porosités et favorise le développement de particules de Si fines et distribuées de façon homogène Le mode de rupture est lui aussi influencé par les valeurs du SDAS.

En général, les propriétés mécaniques des pièces moulées en aluminium ont tendance à corréler mieux avec les DAS que la taille de grain. Plus les vitesses de solidification sont grandes, plus l'espacement est fin, ce qui fournit de meilleures propriétés mécaniques [7].



**Figure (2) : Micrographie optique illustrant la mesure des espacements des bras dendritiques secondaires (SDAS) [7]**

### 5.2. Les alliages Aluminium-silicium :

Les alliages de fonderie Al-Si ont été largement utilisés pour produire des composants fonctionnant à température ambiante et à des températures assez élevées (jusqu'à 200 °C) en

raison de leurs excellentes caractéristiques telles que leur faible coût de fabrication, leur excellente coulabilité, leur résistance spécifique élevée et leur recyclabilité [8].

Le cuivre et du magnésium sont généralement ajoutés pour améliorer la résistance aux températures ambiantes et élevées et permettre un traitement thermique éventuel [8].

Le Si est l'élément d'alliage principal et le plus important de l'alliage de fonderie Al-Si. Dans l'alliage hypo eutectique Al-Si, la teneur en Si varie normalement de 5 à 12 % en poids.

Le Si est principalement responsable de ce que l'on appelle la "bonne coulabilité", c'est-à-dire la capacité à remplir facilement les moules et à solidifier les pièces coulées sans problèmes de déchirure ou de fissuration à chaud. Plus un alliage contient de Si, plus son coefficient de dilatation thermique est faible.

Le Si est une phase très dure, il contribue donc de manière significative à la résistance à l'usure d'un alliage. Le Si se combine avec d'autres éléments pour améliorer la résistance d'un alliage et pour rendre les alliages traitables thermiquement [9].

Un alliage qui comprend plus de 7 % en poids de Si forme des réseaux eutectiques tridimensionnels de plaquettes de Si interconnectées et noyées dans la matrice d'Al ductile lors de la solidification. La teneur en Si dans les alliages coulés à base d'Al-Si influence les propriétés de traction à température ambiante et à température élevée, tandis que son rôle devient plus important en l'absence d'éléments d'alliage (par exemple Cu, Mg et Fe) [9].

La contribution à la résistance des alliages Al-Si est causée par le transfert de charge de la matrice  $\alpha$ -Al aux plaques rigides de Si fortement interconnectées [9].

La capacité de charge du Si eutectique peut être réduite au moyen de la sphéroïdisation, ce qui améliore l'usinabilité, la ductilité et la résistance à la fatigue des alliages. Lorsque les alliages de fonderie AlSi sont exposés à une température élevée, les particules de Si eutectique se fragmentent et se sphéroïdisent d'abord, puis deviennent plus grossières et leur rapport d'aspect diminue, ce qui entraîne une perte d'inter connectivité des phases eutectiques. Le taux de perte d'inter connectivité dépend fortement de la température et du temps d'exposition [9].

Il a été rapporté que l'augmentation de la teneur en Si de 7 % en poids à 12 % en poids dans un alliage coulé Al-Si à faible teneur en éléments d'alliage, conduit à une amélioration de la limite d'élasticité et de l'UTS jusqu'à 22 et 25 MPa à 250 °C respectivement [10] [11].

Deux éléments d'alliage importants qui ont été largement ajoutés aux alliages coulés Al-Si sont le Cu et le Mg, qui augmentent la résistance de l'alliage à température ambiante et élevée (jusqu'à 190 °C) et le rendent sensible au traitement thermique. Ces alliages sont utilisés pour une large gamme d'applications, telles que les ventilateurs de refroidissement de moteur, les carters de vilebrequin, les pièces rotatives à haute vitesse, les composants structurels aérospatiaux, les pistons de compresseur d'air, les pompes à carburant, les carters de compresseur, les pignons de distribution, les culbuteurs, les pièces de machine, etc.

L'ajout de Mg est associé à l'amélioration des propriétés de traction des alliages Al-Si à température élevée (jusqu'à ~200 °C). La présence de Mg améliore également la résistance au fluage et diminue le taux de perte de résistance à haute température dans les alliages. L'augmentation significative de la résistance à haute température a été obtenue après le traitement en solution en raison de l'activation du durcissement par précipitation par les phases porteuses de Mg. L'augmentation de la résistance à haute température des alliages contenant du Mg ne peut être attribuée qu'à la précipitation de la phase secondaire  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si.

On a constaté que l'ajout de Cu augmente la résistance à des températures élevées (jusqu'à ~200 °C) et améliore la résistance au fluage des alliages Al-Si [10][11].

### 5.3. Le diagramme Al-Si :

Examinons le diagramme d'équilibre du système Al-Si présenté dans **la figure (3)** Il est à noter que le point eutectique E est caractérisé par la température de fusion la plus basse sur l'ensemble des alliages Al-Si de différentes concentrations, qui peuvent exister. Nous remarquons que le pourcentage de silicium soluble dans l'aluminium à l'état solide est de 1,65% à la température  $T_E=578C$ . Cette solubilité maximale est représentée par le point A. Tous les alliages Al-Si pour lesquels la teneur en Si est inférieure à 1,65% se solidifient à l'équilibre. A l'issue de leur solidification, ces alliages se présentent comme des matériaux monophasés dans lesquels tout le silicium est entièrement dissout dans la matrice d'aluminium : Il s'agit de la phase  $\alpha$  riche en aluminium. Il faut remarquer que la solubilité de Si dans Al à l'état solide diminue avec la température. Aussi, elle passe de 1,65% à 0 % à basse température [12].

On peut remarquer une solubilité presque nulle à l'état solide de l'un des métaux dans l'autre; il y a constitution d'un alliage eutectique à la concentration de 11.7% de Si. Au dessous de cette concentration, l'aluminium se solidifie en premier et l'eutectique Al-Si se forme aux

jointes de grains. Au-delà de cette concentration il y a formation de silicium primaire et solidification finale de l'eutectique. Il n'a pas formation de phases intermétalliques [12].

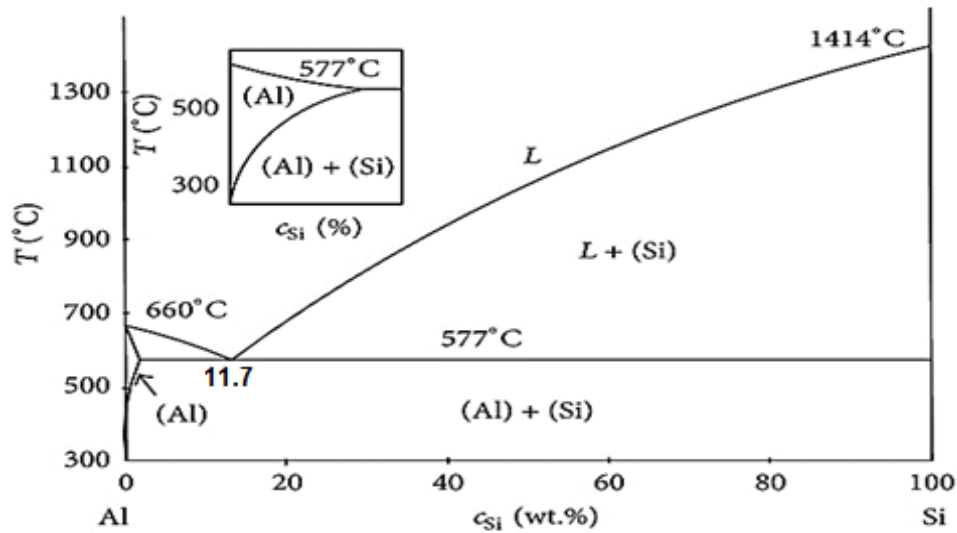


Figure (3) : Diagramme de phases Al-Si [12].

#### 5.4. La microstructure des alliages AL-SI :

La microstructure des alliages de fonderie Al-Si est principalement constituée d'une phase primaire ( $\alpha$ -Al) et d'un mélange eutectique d'Al-Si. La quantité de mélange eutectique dans la microstructure dépend du niveau de Si. Le mélange eutectique contient de l'Al mou comme matrice contenant des particules de Si [13].

La morphologie des particules de Si est en forme de plaque et peut être modifiée par un traitement de modification. La présence de Cu, Mg et Fe dans l'alliage entraîne la formation de divers composés intermétalliques dans la microstructure de l'alliage[13].

Les phases intermétalliques les plus courantes sont  $Al_2Cu$ ,  $Mg_2Si$ ,  $\alpha-Al_{12}(Fe, Mn)_3Si_2$  et  $\beta-Al_5FeSi$ . La vitesse de refroidissement a un effet marqué sur la taille, la morphologie et la distribution de tous les constituants microstructuraux [13].

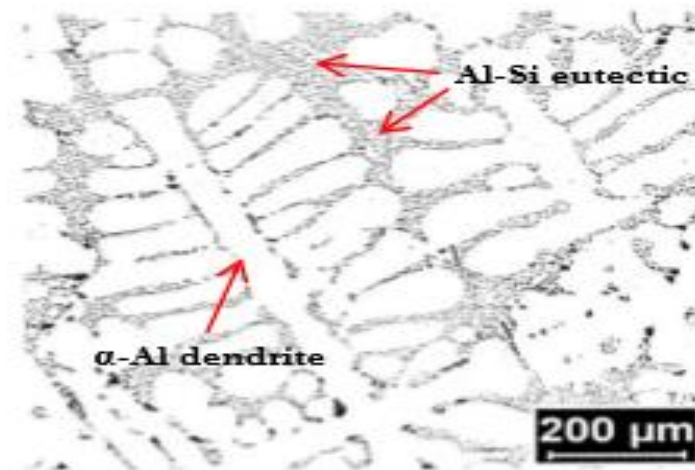
L'augmentation de la vitesse de refroidissement affine la taille de toutes les caractéristiques microstructurales, diminue le SDAS, modifie la morphologie du Si eutectique, qui passe de plaques larges et allongées à des plaques petites et plus rondes, et diminue la taille de tous les composés intermétalliques, quel que soit leur type. Bien qu'une vitesse de refroidissement accrue ait affiné les particules de Si eutectique, leur morphologie en forme de plaque n'a pas

été affectée. Cependant, un traitement au Sr peut modifier la morphologie grossière des particules de Si en fines fibres [13].

### 5.5. La solidification :

Les alliages Al -Si se solidifient par une précipitation primaire de dendrites ; une illustration de la structure de dendrite d'aluminium primaire ( $\alpha$ -Al) noyée dans l'eutectique Al-Si est présentée dans **la figure (4)**. Dans les alliages hypo eutectiques Al-Si, l'aluminium primaire se solidifie de manière dendritique et croît dans la direction  $\langle 100 \rangle$ . Les dendrites sont souvent dessinées avec quatre bras secondaires se développant autour de la tige primaire à chaque jonction, ce qui est vrai pour les structures cubiques [14] .

Le sous-refroidissement dépend de la vitesse de refroidissement, de la concentration de l'élément d'alliage dans la masse fondue et du type d'élément d'alliage. Il est bien établi que le sous-refroidissement augmente avec la vitesse de refroidissement et la concentration de l'élément d'alliage [15].



**Figure (4) : Structure de solidification d'un alliage hypo eutectique Al-Si [15].**

### 5.6. AL-SI eutectique :

La solidification de l'alliage se poursuit avec la formation du mélange eutectique Al-Si. Dans la solidification eutectique, deux phases d'Al et de Si précipitent simultanément à partir du liquide à température constante [16].

La figure (5) présente un diagramme de phase du système Al-Si avec un point eutectique. Le point eutectique se situe à 11.7% en poids de Si et la température eutectique est de 577 °C. L'aluminium dissout un maximum de 1,6 % en poids de Si alors que la solubilité de l'Al dans le Si est presque nulle [16].

Les alliages eutectiques fournissent un composite naturel qui donne de bonnes propriétés à l'alliage.

Les alliages d'aluminium commerciaux contiennent souvent d'autres éléments d'alliage tels que le Cu et le Mg en plus du Si. Les eutectiques de ces alliages peuvent être plus complexes que ceux observés en regardant le système binaire. La formation de phases intermétalliques contenant du Cu et du Mg se produit souvent après la formation de l'eutectique [17].

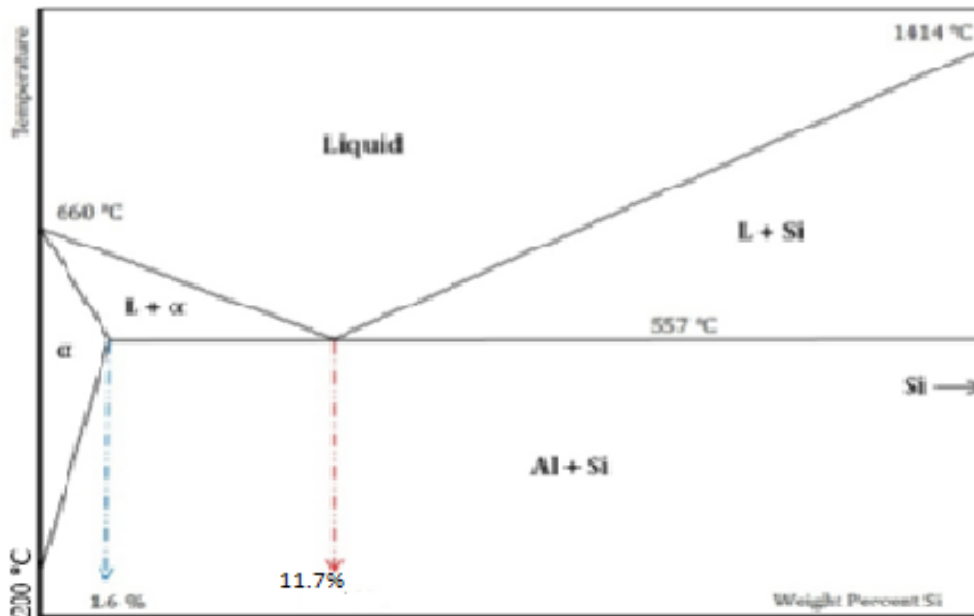


Figure (5) : Le diagramme de phase schématisé d'Al-Si [17].

