

**UNIVERSITÉ DE BLIDA 1**

**Faculté des Technologie**

Département de génie Mécanique

«Laboratoires des Aéronefs & Laboratoire de Sciences de Matériaux»

**Projet de fin d'Etudes**

Présenté en vue de l'obtention du diplôme de Master en Génie Mécanique

**Option** : Ingénierie des Matériaux et Traitements de Surfaces

**Effet du vieillissement naturel des alliages d'aluminium  
de fonderie sous différents procédés de moulage**

Par

**Rabah HAMMADI**

Proposé et encadré par :

HADJI. M

NEMRI.Y

Promoteur

Co-promoteur

Blida, 2018

## Remerciements :

Je m'exprimerai à travers ces lignes à cœur ouvert pour rendre hommage à tous ceux qui m'ont aidé à surmonter les difficultés que j'ai pu croisé durant mon cursus universitaire.

Ma gratitude va en premier lieu a mes parents qui se sont sacrifiés et se sacrifient toujours pour ma prospérité sur tout les plans, à mes enseignants de l'USTHB, mes surtout a mes enseignants du département de génie mécanique de l'université de Blida, sans votre dévouement dans votre mission je n'aurai pas eu le savoir nécessaire afin d'achever ce travail.

Au Dr.Nemri Yacine, une encyclopédie vivante doté d'une patience hors norme, je tiens a vous exprimer mes remerciements vous avez été un guide pour moi durant tout ce chemin, sans vous ce travail n'aurait pas eu lieu.

Mes remerciements vont aussi à tous les membres du laboratoire d'aéronefs du département génie mécanique de l'USDB, je n'oublierai pas votre bienveillance, votre aide m'ont énormément faciliter mon travail et je vous en suis très reconnaissant.

À Messieurs et Madame BAKOUR, si ce n'est votre aide je ne serai pas là aujourd'hui, et je ne vous remercierai jamais assez pour votre aide.

Aux Chefs de départements de génie mécanique et de métallurgie de l'Ecole Nationale Polytechnique d'Alger, à monsieur le directeur générale de la Fonderie d'El Harrach, je tiens a vous remercié de m'avoir permis d'effectuer les travaux nécessaires dans mon étude.

Je remercie tous mes amis qui ont toujours cru en moi et m'ont soutenu afin de finir mon Master, ainsi que tous mes camarades qui m'ont aidé à mener à bien ce travail.

Je tiens à vous remercier énormément pour tous ce que vous avez fait pour moi.

## Dédicaces :

À la mémoire de Fatma BOUMENIR née SAHARI, qui m'a toujours exprimé son soutien sans jamais heurter ma sensibilité durant les moments difficiles.

À Housseem RETIMA, toi qui aurais été heureux pour moi aujourd'hui de me voir en arriver jusque-là.

Ce travail vous est dédié à votre mémoire.

*«à Dieu nous appartenons, et à lui nous revenons»*

# Table des matières

<b>Table des matières</b>	<b>3</b>
<b>Table des figures</b>	<b>5</b>
<b>Liste des tableaux</b>	<b>7</b>
<b>1 Alliages d'aluminium de fonderie</b>	<b>11</b>
1.1 Aluminium pur, élaboration et propriétés : . . . . .	12
1.1.1 Historique : . . . . .	12
1.1.2 Élaboration de l'aluminium : . . . . .	12
1.1.3 Distinction Aluminium de Fonderie/Corroyés : . . . . .	16
1.1.4 Propriétés de l'aluminium pur : . . . . .	16
1.2 Alliages d'aluminium de fonderie : . . . . .	17
1.2.1 Avantages des alliages d'aluminium de fonderie : . . . . .	17
1.2.2 Désignations : . . . . .	19
1.2.3 Alliages normalisés (Désignation européenne) . . . . .	20
1.2.4 Alliages normalisés (Aluminium Association) . . . . .	20
1.2.5 Familles d'alliages d'aluminium de fonderie et leurs propriétés : . . . . .	24
1.2.6 Effet des éléments d'addition : . . . . .	27
1.2.7 Traitement thermique . . . . .	29
<b>2 Solidification des alliages d'aluminium de fonderie et traitements thermiques :</b>	<b>35</b>
2.1 Microstructures des alliages d'aluminium de fonderie : . . . . .	36
2.1.1 Solidification : . . . . .	36
2.1.2 SDAS : . . . . .	37
2.1.3 Phases intermétalliques . . . . .	38
<b>3 Partie expérimentale : Effet du vieillissement naturel des alliages d'aluminium de fonderie :</b>	<b>44</b>
3.1 Problématique : . . . . .	45
3.2 Introduction : . . . . .	45