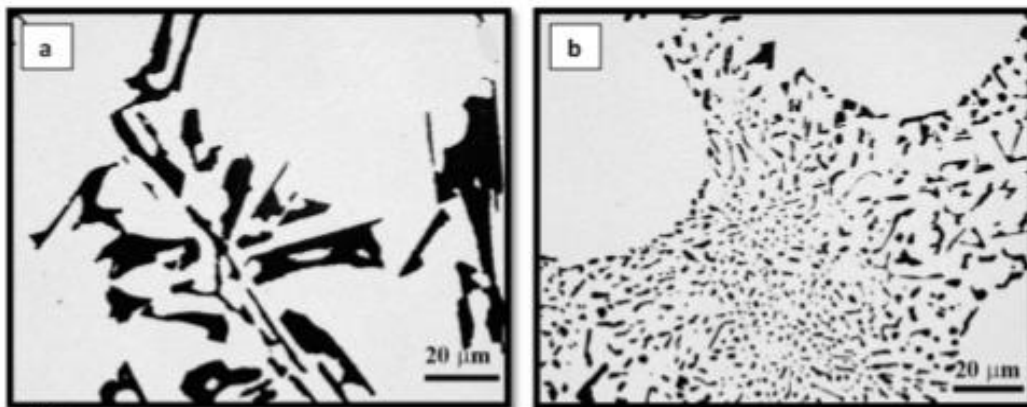
### 5.7. La modification de l'eutectique :

Une manière d'améliorer les propriétés mécaniques des alliages de fonderie à base d'Al-Si est de les modifier.



L'eutectique Al-Si est constitué d'une phase Si dure et fragile dans une matrice Al plus tendre, ce qui explique pourquoi la plupart des propriétés mécaniques des pièces de fonderie, notamment l'allongement à la rupture, sont déterminées par la microstructure eutectique. Le terme "modification" décrit la méthode dans laquelle des inoculant sous forme d'alliages maîtres sont ajoutés à une masse fondue d'aluminium afin de promouvoir la formation d'une structure eutectique fine et fibreuse de Si pendant le processus de solidification. La modification de l'eutectique Al-Si, qui passe d'une structure en flocons (**figure 6a**) à une structure fine et fibreuse de Si (**figure 6b**), peut être obtenue de deux manières différentes : par l'ajout de certains éléments (modification chimique) ou par un refroidissement rapide (modification par trempe) [18].

Plusieurs modificateurs sont connus (par exemple, le strontium, le sodium, l'antimoine, le baryum et le calcium), parmi lesquels le strontium est le plus employé dans l'industrie des alliages d'aluminium ces dernières années comme modificateur chimique pour les raisons suivantes : (a) il est facile à manipuler, (b) il est efficace et (c) son effet de décoloration est faible.



**Figure (6) : La morphologie du Si eutectique ; (a) structure non modifiée et (b) structure modifiée [18].**

L'ajout de quelques centaines de parties par million de Sr modifie la morphologie du Si eutectique, qui passe d'une forme de plaque grossière à une forme de fibre fine, et a un effet bénéfique sur la résistance et la ductilité, qui est dû au changement du mode de fracture, qui passe de transgranulaire et fragile à inter granulaire et inter dendritique [18].

Dans les compositions hyper eutectiques (teneur en Si supérieure à 12,6 % en poids), du phosphore est ajouté aux alliages fondus, ce qui a un effet marqué sur la distribution et la



forme de la phase primaire de Si. Des études ont montré que des concentrations de traces retenues aussi faibles que 0,0015 à 0,03 % de P sont efficaces pour obtenir la structure raffinée. On ne connaît aucun élément qui modifie de manière bénéfique les phases eutectique et hyper eutectique. Il a été reconnu que la modification change la quantité, les caractéristiques et la distribution de la porosité. Un obstacle à la pleine acceptation de la modification eutectique comme moyen d'améliorer les propriétés mécaniques des composants coulés est que la modification entraîne souvent une augmentation de la porosité, bien que cette affirmation ne soit pas totalement acceptée et que la porosité soit fortement liée aux paramètres de coulée. La modification peut perdre son effet positif par l'ajout de grandes quantités de modificateur ( $\text{Na} > 0,02$  et  $\text{Sr} > 0,1$  % en poids), ce que l'on appelle la remodification excessive et qui entraîne souvent la formation de composés fragiles  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$  qui dégradent les performances de l'alliage. Cependant, la modification eutectique ne garantit pas toujours l'amélioration des performances des alliages à base d'Al-Si, et la présence d'autres composés indésirables (comme les composés intermétalliques riches en Fe) ou de défauts de coulée peut dominer les propriétés. Plusieurs techniques telles que l'étude métallographique, l'analyse thermique et une méthode basée sur les propriétés physiques des alliages ont été utilisées pour évaluer le niveau de modification du Si eutectique dans les alliages coulés en Al.

L'évaluation basée sur l'analyse des courbes de refroidissement a été présentée comme la technique la plus précise et la moins subjective à cette fin [18].

### **5.7.1. Mécanisme de modification de l'eutectique :**

Afin de comprendre les mécanismes de modification du Si eutectique, il est très important de comprendre au préalable le mécanisme de croissance du Si vitreux (non modifié). La plupart des théories qui expliquent la modification supposent un changement du mécanisme de croissance du Si. Ainsi, à moins de disposer d'une compréhension complète de la croissance du Si laminé, les théories de modification resteraient incomplètes. Cependant, le mécanisme de croissance exact du Si lamellaire fait toujours l'objet de débats. Les mécanismes de croissance proposés pour le Si floconneux sont discutés ci-dessous, puis les mécanismes de modification possibles sont présentés [18].

## **6. Les phases intermétalliques :**

### **6.1. Les phase de Fe :**

**a) la phase  $\alpha$  –Fe :**

Il a été rapporté que la phase  $\alpha$  présente de nombreuses compositions et structures différentes dans les systèmes ternaires et quaternaires stables . La phase  $\alpha$ -intermétallique a été désignée comme  $\alpha(\text{FeSi})$  ou  $c\text{-AlFeSi}$  et on lui a attribué une cellule unitaire cubique avec  $a=1,2578$  nm par les chercheurs précédents [19].

La phase  $\alpha$ -intermétallique la plus courante est l' $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ , qui a été identifiée comme étant cubique centrée avec le groupe spatial Im et un paramètre de réseau autour de  $a = 1,25$  nm ou comme une structure hexagonale [19].

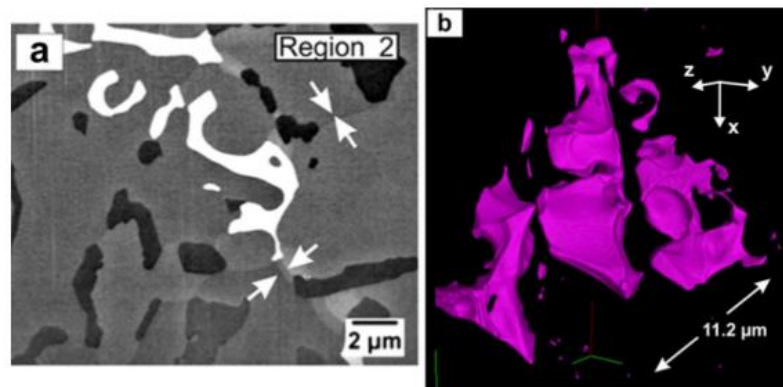
Les phases  $\alpha$  présentent toutes la morphologie dite " écriture chinoise " en deux dimensions. En outre, certains chercheurs ont signalé une phase  $\alpha\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$  présentant une forme compacte en bloc et ressemblant à des cristaux polyédriques [20].

Récemment, les méthodes tomographiques comme la tomographie FIB ou la tomographie à rayons X synchrotron sont de plus en plus utilisées pour visualiser la morphologie des phases Intermétalliques. Un exemple de la morphologie de la phase intermétallique  $\alpha\text{-AlFeSi}$  est illustré à **la figure(7)**: en deux dimensions (MEB), elle présente une " écriture chinoise " et en trois dimensions (tomographie FIB), de " fines feuilles ". La taille des phases  $\alpha$  a été rapportée de plusieurs centaines de nm à plusieurs millimètres en fonction des vitesses de refroidissement et de la teneur en Fe ainsi que des impuretés contenues dans l'alliage [21] .

la phase  $\alpha$  peut présenter une structure en blocs et une structure ramifiée convolutive en 3D . Cette structure en bloc de la phase  $\alpha$  se forme avant que les dendrites d'Al ne commencent à se solidifier, tandis que la structure ramifiée convolutive de la phase  $\alpha$  se forme après que les dendrites d'Al ont commencé à se solidifier .De plus, deux morphologies distinctes de la phase  $\alpha$ , à savoir de grandes phases avec une morphologie volumineuse et une plus fine avec une morphologie en " écriture chinoise " [21].

Les explications étaient que la grande morphologie volumineuse se forme avant la réaction eutectique et que la plus fine avec la morphologie " écriture chinoise " se forme pendant la réaction eutectique. En se basant sur l'observation que la phase  $\alpha$  présente des feuilles minces alignées le long des surfaces des plaques de Si et des grains d'Al eutectique, En outre, la formation de la phase  $\alpha$  est également influencée par les impuretés et les vitesses de

refroidissement. Certains oxydes tels que MgO, MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ou  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> pourraient être de bons substrats pour la nucléation de la phase  $\alpha$  [22].



**Figure(7) : La morphologie de la phase intermétallique  $\alpha$ -AlFeSi visualisée en a) 2D ( $\alpha$  en blanc brillant, ) ; et b) 3D (reconstruction basée sur la tomographie FIB ;  $\alpha$  en magenta[23].**

**b) La phase  $\beta$ -Fe :**

Les phases  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi se cristallisent durant la solidification même à de faibles teneurs en fer, à cause de la faible solubilité solide du fer dans la matrice  $\alpha$ -Al.

La phase  $\beta$ -Fe est associée à des niveaux de fer proches de 1%, si on se fie au diagramme de phase Al-Si-Fe, mais la ségrégation du fer durant la solidification permet à la phase  $\beta$  de se former même lorsque le taux de Fe est largement inférieur à 1%.

Cette phase primaire sous forme de plaquettes, même si elle apparaît comme des aiguilles dans les micrographies optiques, ces aiguilles peuvent atteindre plusieurs millimètres de longueur, et c'est de loin la phase la plus préjudiciable pour la résistance et la ductilité des moulages [24].

L'augmentation de la teneur en fer change la séquence de précipitation de la phase  $\beta$ . À de faibles teneurs en Fe, la phase  $\beta$ -Fe est sensée se former à une température plus faible à travers une réaction eutectique ternaire. Avec des niveaux élevés de fer, la majorité de la phase  $\beta$  se précipite avant le Si eutectique conduisant à la formation de grosses plaquettes  $\beta$ -Fe binaires [24].

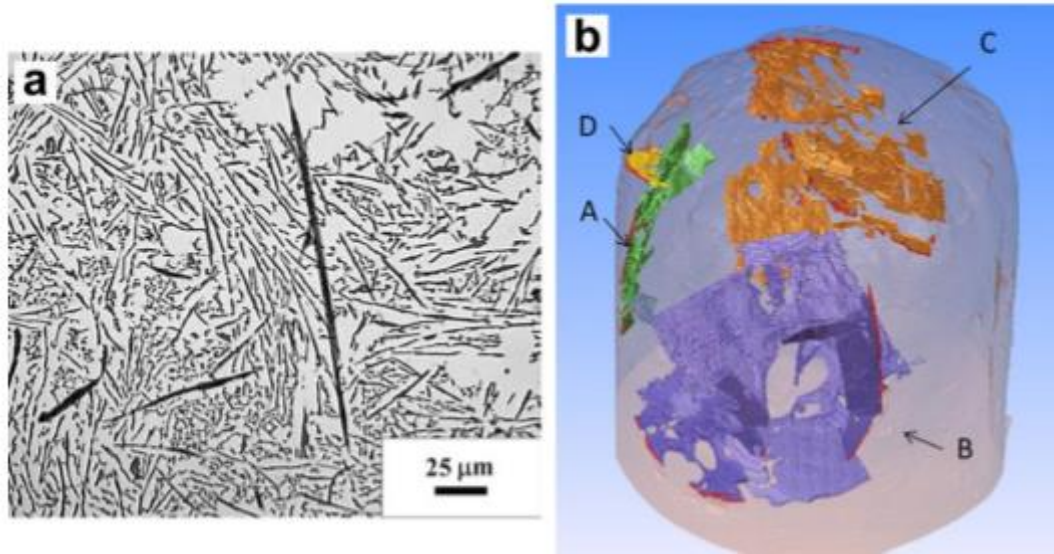
Les phases  $\beta$ -Fe sont connues pour être préjudiciables pour les propriétés mécaniques, cela est du notamment à leur morphologie, en plus d'être des sites d'initiation et de propagation des fissures, elles augmentent la tendance à la retassure des alliages d'aluminium de fonderie.

La précipitation de la phase  $\beta$ -Fe bloque les canaux d'alimentation du réseau inter dendritique plus tôt. Différentes mesures sont prises pour neutraliser l'effet nuisible de la phase  $\beta$ -Fe, parmi elles :

- 1) La solidification rapide.
- 2) L'addition d'éléments neutralisants comme le Mn, Co, Cr.
- 3) Surchauffe du métal liquide.
- 4) La modification au strontium
- 5) Traitement thermique hors équilibre

La vitesse de refroidissement est le paramètre le plus important pour contrôler la taille et la distribution de la phase  $\beta$ -Fe avec des vitesses de solidification élevées, comme c'est le cas dans le moulage sous pression, l'apparition de la phase  $\text{Al}_5\text{FeSi}$  est décalée vers des niveaux de fer supérieurs à 1%. L'augmentation du taux de Si aide à supprimer les grossières phases  $\beta$ -Fe [24].

Le Mg quand à lui semble contrer l'effet du manganèse et fait augmenter le nombre de phases  $\beta$ -Fe. L'addition de Strontium réduit la quantité et la fraction volumique de la phase  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  à travers sa dissolution et sa fragmentation, mais aussi en réduisant le phénomène de germination en empoisonnant les sites de germination des aiguilles  $\beta$ -Fe [24].



**Figure (8) : (a) Phase intermétallique  $\beta$ -AlFeSi visualisée en 2D (obscurité profonde : lames) par MEB et (b) visualisation tridimensionnelle des plaques  $\beta$  à l'aide de la tomographie à rayons X synchrotron in-situ (les marques A, B, C et D indiquent les différentes plaques séparées) [25].**

## 6.2. Les phases de Cu :

### a) La phase Al<sub>2</sub>Cu :

La concentration de cuivre augmente avec la fraction solide et se sépare vers le liquide pendant la solidification. L'Al-Al<sub>2</sub>Cu se forme à la fin de la solidification. Une étude a suggéré que l'ajout d'éléments d'alliage, tels que les phases Mg et Sr, ne modifie pas la stabilité de l'Al<sub>2</sub>Cu [33]. Pendant la solidification finale, la phase Q, Q-Al<sub>5</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>Cu<sub>2</sub>, se développe à partir des particules d'Al<sub>2</sub>Cu. Le spectre EDX de **la figure (9)** montre que la phase Q reflète des éléments tels qu'Al, Cu, Si et Mg dans l'alliage [26].

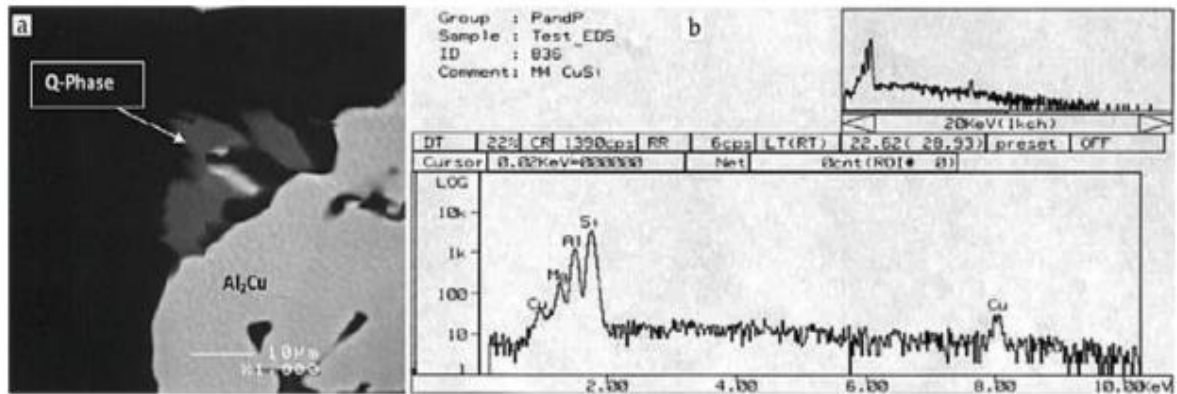
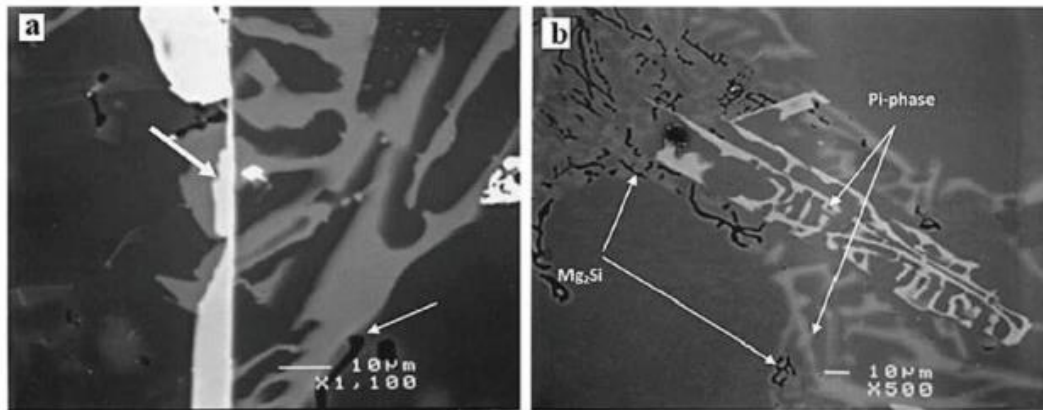


Figure (9) : (a) Phase Q se développant à partir de la phase Al<sub>2</sub>Cu ; (b) Spectroscopie à dispersion d'énergie correspondant à la phase Q de (a)[26].

### 6.3. La phase de Mg :

#### a) La phase Mg<sub>2</sub>Si :

Le précipité, Mg<sub>2</sub>Si, est généralement observé dans tous les alliages Al-Si-Mg, à la limite des particules de la phase pi. Il apparaît sous la forme de particules noires en écriture chinoise, comme le montre la **figure(10)**. Le précipité peut également être trouvé au bord du Si primaire [27].

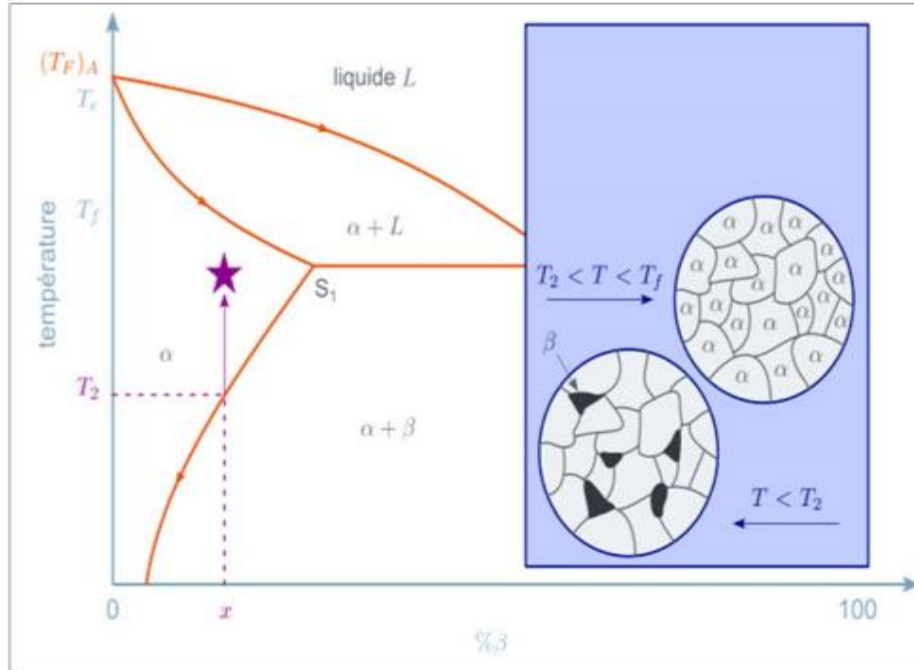


**Figure (10) : (a)  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi se transformant en phase pi- dans l'alliage Sp4 ; (b) présence de la phase pi- et des phases de l'écriture chinoise Mg<sub>2</sub>Si dans l'alliage SP3 [27].**

### 7. Le durcissement structural des alliages d'aluminium de fonderie :

Le durcissement structural des alliages d'aluminium, appelé aussi durcissement par précipitation, provient de la formation contrôlée dans l'alliage d'une seconde phase de module de cisaillement supérieur à celui de la matrice. Les particules précipitées offrent donc par nature une meilleure résistance au déplacement des dislocations, mais au-delà de leur caractéristique cristallographique, leur taille et leur distribution dans la matrice jouent un rôle fondamental dans le durcissement. La précipitation résulte d'une séquence de traitement thermique. Seuls les alliages d'aluminium des séries 2000 (AlCu), 6000 (AlMgSi) et 7000 (AlMgZn) ont la capacité de durcir par précipitation. En relation avec leur diagramme d'équilibre, les alliages sont biphasés à l'état de livraison. La solubilité des éléments d'alliages, quels qu'ils soient, étant très limitée à température ambiante dans l'aluminium, les alliages sont constitués d'une solution solide en aluminium quasi pur (phase  $\beta$ ) et d'une seconde phase, sous forme de précipités grossiers préférentiellement localisés le long des joints de grains (phase  $\beta$ )[28].





**Figure (11) : Traitement thermique de durcissement structural des alliages d'aluminium diagramme d'équilibre schématisé, température de mise en solution et microstructure initiale (température ambiante) et microstructure de l'état mis en solution [28].**

### 7.1. Le mécanisme de durcissement :

La précipitation peut être décrite par la succession de trois étapes : germination, croissance et coalescence.

#### -La germination :

La germination est l'étape initiale de la précipitation, suppose la formation, à partir de la matrice, de germes stables, riches en soluté et dotés d'une interface définie avec la matrice. La germination semble se faire au hasard et être due aux fluctuations naturelles de concentration de la phase mère.

#### -Croissance des précipités

La croissance de la nouvelle phase se fait par adjonction d'atomes ou de molécules au niveau de l'interface qui délimite la phase mère de la phase en formation. Il se produit un flux d'atomes ou de molécules de la phase mère vers la phase en développement. La différence entre le réseau cristallin de la matrice et celui du précipité va provoquer d'une part, un

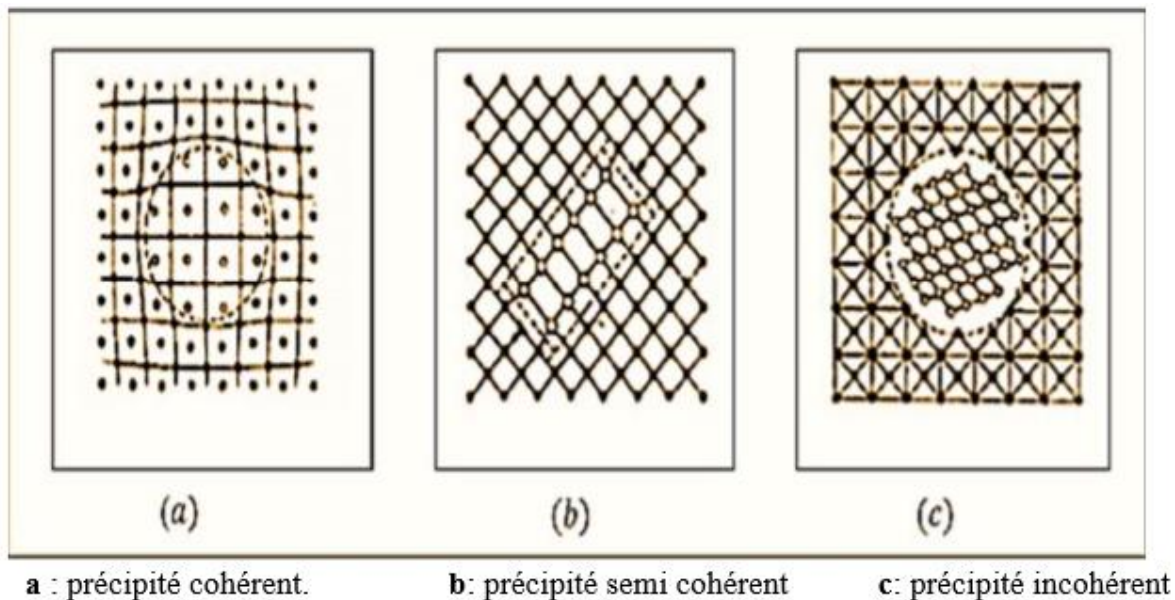


changement de volume qui a pour conséquence une déformation élastique dans l'une ou l'autre des deux phases, et d'autre part l'apparition d'une surface entre le précipité et la matrice, de sorte que la différence entre les énergies de liaison atomique dans deux milieux en cet endroit donne ce qu'on appelle l'énergie d'interface. Les deux termes de l'énergie de déformation et celui de l'énergie d'interface jouent un rôle important sur les différentes interfaces existantes entre la phase mère et le précipité. Les trois types de précipités sont :

- Précipités cohérents : Ces précipités constituent l'interface compatible avec la phase mère, ce qui signifie que le plan qui forme l'interface, quelle que soit la nature chimique de ces dépôts est commun avec les deux phases. Essentiels à la cohésion est une condition que les cristaux ont la configuration des plans cristallographiques et l'espacement des atomes soient identique (**figure 12 (a)**).

- Précipités semi cohérents : Ce type de précipité constitue une interface entre les précipités et la matrice. Il constitue une région de cohérence totale, séparée par des réseaux de dislocation (**figure 12(b)**).

- Précipités incohérents : Ces précipités forment une interface avec la matrice à travers laquelle il n'existe aucune continuité de réseau cristallin. La structure et la composition changent brusquement d'une phase à l'autre adjacente (**figure (12)(c)**) [29].



**Figure (12) : Représentation schématique de trois types de précipitation [29].**

### Coalescence des précipités :

Lorsqu'un système contenant une phase dispersée est maintenu à une température relativement élevée, le nombre de particules de la phase dispersée décroît tandis que la taille moyenne des particules augmente. Pendant cette coalescence, les grandes particules croissent aux dépens des plus petites particules car le système tend à réduire son énergie libre globale en diminuant la surface totale des interfaces.

La coalescence des précipités prend place quand la concentration des atomes du soluté est plus importante aux voisinages des particules fines par rapport à celle du volume adhérent aux grandes particules. Cette différence de concentration fait que les atomes de soluté diffusent depuis la surface de séparation des particules fines vers la surface de séparation des grandes particules [29].

### 7.2. Les phases formées :

Le traitement de durcissement structural a pour but l'augmentation des propriétés mécaniques de l'alliage par formation de précipités durcissant au cours de la trempe ou du revenu. Pour les nuances d'alliages d'aluminium de la série 6xxx, le durcissement est dû à l'apparition des phases  $\beta''$  et  $\beta'$ , composés métastables du précipité  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si [30].