3.3	Elaboration des alliages d'aluminium Al-Si-Cu-Mg-Zn : . . . . .	45
3.4	Procédés de Moulage : . . . . .	47
3.4.1	Fabrication des moules : . . . . .	49
3.4.2	La fusion des alliages d'aluminium : . . . . .	53
3.5	Traitement thermique : . . . . .	53
3.6	Métallographie : . . . . .	56
3.6.1	Préparation des échantillons : . . . . .	56
3.6.2	Microscopie optique : . . . . .	56
3.7	Microdureté : . . . . .	59
3.8	Résultats : . . . . .	59
3.8.1	Microdureté : . . . . .	59
3.8.2	Evolution de la microdureté en fonction du temps vieillissement naturel : . . . . .	61
3.8.3	Mesure du SDAS : . . . . .	64
<b>4</b>	<b>Interprétations des résultats et Conclusions :</b>	<b>69</b>
4.1	Microstructure : . . . . .	70
4.2	Effet de l'espacement des bras dendritiques secondaires sur la microdureté :	72
4.3	Effet du vieillissement naturel sur la microdureté : . . . . .	73
4.4	Conclusion et perspectives : . . . . .	74
	<b>Bibliographie</b>	<b>75</b>

# Table des figures

1.1	Chaîne de production de l'aluminium à partir de la bauxite . . . . .	13
1.2	Procédé de BAYER . . . . .	14
1.3	Applications des alliages d'aluminium de fonderie (a) Stabilisateur d'aéronef. (b) Fers à repasser. (c) Carter pour petit moteur. (d) Croix membre pour une mini-fourgonnette. (e) Boîtier de téléphone cellulaire. . . . .	18
1.4	Cône d'une queue de missile coulée en aluminium, une alternative fiable a ce qui avant était un assemblage de pièce . . . . .	18
2.1	Micrographie optique illustrant la mesure des espacements des bras dendritiques secondaires (SDAS) . . . . .	37
2.2	(a) Diagramme d'équilibre Al-Si. (b) Microstructure d'un alliage hypo eutectique. (c) Microstructure d'un alliage eutectique. (d) Microstructure d'un alliage hyper eutectique ( $\times 150$ )[38] . . . . .	38
2.3	Morphologie de la phase $\alpha$ -Fe . . . . .	39
2.4	Micrographies électroniques montrant (a) La phase $\pi$ . (b)(c) la phase $\beta$ -Fe et Q. (d) Mapping EDS[7] . . . . .	41
3.1	Schéma montrant les différents alliages élaborés . . . . .	46
3.2	Four utilisé pour la fusion . . . . .	46
3.3	Spectromètre à émission optique GNR Metal Lab Plus . . . . .	47
3.4	Procédés de moulage de chaque alliage d'aluminium . . . . .	49
3.5	Moule en graphite avec un orifice de de 20mm de diamètre au milieu . . . . .	50
3.6	Moule métallique en acier A60 avec un orifice de de 20mm de diamètre au milieu . . . . .	51
3.7	Sable siliceux brut avant d'être mélangé avec la bentonite et le noir minéral . . . . .	51
3.8	Sable près à l'emploi et être compacté pour formé un moule . . . . .	52
3.9	Socle en bois du moule en sable de forme rectangulaire, avec son empreinte près à être rempli de sable de vert . . . . .	52
3.10	Moule en sable vert utilisé pour la coulée des alliages d'aluminium . . . . .	53
3.11	Alliages d'aluminium avant d'être fondu . . . . .	53
3.12	Four à moufle utilisé pour la fusion des alliages d'aluminium . . . . .	54