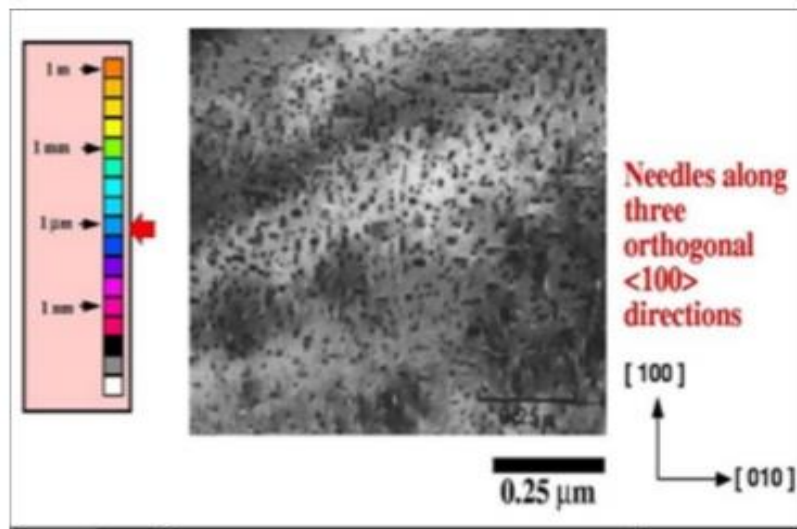
La cinétique de précipitation a été étudiée par certains chercheurs dans un alliage commercial au chauffage depuis l'état brut de coulée, jusqu'à la température d'homogénéisation par différentes techniques de caractérisation. Plusieurs études ont été faites sur les phénomènes de précipitation dans les alliages Al-Mg-Si, en utilisant différentes méthodes expérimentales [30].

#### - Les intermétalliques au fer (IMF) :

Le fer est présent dans les alliages d'aluminium 6xxx en tant qu'impureté. Sa limite de solubilité dans une matrice d'aluminium est très faible (0,002 % à 20°C). La quasi-totalité du fer présent lors de l'élaboration du métal liquide se retrouve après solidification sous forme de précipités grossiers, appelés intermétalliques au fer : AlFe, AlFeSi et Al(Mn,Cr,Fe)Si principalement [31].

**- Zones GP :**

Bien qu'il soit représenté indirectement par l'augmentation de la dureté de l'alliage, et la formation de zones GP à température ambiante, il est extrêmement difficile à observer expérimentalement. Supposant que toutes les zones aient une taille comprise entre 1 et 5 nm de diamètre. Un microscope électronique à transmission d'ombrage traditionnel (MET) à des objets de cette taille a des valeurs presque impossibles de facteurs de dispersion électronique, très proche de l'aluminium, du magnésium, du silicium [31].

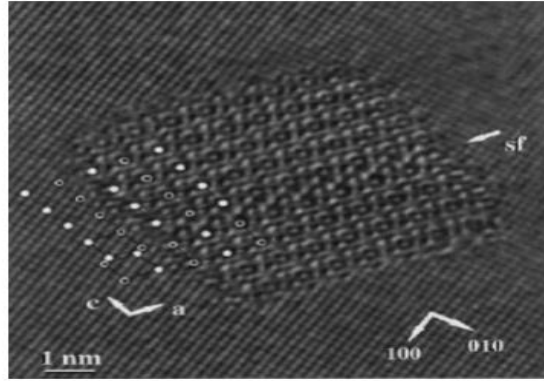


**Figure (13) : Zones G P dans un alliage Al-Mg<sub>2</sub>Si [31].**

**- la Phase β'' :**

La poursuite du réarrangement des solutés lors d'un vieillissement thermique transforment les zones GP en précipités β'', sous forme d'aiguilles, mesurant entre 1 à 5 nm de diamètre et entre 10 à 50 nm de longueur [32].

La phase métastable cohérente avec la matrice α-aluminium est appelée β''. Elle conserve une morphologie similaire à celle des amas de soluté (zones GP) [32], en se formant ainsi en aiguilles au dépens de précurseurs qui sont des amas contenant autant de Mg que de Si, s'étendant le long des directions < 100 >Al. En effet, il y a longtemps que cette phase a été considérée dans la littérature comme zone GP-II



**Figure (14) : Image de MET haute résolution obtenue sur une aiguille de  $\beta''$  par Andersen et al [32].**

**- La phase  $\beta'$  :**

Cette phase intermédiaire, ayant un rapport Si/Mg plus faible que celui de la phase d'équilibre. Les rapports Si/Mg trouvés dans la littérature sont pratiquement identiques à celles mesurés de la phase  $\beta'$  (varie entre 1 et 1,7 dépendant de la composition de l'alliage). Cette phase précipite sous forme de bâtonnets mesurant entre 5 et 15 nm de diamètre[33].

**- La phase d'équilibre  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si :**

La phase stable  $\beta$  -Mg<sub>2</sub>Si est la phase la plus connue **figure (15)**. Elle précipite sous forme de plaquettes carrées d'épaisseur proche de la dizaine de nm et de quelques centaines de nm de côté [33].

La phase  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si précipite sous forme de bâtonnets dans le cas d'un refroidissement lent ou bien sous forme de plaquettes dans le cas d'un sur revenu[33].

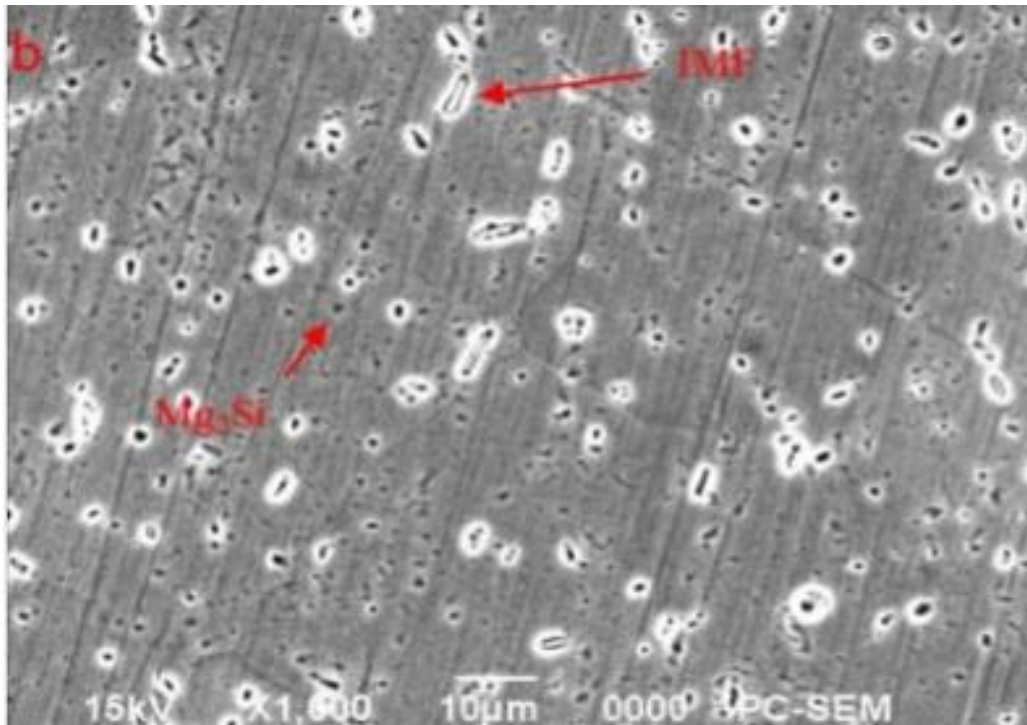


Figure (15) : Microstructures MEB de l'alliage Al-0.652 % at. Mg -0.595 % at. Si vieilli pendant 120 heures à : a) 150 °C b) 175 °C et 200 °C [33].

### **Introduction :**

Les traitements thermiques n'ont pas comme seul but d'agir sur le niveau de résistance mécanique, ils sont susceptibles d'influencer un grand nombre d'autres propriétés parfois très importantes pour les utilisateurs.

Dans la métallurgie des alliages d'aluminium, la tendance est de mettre au point ou de définir des traitements thermiques vraiment spécifiques en vue d'améliorer une propriété donnée d'un alliage bien déterminé.

Un ou plusieurs des objectifs suivants sont à la base du choix du traitement thermique:

- Augmenter la dureté.
- Améliorer l'usinabilité.
- Améliorer la résistance à l'usure.
- Stabiliser les propriétés mécaniques et physiques.
- Assurer la stabilité dimensionnelle.
- Modifier les caractéristiques électriques [34].

### **1. Désignation :**

Il existe plusieurs façons de présenter une pièce faite d'un alliage d'aluminium. De façon générale, on a les cinq désignations suivantes : F, O, W, T et H, qui représentent le traitement thermique ou le durcissement subi par la pièce. Les pièces portant la mention F sont livrées telles que produites. Ces pièces ont été mises en forme sans qu'il n'y ait un contrôle des conditions thermiques ou des contraintes de mise en forme. Les pièces de type O ont subi un recuit et une recristallisation. Cela est utilisé sur les produits coulés, pour avoir une meilleure ductilité ou pour une meilleure stabilité des dimensions. Le symbole O peut être suivi d'un chiffre, pour avoir plus de précisions sur le traitement utilisé. Les pièces identifiées d'un W ont subi une mise en solution, suivie d'une trempe. Cela est utilisé seulement pour les pièces qui ont un vieillissement naturel rapide qui se produit immédiatement après la mise en solution. Le temps requis au vieillissement naturel doit être indiqué pour que la désignation soit acceptable, par exemple : W lh. Pour être dans la catégorie T, il faut subir un traitement

thermique qui fournit un produit stable après la trempe et qui est différent des trois autres traitements.

Il y a plusieurs traitements possibles pour les T, c'est pourquoi la lettre est suivie d'un chiffre :

T1 : ce traitement englobe les pièces qui ont été refroidies après une mise en forme à haute température et qui ont eu un vieillissement naturel, jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.

T2 : ce traitement englobe les étapes suivantes : refroidissement après une mise en forme à haute température, écrouissage et vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.

T3 : mise en solution suivie d'un travail à froid (écrouissage) et d'un vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.

T4 : mise en solution suivie d'un vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.

T5 : refroidissement après une mise en forme à haute température suivit d'un vieillissement artificiel.

T6 : mise en solution suivie d'un vieillissement artificiel.

T7 : mise en solution et traitement de stabilisation.

T8 : mise en solution suivie d'un écrouissage et d'un vieillissement artificiel.

T9 : mise en solution suivie d'un vieillissement artificiel et d'un écrouissage.

T10 : refroidissement après une mise en forme à haute température, écrouissage et vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.

Pour tous les traitements thermiques pour lesquels il n'y a pas de mention de travail à froid, ces alliages n'en ont pas subi.

La désignation H représente un état écroui. H1X représente un écrouissage seulement et le X indique le degré d'écrouissage.

H11 : mou

H12 : 1/4 dur

H14 : 1/2dur

H16:3/4dur

H18:4/4dur

H19 : extra dur

Les notations commençant par un H2X, X variant de 2 à 9, représentent des pièces qui ont subi un écrouissage suivi d'un recuit de restauration. Les H3X sont un traitement d'écrouissage suivi d'une stabilisation [34].

### 2. Traitement thermiques des alliages d'aluminium de fonderie :

La résistance et la dureté de certains alliages d'aluminium peuvent être améliorées par une série de traitements thermiques. Cette série de traitements constitue un processus nommé «durcissement structural». Cette série provoque de très fines particules appelées particules, d'une deuxième phase répartie uniformément dans la matrice initiale [34].

#### 2.1. Le durcissement structural :

Le durcissement structural se réalise à l'aide de trois traitements thermiques :

\_ **La mise en solution.**

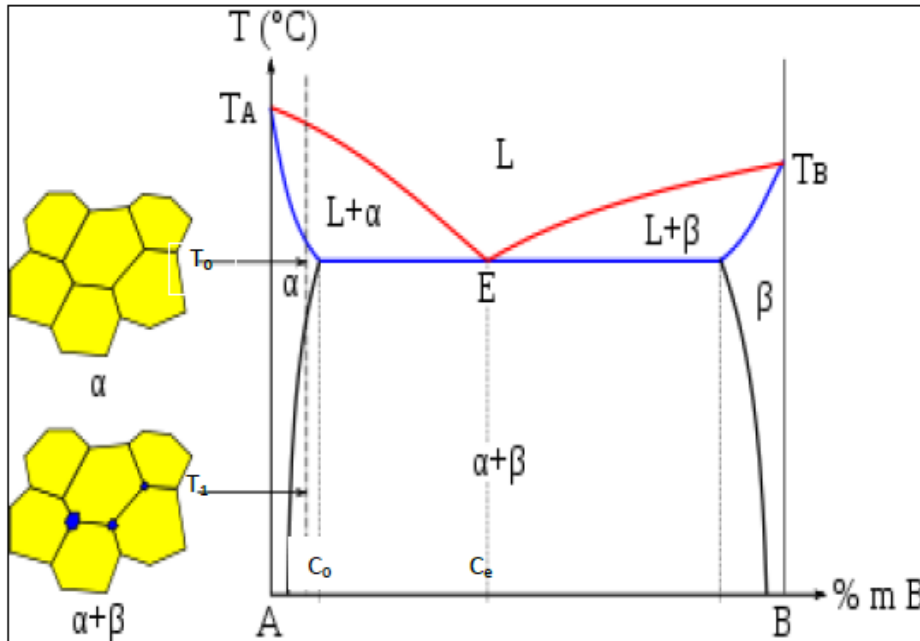
\_ **La trempe.**

\_ **Le revenu (vieillessement).**

##### 2.1.1. Mise en solution :

La mise en solution consiste à chauffer l'alliage jusqu'à une température  $T_0$  située dans le domaine monophasé (phase  $\alpha$ ), et maintenir cette température jusqu'à ce que la phase  $\beta$  soit entièrement dissoute, on obtient ainsi un alliage constitué uniquement de la phase  $\alpha$  de composition  $C_0$  (**figure 16**). Cette étape permet de dissoudre toutes les phases ayant pu précipiter antérieurement dans l'alliage, ce qui contribue aussi à diminuer la dureté.





**Figure (16): Diagramme d'équilibre hypo- eutectique d'un alliage à durcissement structural de composition C0 [34].**

### 2.1.2. La trempe :

La trempe est l'étape, d'une façon générale, la plus importante étape dans la séquence des opérations de traitements thermiques. L'objectif de la trempe est de préserver la solution solide formée à la température de traitement thermique de solution, par refroidissement rapide à des basses températures, généralement à la proximité de la température ambiante. Cette énonciation ne s'applique pas seulement à maintenir les atomes de soluté dans la solution, mais également pour maintenir un certain nombre de sites vacants dans le réseau. Les atomes de soluté précipités sur les joints de grains, les dispersoïdes, ou d'autres particules, ainsi que les sites vacants qui migrent aux régions désordonnées, sont irrécupérables et perdus et ne contribuent pas à la consolidation [34] .

Dans la plupart des cas, pour éviter ces types de précipitation qui sont préjudiciables aux propriétés mécaniques ou à la résistance à la corrosion, la solution solide formée durant le traitement thermique de la solution doit être trempée assez rapidement pour produire une solution sursaturée à température ambiante avec les conditions optimales pour les

précipitations de durcissement. Ainsi, pour éviter la précipitation préjudiciable au cours du refroidissement, deux conditions doivent être justifiées:

Tout d'abord, le temps requis pour le transfert de la charge à partir du four au milieu de trempe doit être assez court pour exclure le pré-refroidissement lent dans l'intervalle de température où la précipitation rapide a lieu. Des erreurs importantes peuvent résulter de l'hypothèse que la précipitation est négligeable en dehors de l'intervalle critique.

La deuxième condition est que le volume, la capacité d'absorption de la chaleur et le taux d'écoulement du milieu de la trempe doivent être tel qu'aucune précipitation ne se produise au cours du refroidissement.

### **-Influence du temps de transition entre mise en solution et trempe :**

Lorsqu'on trempe des produits de faible épaisseur, il y a lieu de tenir compte du temps de transition qui s'écoule entre la sortie du four de mise en solution et l'immersion dans le fluide de trempe. Pendant ce temps de transition, les produits refroidissent généralement à faible vitesse. Si le temps de transition est assez long pour que la température des produits pénètre dans l'intervalle critique, une partie au moins de cet intervalle est parcouru à faible vitesse. Les effets du temps de transition sont similaires à ceux déjà indiqués concernant la diminution de la vitesse de refroidissement. Certaines spécifications stipulent que le temps de transition doit être inférieur à une durée variant de 5 à 15 s dans le cas de tôles dont l'épaisseur varie de 0,4 à 2,3 mm.

### **- l'effet de la vitesse de trempe sur les propriétés mécaniques :**

Les effets relatifs des méthodes de trempe peuvent être comparés en termes de vitesse moyenne de trempe. Les vitesses moyennes de trempe sont utiles pour comparer les résultats expérimentaux des différentes méthodes de trempe. Cependant, les vitesses moyennes de trempe comparent seulement les résultats dans un intervalle critique de température «critique». Cette méthode n'est pas entièrement précise, car une importante précipitation significative peut également se produire en dehors de l'intervalle de la température critique. D'ailleurs, pour les alliages à haute résistance, la dureté et la résistance à la corrosion peuvent être altérées sans perte significative de résistance à la traction.

La vitesse de trempe, suivant la mise en solution, détermine le point auquel les solutés diffusent aux joints de grains, le degré de précipitation au joint de grains. Il est donc un paramètre critique dans le choix du traitement [34].

### **2.1.3. Le vieillissement :**

Le terme vieillissement désigne l'évolution des propriétés d'un matériau au cours du temps par interaction en volume avec un facteur physique environnant. L'évolution des propriétés mécaniques d'un métal écroui soumis à une température supérieure ou égale à environ 0.5 T fusion par restauration ou recristallisation constitue un exemple typique de vieillissement thermique

#### **- 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. Certains alliages de la série 6000, en durcissant, peuvent atteindre une dureté maximale après un mois à la température ambiante.

#### **- Vieillissement artificiel :**

Il consiste en un chauffage à une température au-dessus de la température ambiante, et en a maintien 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 de 100°C jusqu'à 240°C dans le cas de la série 6000. Pendant le vieillissement artificiel à une température donnée, la dureté augmente jusqu'à atteindre une valeur maximale après un temps de maintien donné [34].

### **2.2. Durcissement par addition :**

Les atomes étrangers, ou éléments d'addition peuvent être en solution solide de Substitution et prennent la place d'un atome d'aluminium dans le réseau. Comme cet atome étranger est plus petit (cas de l'atome du cuivre) ou plus gros (magnésium) que l'atome d'aluminium, il perturbe le réseau qui devient ainsi plus difficile à déformer. Si l'élément étranger n'est pas en solution solide, il forme aussi des perturbations dans le réseau comme les précipités qui ont le même effet de difficulté de déformation. Cette dernière est plus importante en cas de

précipités incohérents. La résistance mécanique du métal sera d'autant plus grande que le nombre et l'importance de ces perturbations seront plus grands.

Cependant il faut noter que la teneur en élément d'addition est le plus souvent limitée par d'autres considérations que la résistance mécanique : difficultés de transformations (alliage plus de 5% de magnésium), mauvaise résistance à la corrosion (alliage en teneur élevées de Zinc – Cuivre) [35].

### **2. L'état de l'art sur l'effet de la teneur en Zn sur les propriétés mécaniques des alliages (AL-Si-Cu-Mg) :**

FARAHANY et al (2016) ont étudié l'effet des modificateurs de l'eutectique qui sont le Sr , Sb , Bi sur la résistance à la traction , l'allongement à la rupture et la résilience sur l'alliage Al-Si eutectique , contenant 0,8 % du Zn , ils ont constaté une augmentation significative de la résistance mécanique à la traction , de l'allongement à la rupture et de la résistance .

Cette augmentation est due à la modification du Si eutectique, de la morphologie circulaire (sans modification) vers la morphologie lamellaire (Bi, Sb) ou fibreuse (Sr) [36].

TSAO et al (2002) ont étudié l'effet d'ajout de Zn ( 0 à 30% en poids ) sur la microstructure et les températures de fusion des alliages Al-Si-Cu par une analyse thermique différentielle (ATD) [37].

Les résultats montrent que l'ajout de 10 à 30% de poids de Zinc dans ces alliages ternaires (AL-Si-Cu) fait baisser leur température de fusion à une valeur inférieure à 500°C.

Les observations métallographiques indiquent que l'ajout de Zn dans les alliages Al-Si-Cu empêche la formation des phases eutectiques (Al-Si) , (Al-Cu) , et (Al-Si-Cu) [37].

NEMRI et al (2017), ont étudié l'effet d'addition de Zn (0.03-3.11% en poids ) sur la microstructure et les propriétés mécaniques des alliages (Al-Si-Cu-Mg) après un traitement thermique , ils ont observés les notes suivantes :

-l'ajout de Zn de 1.5% à 3.11% en poids n'a pas modifié les propriétés mécaniques des alliages.

-l'ajout de 0.4% en poids de Zn diminue considérablement la résistance à la traction des alliages.

- l'ajout de Zn permet de ralentir le processus de sphéroïdisation complète des particules de Si eutectique.
- l'ajout de Zn augmente l'allongement de l'alliage dans les conditions de coulée et de traitement thermique.
- l'ajout de Zn diminue certainement la quantité de microporosités dans la matrice.
- l'augmentation de la teneur en Zn dans les alliages Al-Si-Cu-Mg tels que coulées n'a aucun effet sur la microstructure du structure dendritique et du Si eutectique [38].

FARAHANY et al (2014) ont étudié l'effet de modificateur de l'eutectique Bismuth sur le mécanisme de raffinement de Si dans l'alliage Al-Si-Cu-Zn contenant 0.8% de zinc.

Les résultats obtenus des études micro et nano relèvent que le Bismuth raffine le silicium dans lequel le silicium a circulaire s'est transformé en structure lamellaire, Le bismuth se sépare vers régions inter dendritiques et diminue l'angle de contact Al-Si, ce qui entraîne la suppression de la croissance du silicium causant l'affinement de la structure eutectique .

L'augmentation de la température et du temps de recalcification ont confirmé que l'effet d'affinement est attribué à l'étape de croissance [39].

GOWRI et al à appliqué des analyses thermiques différentielles sur l'alliage AL 380 en variant les différents éléments d'addition, il a trouvé que l'addition de zinc a pour effet de baisser la température de formation des phases, il a démontré que cette formation de refroidissement se fait selon les étapes suivantes : structure dendritique, puis les phases de Fe (  $\alpha$ -Fe ) et (  $\beta$ -Fe) ,par la suite les phases (  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si ) et (  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu ) [40] .

### Introduction :

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

On présente en premier lieu les principales étapes de l'élaboration de nos alliages, et leurs caractéristiques. Ensuite, on expose les différentes étapes de la préparation des échantillons passant par les traitements thermiques, les essais de dureté effectués, et les observations métallographiques par microscope optique.

### 1. La préparation des échantillons étudiés :

Les alliages d'aluminium ont été fournis par nos promoteurs, nous avons appliqué un traitement thermique (la coulée) à quatre échantillons (Z1, Z2, Z3, Z4) de différentes compositions chimiques.

Les échantillons ont été préparés par le four électrique de marque NABERTHERM.



Figure (17) : les alliages d'aluminium avant la fusion.



Figure (18) : Le four utilisé pour le traitement thermique NABERTHERM.

Le métal liquide a été coulé à 800°C dans des moules à l'acier, et sans préchauffage.



Figure (19) : le creuset en graphite utilisé et les moules a cylindre ouvert en acier.



Figure (20) : les différents échantillons préparés.

**2 .la composition chimique :**

La composition chimique est en fonction de masse

Eléments(%) désignation	Si	Cu	Fe	Mg	Mn	Cr	Zn
Z1	10.9	2	0.655	0.1	0.209	0.008	0.03
Z2	10.8	1.9	0.71	0.1	0.289	0.027	0.4
Z3	10.9	2	0.685	0.1	0.283	0.032	1.46
Z4	10.9	2	0.667	0.1	0.271	0.031	3.14

Tableau (2) : Composition chimique des échantillons.



### 3. Le polissage :

Le polissage est une composante du parachèvement (ou finition) des échantillons coulés, visant à obtenir un bel aspect, un fini ou un état de surface de haute qualité .

En effet, pour pouvoir observer les détails microscopiques, voire nanoscopiques, de la structure, il faut éliminer les rayures. Cette opération comporte deux étapes:

#### 3.1. Polissage abrasion :

Cette étape a pour but d'enlever la couche durcie de la surface du métal pendant

et pour cela nous utilisons un papier abrasif de granulométrie décroissante 80, 220 , 280, 400, 600, 800, 1000, 1200, en utilisant l'eau comme lubrifiant .

On obtient une série de lignes fines, et les lignes sont croisées de 90° après chaque opération.

La machine à polir utilisée est du type METASINEX.



Figure (21) : Polisseuse d'abrasion.

### 3.2. Polissage de finition :

Cette étape est réalisée sur un disque rotatif de type MONTASUPAL avec un support en feutre et en utilisant une poudre d'alumine ( $Al_2O_3$ ) diluée dans l'eau de granulométrie inférieure à  $1\mu m$ , La surface polie finale est comme un miroir (polissage spéculaire) à l'aide du gel diamant qui est nécessaire pour ce travail.

A la fin du polissage, les échantillons doivent être lavés à l'eau pour éliminer les particules solides. Puis les sécher (à l'aide d'un séchoir).



Figure (22) : polisseuse de finition.



Figure (23) : le gel diamant



Figure (24) : L'alumine ( $Al_2O_3$ ) .

### 4. microscope optique :

Le microscope optique ou microscope photonique est un instrument d'optique muni d'un objectif et d'un oculaire qui permet de grossir l'image d'un objet de petites dimensions (ce qui caractérise sa puissance optique) et de séparer les détails de cette image (et son pouvoir de résolution) afin qu'il soit observable par l'œil humain. Il est utilisé en métallurgie et en métallographie pour examiner la structure d'un métal ou d'un alliage.

Après polissage nous avons fait recours à la microscopie optique afin de procéder à des observations métallographiques.

Le Microscope utilisé est de type (EUROMEX), équipé d'un dispositif permettant la prise des photos de la microstructure observée à l'aide d'un appareil photo connecté à l'ordinateur. L'avantage de la microscopie optique, autre sa grande facilité d'utilisation, il permet l'observation de grandes surfaces et de collecter ainsi une information globale sur l'aspect de la surface observée. Les micrographies optiques ont été réalisées dans le sens perpendiculaire au flux de diffusion des éléments afin de montrer l'effet du profil de l'élément diffuser sur la microstructure.



**Figure (25) : Microscope optique (EUROMEX).**

### 5. l'essai de dureté :

L'application d'un essai de dureté permet d'évaluer les propriétés d'un matériau telles que sa résistance, sa ductilité, sa résistance à l'usure et contribue ainsi à déterminer si le matériau ou le traitement de ce matériau convient à l'usage souhaité.

L'essai de dureté Brinell est utilisé pour les grands échantillons à structure granulaire grossière ou non homogène. Il laisse une empreinte relativement grande faite avec une bille de carbure de tungstène. La taille de l'empreinte est lue par mesure optique.

L'essai consiste à déterminer la résistance d'un matériau à une force de pénétration.

Le pénétrateur peut être de géométrie sphérique, conique ou pyramidale selon le type de dureté à mesurer (Brinell).

Boule de diamètre 2.5 mm

Le centre dispose d'une machine d'essai de dureté INNOVATEST, calibrée avec des forces allant de 15,625 kgf pour un processus de mesure rapide et fiable.