3.13	Mis à fusion des débris d'alliages d'aluminium dans un creuset en graphite . . . . .	55
3.14	Dressage des échantillons à l'aide d'un tour . . . . .	57
3.15	Polisseuse électrique . . . . .	57
3.16	Microscope Optique Zeiss Axiovert 40MAT utilisé pour la mesure du SDAS . . . . .	58
3.17	Micrographie optique illustrant la mesure des espacements des bras dendritiques secondaires (SDAS) . . . . .	58
3.18	Microduromètre Mitutoyo HM-122 . . . . .	59
3.19	Microdureté en fonction du temps de vieillissement naturel de l'alliage (S2) . . . . .	61
3.20	Microdureté en fonction du temps de vieillissement naturel de l'alliage (Z1) . . . . .	62
3.21	Microdureté en fonction du temps de vieillissement naturel de l'alliage (M2) . . . . .	63
3.22	Microdureté en fonction du temps de vieillissement naturel de l'alliage (C3) . . . . .	64
3.23	Mesure du SDAS ( $\mu m$ ) en fonction du SDAS en fonction du procédé de moulage de l'alliage S2 . . . . .	65
3.24	Mesure du SDAS ( $\mu m$ ) en fonction du SDAS en fonction du procédé de moulage de l'alliage Z1 . . . . .	66
3.25	Mesure du SDAS ( $\mu m$ ) en fonction du SDAS en fonction du procédé de moulage de l'alliage M2 . . . . .	67
3.26	Mesure du SDAS ( $\mu m$ ) en fonction du SDAS en fonction du procédé de moulage de l'alliage C3 . . . . .	68
4.1	Microscopie optique de l'alliage M2 moulé en sable avec un grossissement de x500 . . . . .	70
4.2	Microscopie optique de l'alliage M2 moulé en a)-Sable(S) b)-Métal(M00) c)-Graphite (G) avec un grossissement de x500 sur les trois échantillons . . . . .	71
4.3	Microscopie optique M1 de l'alliage Z1 après traitement thermique avec un grossissement x200 illustrant la sphéroïdisation des particules Si . . . . .	72

# Liste des tableaux

1.1	Les onze groupes d'alliages selon la norme EN 1706 . . . . .	21
1.2	Compositions chimiques nominales des alliages d'aluminium de fonderie selon l'Aluminium Association (Serie 2xx.x)[17] . . . . .	22
1.3	Compositions chimiques nominales des alliages d'aluminium de fonderie selon l'Aluminium Association (Serie 3xx.x)[17] . . . . .	22
1.4	Compositions chimiques nominales des alliages d'aluminium de fonderie selon l'Aluminium Association (Series 4xx.x, 5xx.x, 7xx.x et 8xx,x)[17]	23
3.1	compositions chimiques des alliages élaborés . . . . .	48
3.2	Compositions chimiques des alliages d'aluminium de fonderie utilisés . . . . .	48
3.3	Microdurté de l'alliage (S2) . . . . .	60
3.4	Microdurté de l'alliage Z1 . . . . .	60
3.5	Microdurté de l'alliage M2) . . . . .	60
3.6	Microdurté de l'alliage C3) . . . . .	61
3.7	Les valeurs du SDAS selon le procédé de moulage pour l'alliage (S2) . . . . .	64
3.8	Les valeurs du SDAS selon le procédé de moulage pour l'alliage (Z1) . . . . .	65
3.9	Les valeurs du SDAS selon le procédé de moulage pour l'alliage (M2) . . . . .	66
3.10	Les valeurs du SDAS selon le procédé de moulage pour l'alliage (C3) . . . . .	67

## Résumé :

La production d'alliage d'aluminium par procédé de fonderie nécessitent une programmation très rigoureuse dans la chaîne de production.