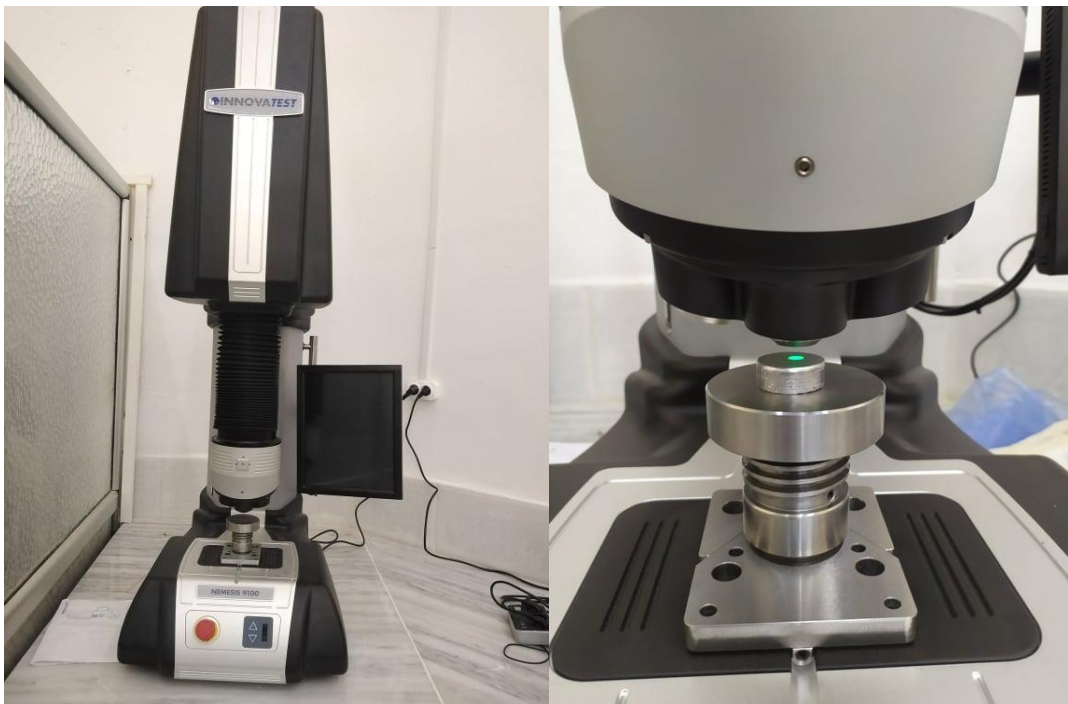


Figure (26) : le duromètre utilisé INNOVATEST.

### 6. Les traitements thermiques :

Le traitement thermique de l'échantillon consiste à la modification de sa composition en fonction des procédés suivants : La structure passe par un circuit de chauffage et de refroidissement préalablement déterminé afin de renforcer ses propriétés mécaniques : dureté, ductilité, limite élastique ....

Les principaux traitements thermiques qui nous avons étudiés sont :

-mise en solution

-la trempe

- le vieillissement artificiel

#### 6.1. Mise en solution :

Cette opération nécessite un chauffage à haute température (490°C). La solution doit permettre d'homogénéiser la microstructure à l'état brut de coulée, et de minimiser le phénomène d'isolement des éléments alliés. Comme nous l'avons mentionné précédemment, la dissolution permet d'abord la dissolution du composé intermétallique. Dans notre expérience, pour chaque alliage, nous avons adopté le traitement de mise en forme La solution est maintenue à une température de 490°C pendant 5h.



Figure (27) : Le four (NABERTHERM) en mise en solution.



### 6.2. La trempe :

Après la mise en solution, l'alliage doit être refroidi rapidement pour maintenir la solution solide à la température ambiante : Il s'agit d'un traitement de trempe. Après cette trempe, on dit que l'alliage est dans un état "fraîchement trempé", il se présente alors Une résistance mécanique relativement faible mais une bonne plasticité. Dans notre cas, la trempe s'effectue à l'eau de 30°C.

### 6.3. Le vieillissement artificiel :

Le vieillissement artificiel se pratique après une trempe, pour diminuer les contraintes mécaniques internes produites durant celle-ci. Selon les résultats obtenus, nous n'avons pas procédé au traitement de vieillissement. Afin de choisir la température, nous avons choisi 170°C, le temps est de 12 heures

Le vieillissement artificiel permet d'améliorer la Résistance mécanique des pièces traitées, de rétablir les valeurs de dureté et de réduire les contraintes mécaniques internes. La dureté diminue également d'un peu (dissolution de certains composants fragiles tels que les carbures favorisés). La température déterminée en fonction du type de matériau, et de refroidir cette pièce très lentement.

Dans notre traitement, le vieillissement est fait à 170°C pendant 12h accompagné d'un refroidissement au four.

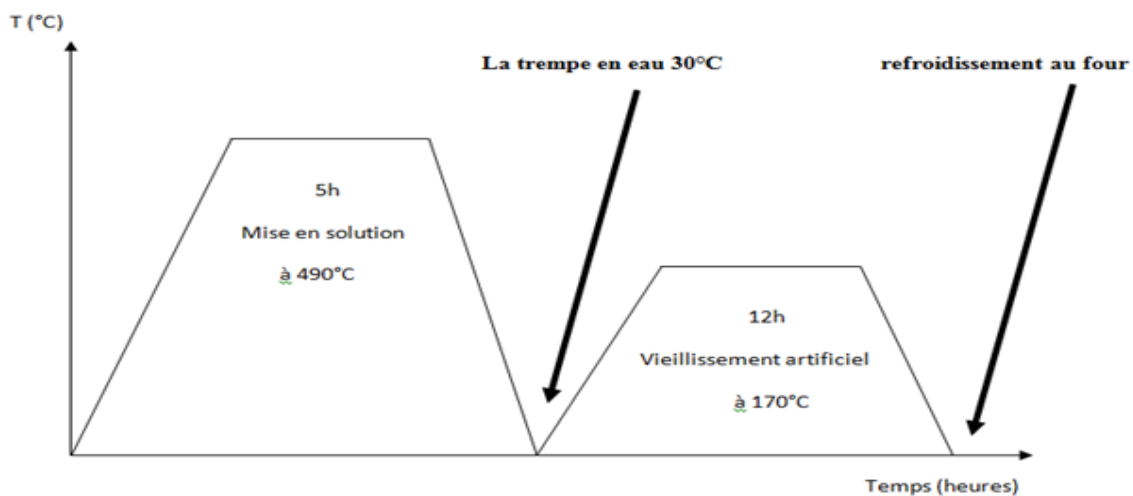


Figure (28) : Le cycle de différents traitements thermiques d'échantillons.

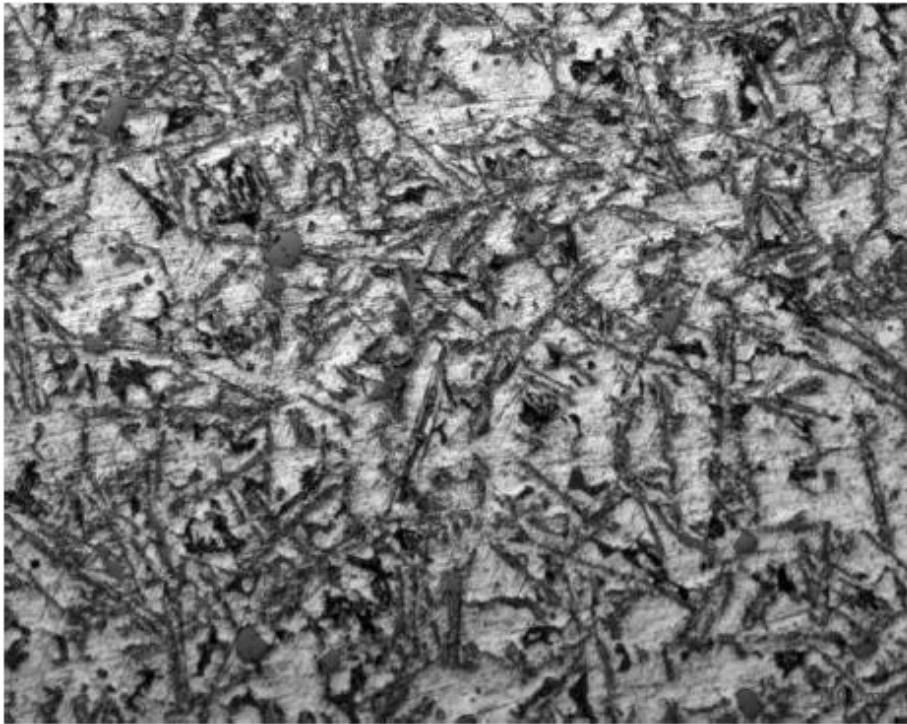
### **Introduction :**

Dans cette partie on se parle essentiellement à la démonstration, l'interprétation et la discussion des résultats expérimentaux obtenus.

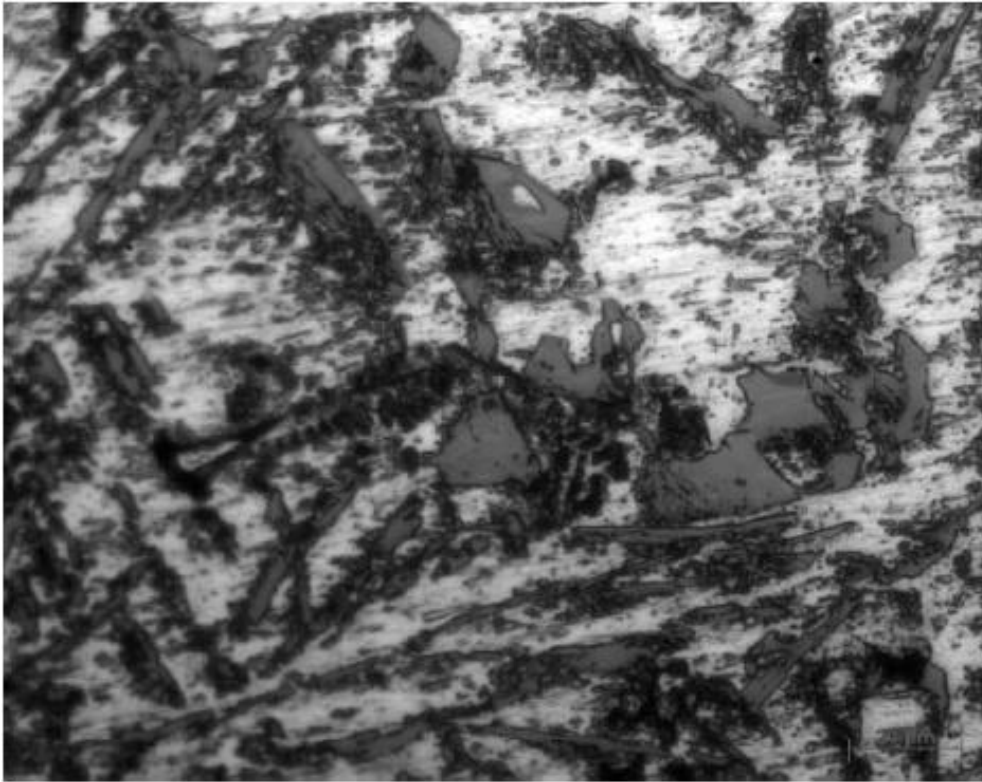
Pour les quatre échantillons (Z1, Z2, Z3, Z4) on a mesuré la dureté et nous avons observé la microstructure de chaque alliage avant et après le traitement thermique réalisé.