Toutes pièces moulés ou usiné nécessitent un traitement thermique qui se fait en trois temps :

1. La mise en solution
2. La trempe
3. Vieillissement

Les traitement thermique est une étape critique afin d'avoir les propriétés mécaniques désirer, c'est pour cela que toutes ces étapes devraient être contrôlées parfaitement.

La mises en solution étant un processus souvent lent, ce qui empêcheraient parfois le vieillissement artificiel tout de suite après la trempe, cela provoquera un vieillissement naturel des alliages d'aluminium de fonderie. Pour étudier ce phénomène 4 groupes d'alliages d'aluminium Al-Si-Cu-Mg ont été moulées sous différents procédés de moulage afin :

- Moulage en graphite, sable et en moule métallique afin de mettre en évidence la relation entre le SDAS et la vitesse de solidification
- 4 échantillons de chaque alliage en moulage métallique qui subiront des traitements thermiques avec variation du temps de vieillissement naturel de 5 minutes, 30 minutes , 1h , 20h respectivement sur chaque échantillon M01, M02, M03, M04. afin de mettre en évidence l'effet du vieillissement naturel des alliages d'aluminium de fonderie.
- la mis en évidence de l'effet du vieillissement naturel a été mis en évidence par la mesure de la microdureté (Hv)

# Introduction

La recherche permanente pour la réduction de poids et pour l'économie de carburant dans les industries automobiles et aéronautiques a conduit au développement de nouveaux alliages légers pour remplacer le maximum de pièces en acier et en fonte. Les alliages d'aluminium se sont vite imposés comme la meilleure alternative grâce à leur nombreux avantages techniques et économiques. Leur faible densité, leurs bonnes propriétés mécaniques, leur grande résistance à la corrosion et leur important rapport résistance/poids permettent aux alliages d'aluminium d'être incontournables dans le domaine des transports.

On peut distinguer deux grandes familles d'alliages d'aluminium : Les alliages corroyés et les alliages de fonderie. Dans notre travail on s'intéressera uniquement aux alliages d'aluminium de fonderie, plus spécifiquement aux alliages contenant du silicium. Ces alliages ont d'excellentes propriétés de fonderie et peuvent être moulés en utilisant les différents procédés de moulage : Moulage en sable, en coquille, sous pression...etc. Ils ont une grande mouillabilité, ce qui leur permet d'épouser les formes les plus complexes du moule. Et la grande conductivité thermique de ces alliages leur permet d'être très adaptés pour les pièces refroidies, comme les blocs moteurs, les culasses et toute sorte d'ailettes.

Les alliages d'aluminium de fonderie ont aussi l'avantage d'être recyclable à l'infini, ce qui permet une énorme économie d'énergie et de coûts, tout en obtenant des alliages de seconde fusion d'aussi bonne qualité que les alliages primaires. Cependant l'utilisation croissante d'alliages secondaires a provoqué l'accumulation de certains éléments indésirables comme le Mg, le Fe et le Zn.

Le fer est une impureté naturelle de l'aluminium, on le retrouve même dans l'aluminium primaire, et il est même indispensable en petites concentrations dans les alliages d'aluminium de fonderie car il facilite le démoulage. Les moyens de neutraliser ses effets indésirables sont connus et largement étudiés, comme l'ajout de Mn qui permet de former des composés intermétalliques  $\alpha$ -Fe au lieu des phases  $\beta$ -Fe nuisibles aux propriétés mécaniques.

Le magnésium quant à lui peut être considéré comme élément d'addition ou impureté

suivant l'alliage recherché. Des méthodes industrielles pour éliminer le magnésium du métal liquide existent, les plus utilisées sont les fours rotatifs à sels, ou l'ajout de chlore sous forme gazeuse ou sous forme de composés chimiques.

Cependant, nous avons aucune méthode industrielle pour réduire le taux de Zn dans les alliages d'aluminium autre que la dilution avec de l'aluminium pur ou d'autres alliages à faible teneur en zinc.[11]

La question de faisabilité par recyclage doit être posée avant l'élaboration de nouveaux alliages d'aluminium de fonderie.

L'aluminium pur a de piètres propriétés de fonderie et de faibles propriétés mécaniques, ce qui rend son utilisation dans la fonderie impossible. L'ajout du Si permet à l'aluminium d'avoir une bonne coulabilité, et de réduire le retrait à la solidification, ce qui fait du silicium un élément incontournable pour la quasi-totalité des alliages d'aluminium de fonderie utilisés dans l'industrie.

Le silicium forme un eutectique binaire avec l'aluminium. Pour les alliages hyper eutectiques il se précipite aussi comme phase primaire. Les particules de Si eutectique ont une morphologie aciculaire, mais l'ajout d'éléments comme le Sr, Sb et Na permet de modifier l'eutectique et d'obtenir une morphologie granulaire ou fibreuse et de gagner en ductilité.

Les autres éléments d'addition sont présents soit en solution dans la matrice  $\alpha$ -Al comme pour le Zn, ou forment des phases intermétalliques comme c'est le cas du Fe, Cu et Mg. La nature, la taille et la morphologie de ces intermétalliques sont un enjeu majeur et ont un effet direct sur les propriétés mécaniques.

Le Cu et le Mg sont les éléments les plus importants pour les propriétés mécaniques car ils permettent un durcissement par précipitation des phases  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu et  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si après le traitement thermique de vieillissement.

Cependant le traitement thermique est un procès très important dans l'industrie d'alliages d'aluminium de fonderie la maîtrise doit être parfaite afin d'en avoir les propriétés mécaniques les plus optimales de l'alliage.

La mise en solution est suivi d'un revenu artificiel, mais l'industrie a grande production est-ce que le revenu est fait tout de suite après la trempe? les pièces sont-ils stockés pour subir un revenu ultérieurement?

C'est pour cela qu'on a choisi de faire une étude sur l'effet du vieillissement naturel en faisant varier le temps entre la trempe et le revenu artificiel.

# Chapitre 1

## Alliages d'aluminium de fonderie

## 1.1 Aluminium pur, élaboration et propriétés :

### 1.1.1 Historique :

Humphry Davy a annoncé en 1808 sa conviction que le composé abondant l'alumine était la terre (oxyde) d'un métal pas encore découvert jusque-là, les scientifiques faisaient des efforts considérables afin de trouver ce nouveau métal.

Davy n'a jamais réussi à élaborer de l'aluminium lui-même ; mais en 1825, le scientifique danois Hans Christian Oersted (1777-1851) a publié son expérience réussie dans la production d'un petit échantillon du métal dans le laboratoire par réduction du chlorure d'aluminium avec un amalgame de potassium. Le potassium a été isolé quelques années plus tôt par Davy.

Deux ans plus tard (1827) en Allemagne, Friedrich Wohler (1800-1882) a produit un minuscule globule d'aluminium par la même méthode, et a été en mesure de démontrer le métal de léger et malléable.

Henri Sainte-Claire Deville en France en 1854 a montré que le sodium pourrait également être utilisé pour réduction de l' $AlCl_3$ , et la première usine commerciale de production de petites quantités d'aluminium a commencé en 1855. À cette époque-là, le potassium et sodium ont été produits par voie électrolytique, un processus au prix de revient très élevé. En 1886, suite au développement à grand échelle d'équipements de production d'énergie électrique Paul Héroult en FRANCE, et Charles Hall aux ÉTATS-UNIS, ont développé indépendamment un processus de décomposition directe de  $Al_2O_3$  par électrolyse. Ils ont découvert que lorsqu'un courant électrique est passé à travers de la cryolite fondue contenant de l' $Al_2O_3$  dissous à 980-1000 °C, de l'aluminium fondu est déposé à la cathode et le dioxyde de carbone est libéré à l'anode de carbone. Cette découverte, couplée au processus développé par KARL JOSEF BAYER en 1888 pour la production d'alumine, a abouti au processus moderne pour la production d'aluminium. [35]