### **1. Avant le traitement thermique :**

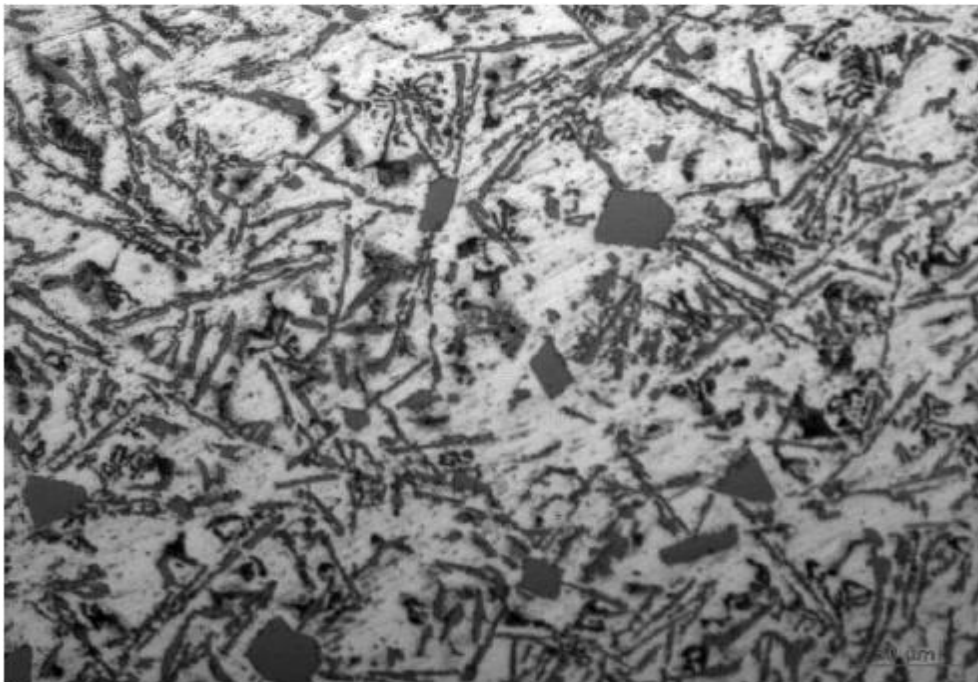
#### **1.1. Microstructure :**



**Figure (29) : microstructure d'échantillon Z1 grossissement X50 avant traitement thermique.**



**Figure (30) : microstructure d'échantillon Z2 grossissement X50 avant traitement thermique.**



**Figure (31) : microstructure d'échantillon Z3 grossissement X50 avant traitement thermique.**



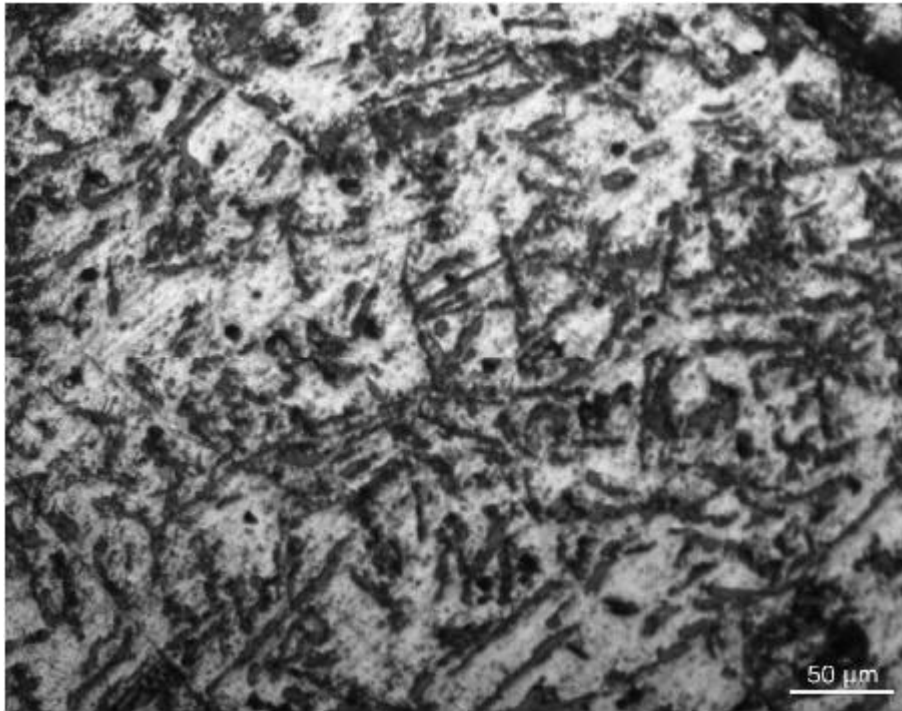


Figure (32) : microstructure d'échantillon Z4 grossissement X50 avant traitement thermique.

1.2. La dureté :

La dureté est en HB (brinell)

les essais de dureté / les échantillons	essai 1	essai 2	essai 3	la moyenne
Z1	74.23	74.51	75.36	74.7
Z2	76.91	77.16	75.48	76.51
Z3	78.87	77.89	78.15	78.30
Z4	78.91	78.69	78.15	78.58

Tableau (3) : Les valeurs de dureté des quatre échantillons avant TT.

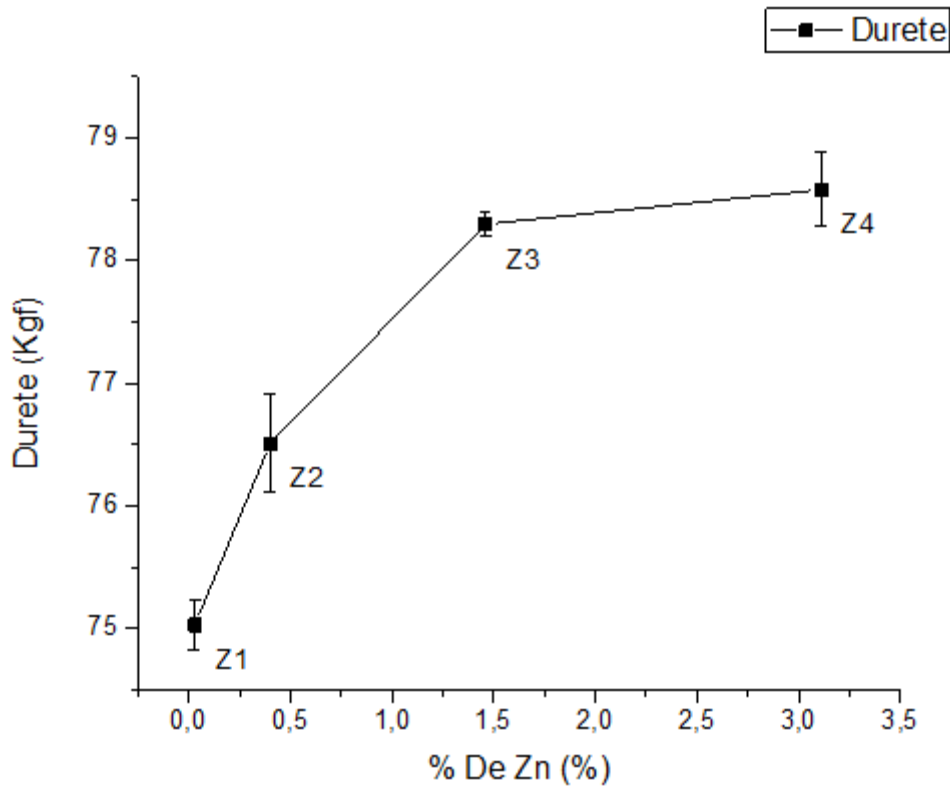


Figure (33) : la dureté en fonction de % Zn avant traitement thermique.

### 1.3. L'observation :

Les figures précédentes montrent les microstructures optiques des alliages brutes sur les quatre échantillons, les particules de silicium secondaires ont une morphologie aciculaire /lamellaire , on note que la structure typiques des alliages AL-Si proche de l'eutectique avec une observation des phases (a-Fe) et (b-Fe) et l'apparence de Silicium primaire , on remarque aussi une structure dendritique visible pour le Z1 ( on peut dire que l'ajout de Zn fait disparaître la structure dendritique ) .

Pour la dureté on a mesuré la dureté des quatre échantillons avant le traitement thermique, on peut constate une légère augmentation en fonction de la teneur en zinc est remarquée pour les alliages bruts.

### 2-Après traitement thermique :

#### 2.1. Microstructure :

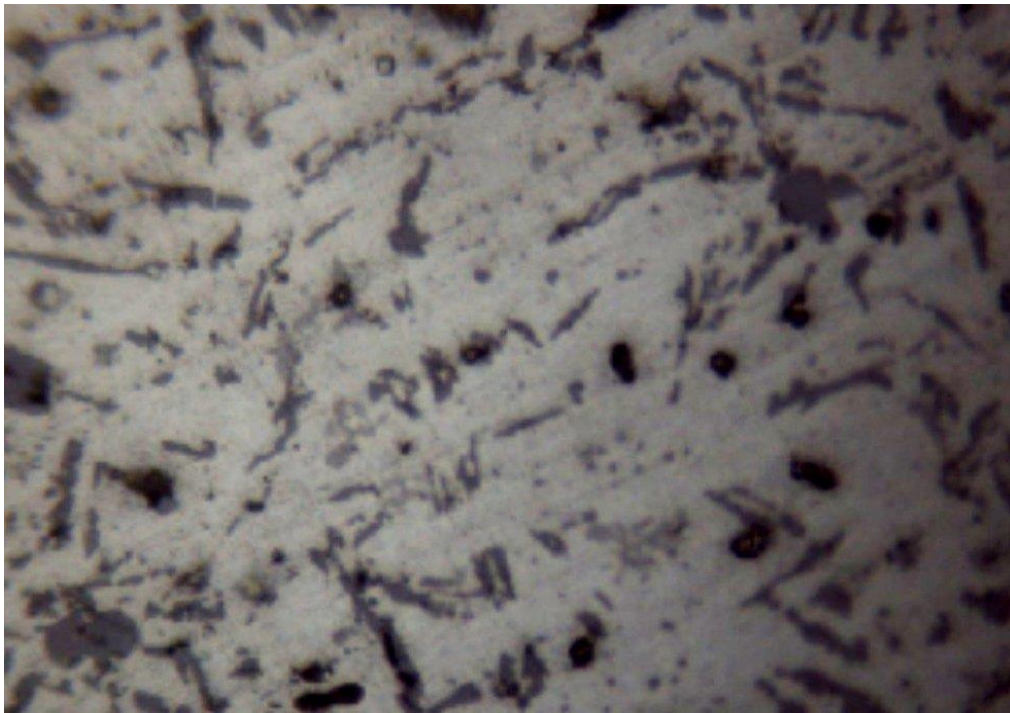


Figure (34) : Microstructure d'échantillon Z1 grossissement x50 après TT.

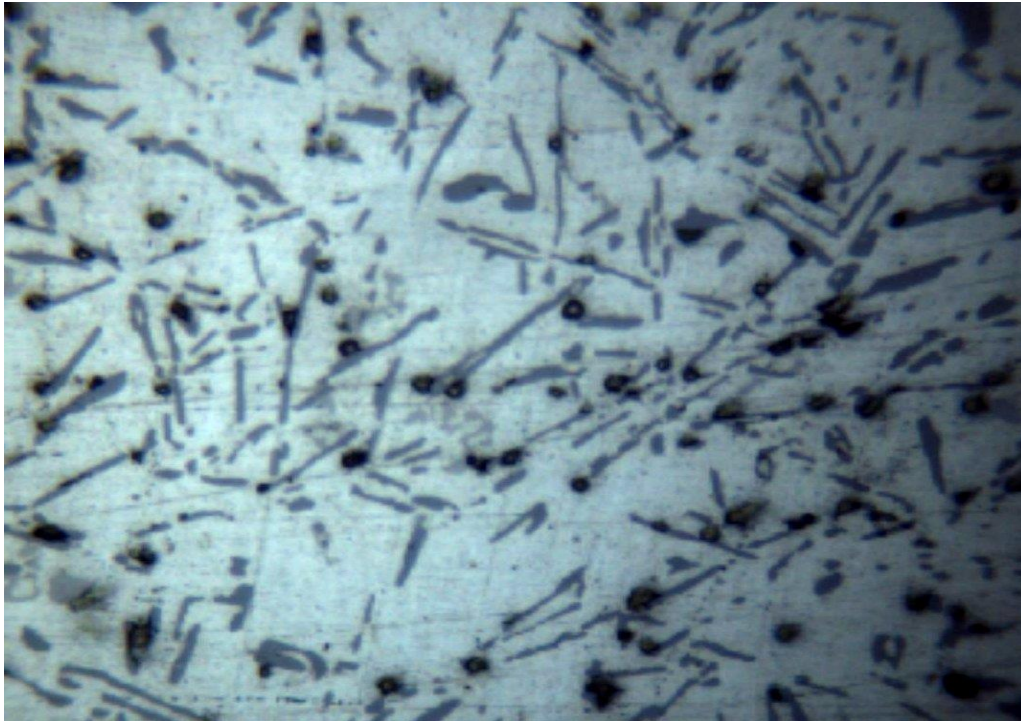
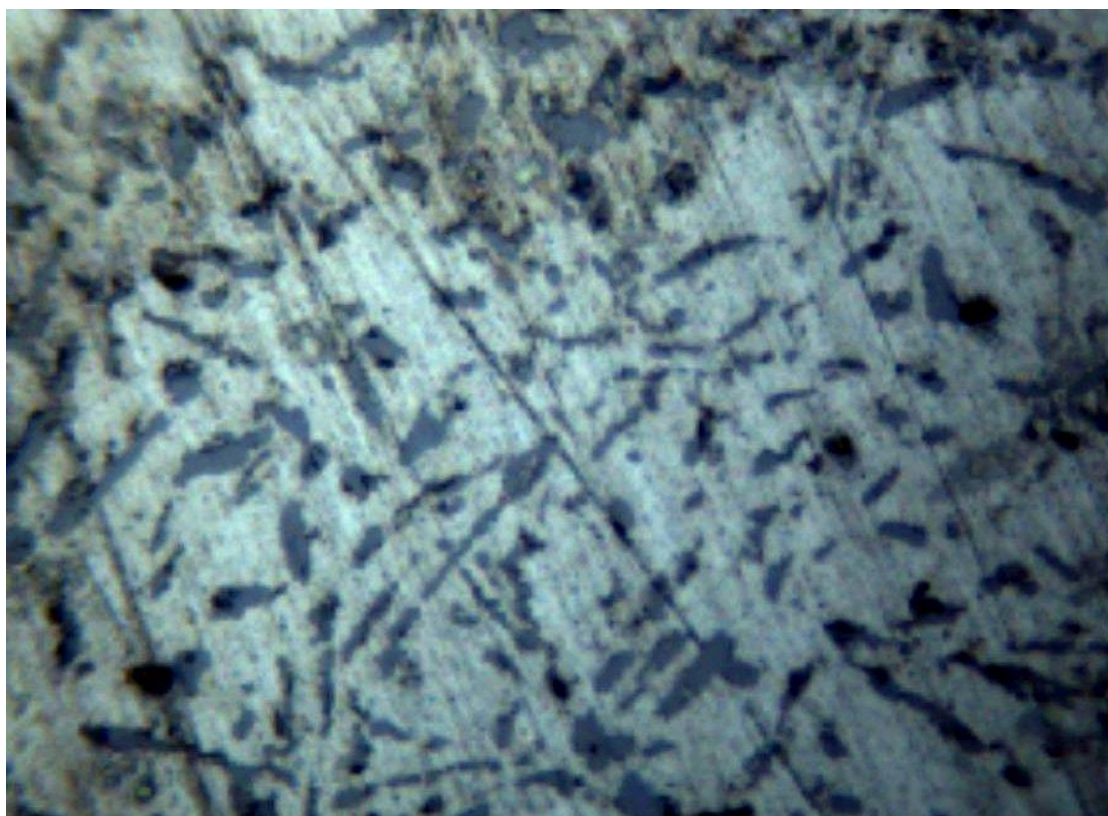
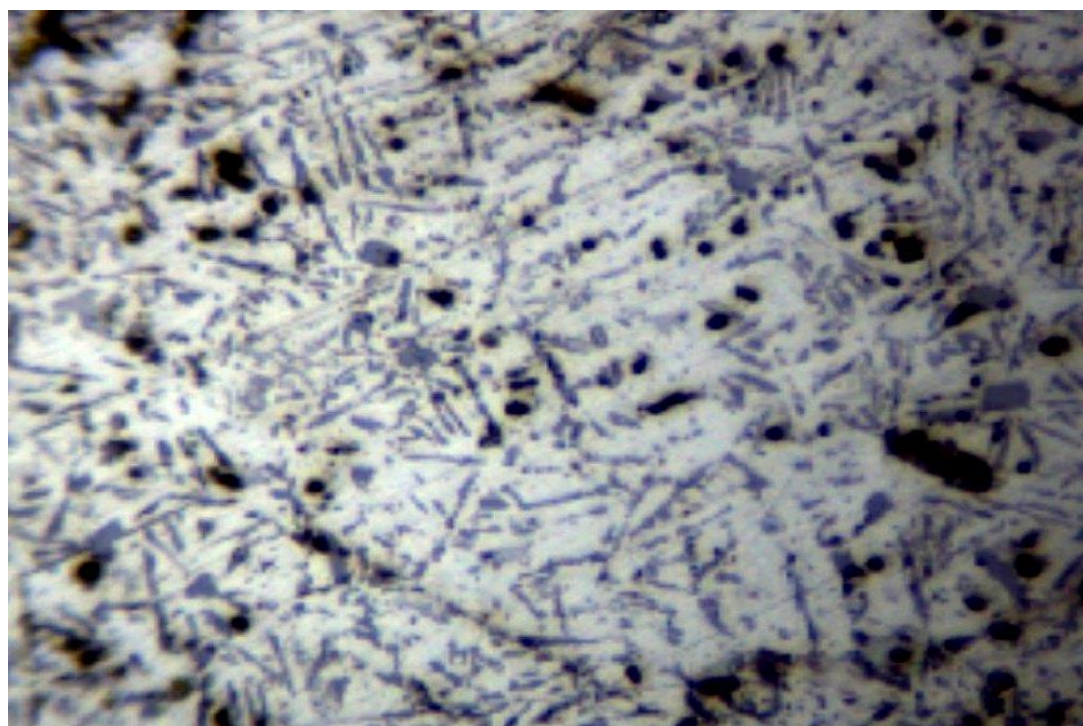


Figure (35) : Microstructure d'échantillon Z2 grossissement x50 après TT.





**Figure (36) : Microstructure d'échantillon Z3 grossissement x50 après TT.**



**Figure (37) : Microstructure d'échantillon Z4 grossissement x50 après TT.**

2.2. La dureté :

La dureté est en HB (brinell)

les essais de dureté les échantillons	essai 1	essai 2	essai 3	la moyenne
Z1	82.12	82.76	82.12	82.33
Z2	79.07	75.58	77.29	77.32
Z3	75.03	77.29	76.71	76.34
Z4	78.46	76.14	78.46	77.68

Tableau (4) : Les valeurs de dureté de quatre échantillons après TT.

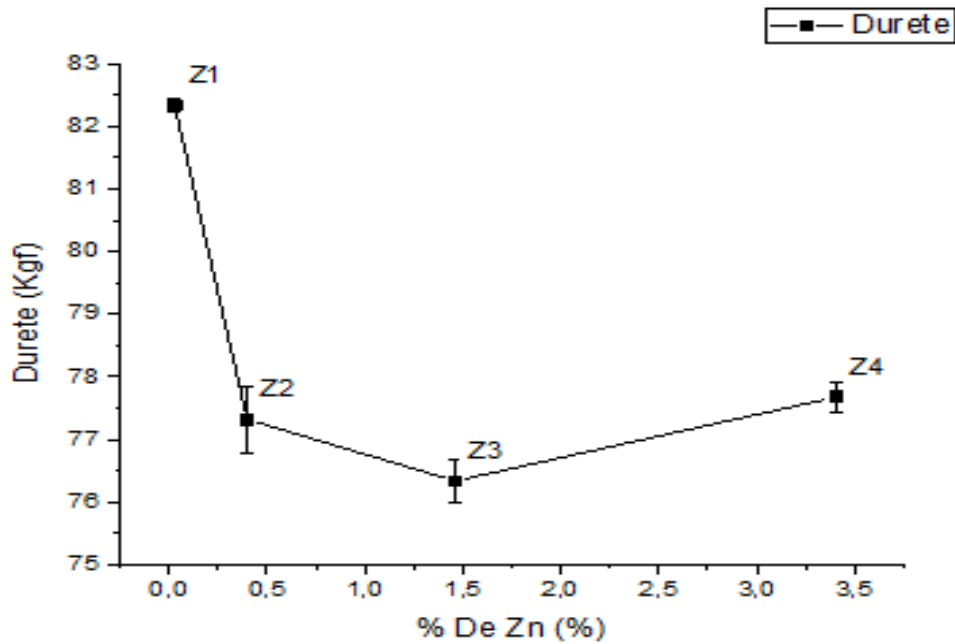


Figure (38) : La dureté en fonction de Zn après traitement thermique.

2.3. L'observation :

Après le traitement thermique appliqué (mise en solution, trempe, vieillissement) on remarque une fragmentation et sphéroïdisation de particules de Si eutectique sur l'échantillon Z1 qui contient à une basse teneur de Zn (0.03%). Par contre pour les échantillons (Z2, Z3, Z4) pas de fragmentation.

On observe aussi que la présence des phases intermétalliques (a-Fe) et (b-Fe) ne changent pas après le traitement thermique appliqué.

L'apparence de la phase (a-Fe) sous forme d'écriture chinoise, d'étoiles, ou du sludge (phase polyèdres).

Pour la dureté on peut observer une valeur importante pour Z1 puis une chute suivi d'une stabilisation pour Z2, Z3 et Z4.

### **3. Effet de la microstructure sur la dureté :**

L'augmentation de la dureté pour l'alliage brut de coulage en fonction du pourcentage de Zn est due à un durcissement par solution solide.

Après traitement thermique, l'augmentation de la dureté pour Z1 et la stabilisation sur les échantillons (Z2, Z3, Z4) est causée par le phénomène de fragmentation et de sphéroïdisation des particules de Si eutectique. Ce phénomène n'est pas en relation avec l'ajout de Zn, car ce dernier fait augmenter la température de l'eutectique et par conséquent la température à laquelle la fragmentation du Si eutectique se produit [38].

### Conclusion générale :

Dans le cadre de notre étude, nous nous intéressons au comportement des alliages d'aluminium de fonderie du groupe al-si. Afin de réaliser les principales étapes de l'élaboration de nos alliages. Nous avons étudié d'une part, les types d'alliages d'aluminium 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 une mise en solution, suivie d'une trempe, puis d'un traitement de vieillissement artificiel.

Nos investigations nous ont permis de tirer les conclusions suivantes :

-La microstructure des alliages étudiés présentent une différence avant et après traitement thermique concernant la forme, les dimensions, et la distribution des phases (les symboles chinois et les phases inter métalliques, la présence de phase sous forme d'aiguilles).

-L'ajout de zinc a pour effet d'augmenter la dureté.

-La vitesse de refroidissement (vitesse de trempe) a une grande influence sur la dureté. L'augmentation de cette vitesse entraîne une augmentation de la dureté et inversement.

- Après le traitement thermique, la structure est considérablement affinée, et la structure dendritique a disparu.

Dans le futur, nous envisageons d'identifier les phases intermétalliques qui se sont formées dans nos alliages, en utilisant une technique de caractérisation plus précise, telle que la microscopie électronique à balayage. Nous envisageons également d'étudier la microstructure des alliages d'aluminium à différentes proportions sur le durcissement des alliages Al-Si.

Enfin, il serait intéressant de corréliser les tests de dureté avec d'autres tests et d'ajouter, par exemple, des modificateurs comme le Sr pour améliorer les résultats étudiés.

## Liste des references:

- [1] L.F.Mondolfo, Aluminium Alloys, structures and proprieties, Butterworth, 1st edition, London 1976.
- [2] H. Leiris, Métaux et alliages autres que les aciers et les fonts, Tome II, Masson et cie éditeurs. pp.71-92, 1971.
- [3] A. Hadouche. Mémoire de mastère. Université de Beskra (2014).
- [4] [www.techno-science.net](http://www.techno-science.net).
- [5] JACOB, S. (2001). "Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie." Techniques de l'ingénieur. Matériaux métalliques(M4675): M4675. 4671-M4675. 4613.
- [6] [www.techniques-ingenieur.fr](http://www.techniques-ingenieur.fr)\Méthodes de caractérisation et d'analyse des métaux et alliages.
- [7] Barlas, B. (2004). Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie, École Nationale Supérieure des Mines de Paris
- [8] A. Handbook, in, New York. ASM Internacional, 1985
- [9] F. Stadler, H. Antrekowitsch, W. Fragner, H. Kaufmann, P. Uggowitz, International Journal of Cast Metals Research, 25 (2012) 215-224
- [10] ] L. Wang, M. Makhlof, D. Apelian, International Materials Reviews, 40 (1995) 221-238
- [11] V.M. Karpachev, A.A. Ofengenden, V.S. Zolotorevskii, Izv. Akad. Nauk SSSR, Met., (1989) 133-136.
- [12] J. E. Gruzleski and B. M. Closset, The Treatment of Liquid Aluminium-Silicon Alloys, American Foundrymen's Society Inc, Des Plaines, IL (1990).
- [13] M. Makhlof, H. Guthy, Journal of Light Metals, 1 (2001) 199-218.
- [14] Z.Y. Liu, Q.Y. Xu, B.C. Liu, International Journal of Cast Metals Research 20 (2007) 109-112.
- [15] ] H. Fredriksson, U. Åkerlind, Solidification and Crystallization Processing in Metals and Alloys, John Wiley & Sons Ltd., Chichester, 2012.
- [16] D.M. Stefanescu, Science and Engineering of Casting Solidification, Kluwer Academic/Plenum Publishers, New York, 2002.
- [17] H. Fredriksson, U. Åkerlind, Materials Processing during Casting, John Wiley & Sons Ltd, Chichester, 2006.
- [18] M. Djurdjevic, H. Jiang, J. Sokolowski, Materials characterization, 46 (2001) 31-38.
- [19] H.W.L. Phillips, Annotated equilibrium diagrams of some aluminium alloy systems (monograph No.25), London (Inst. Metals) (1959) 25



- [20] V. Elser, C.L. Henley, Crystal and quasicrystal structures in Al-Mn-Si alloys, *Phys. Rev. Lett.* 55 (1985) 2883
- [21] C.M. Dinnis, J.A. Taylor, A.K Dahle, As-cast morphology of iron-intermetallics in Al– Si foundry alloys, *Scripta Mater.* 53 (2005) 955-958
- [22] A. Gorny, J. Manickaraj, Z. Cai, S. Shankar, Evolution of Fe based intermetallic phases in Al–Si hypoeutectic casting alloys: Influence of the Si and Fe concentrations, and solidification rate, *J. Alloys & Comp.* 577 (2013) 103–124
- [23] M. Timpel, N. Wanderka, R. Grothausmann, J. Banhart, Distribution of Fe-rich phases in eutectic grains of Sr-modified Al-10wt%Si-0.1wt% Fe casting alloy, *J. Alloy & Comp.* 558 (2013) 18-25
- [24] Geoffrey K. Sigworth : Fundamentals of solidification in aluminum castings. *International Journal of Metalcasting*, 8(1), 2014.
- [25] D.N. Miller, L. Lu, A.K. Dahle, The role of oxides in the formation of primary iron intermetallics in an Al-11.6Si-0.37Mg Alloy. *Metall. Mater. Trans. B* 37B (2006) 873-878
- [26] Crepeau PN. Effect of iron in Al-Si casting alloys: A critical review. *AFS Transactions.* 1995;103:361-366
- [27] Samuel E, Samuel AM, Doty HW, Valtierra S, Samuel FH. Intermetallic phases in Al–Si based cast alloys: New perspective. *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 27, pp. 107-114, 2014/01/01 2014
- [28] Philippe Lours, Fabien Baillon, Au Cœur des Matériaux Cristallins " Durcissement par traitement thermique", <http://nte.mines-albi.fr/SciMat/co/SM6uc5-2.html>.
- [29] K.T. kashyapande, T.Chadrahkar, *Bull. Mater .sci*24-4(2001) ,345–350.
- [30] D. J. Chakrabarti, Y. Peng, D. E. Laughlin, *Mater. Sci. Forum*, 396-402 (2002) 857- 862.
- [31] F.D. GEUSER. Thèse de doctorat, Université de ROUEN (2005).
- [32] S.J.ANDERSEN, H.W.ZANDBERGEN, *ActaMater*, 46p3283–3298, (1998).
- [33] C. Cayron, L. Sagalowicz, O. Beffort, P. A. Buffat, *Phil. Mag.*, 79 (11) (1999) 2833- 2851.
- [34] R. Guemini. Mémoire de Magister, Université de Constantine, Algérie, (1981).
- [35] K. Boulemzaoud. Mémoire de Magister, Université de Constantine, Algérie, (2012).
- [36] Saeed FARAHANY, Ali OURDJINI, Hamid Reza BAKHSHESHI-RAD, Microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of Al–Si–Cu–Zn–X (X=Bi, Sb, Sr) die cast alloy , 3 February 2015; accepted 12 October 2015.

[37] L.C. Tsao, M.J. Chiang, W.H. Lin, M.D. Cheng, T.H. Chuang , Effects of zinc additions on the microstructure and melting temperatures of Al–Si–Cu filler metals , 2 July 2002.

[38] Y. Nemri and N. Chiker, EFFECT OF Mg AND Zn CONTENTS ON THE MICROSTRUCTURES AND MECHANICAL PROPERTIES OF Al–Si–Cu–Mg ALLOYS , 2017.

[39] SAEED FARAHANY, ALI OURDJINI, TUTY ASMA ABU BAKAR, and MOHD HASBULLAH IDRIS, Communication On the Refinement Mechanism of Silicon in Al-Si-Cu-Zn Alloy with Addition of Bismuth , 2013.

[40] S. GOWRI and F.H. SAMUEL, Effect of Alloying Elements on the Solidification Characteristics and Microstructure of Al-Si-Cu-Mg-Fe 380 Alloy, FEBRUARY 1994.