### 1.1.2 Élaboration de l'aluminium :

L'aluminium est présent naturellement dans l'environnement, c'est un métal relativement jeune par rapport à d'autres métaux comme le fer et le cuivre, il est l'élément métallique naturel le plus abondant de L'écorce terrestre dont il est le 3ème élément constitutif le plus important après l'oxygène 47% et le Silicium 28% Il représente environ 8% de l'écorce terrestre (Le fer est à 5%) La présence d'aluminium dans la nature n'est que combiné avec L'oxygène, le silicium, le fluor ainsi que d'autres éléments. L'aluminium est extrait de l'alumine qu'on trouve quasi-exclusivement dans la bauxite qui constitue le principal minerai de production d'aluminium.

La production d'aluminium est présentée dans la figure 1.1

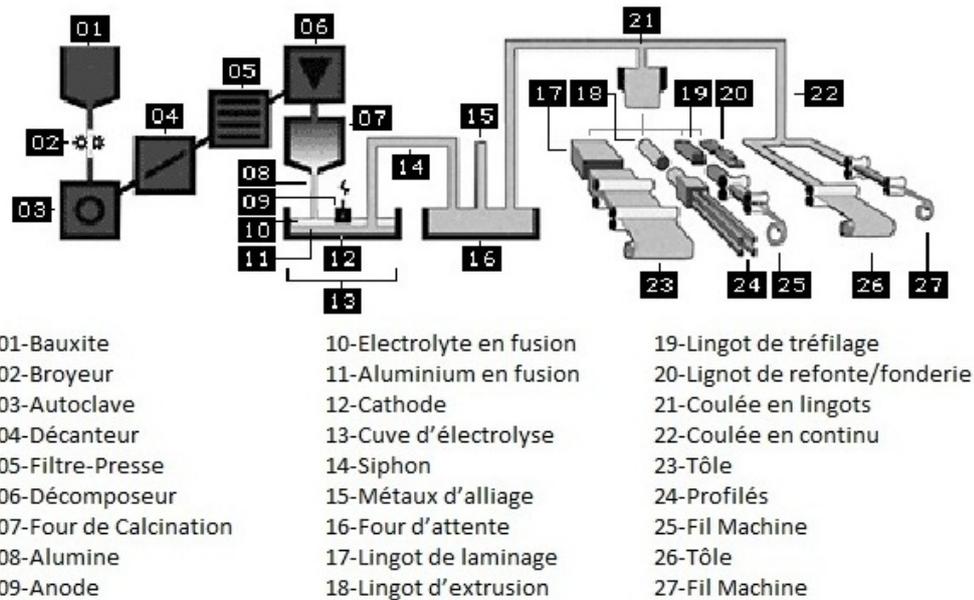


FIGURE 1.1 – Chaîne de production de l'aluminium à partir de la bauxite

La Russie est le seul pays producteur d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  provenant de sources autres que la bauxite. Manquant de grandes réserves de bauxite commercialement viables, l'ex-URSS a été le pionnier dans la production d'alumine à partir de néphéline, alunites, kaolin, schiste, cendres et autres aluminosilicates sans alcali, qui sont abondants dans le pays. Techniques de production développés dans l'ex-URSS sont utilisés dans les usines d'aluminium de Volkhovsky et de Pikalevsky près de Saint-Pétersbourg et dans le complexe d'alumine en Sibérie. Dans la production d'alumine à partir de néphéline, la seule autre matière première nécessaire est le calcaire. Quatre tonnes de néphéline sont chauffées dans des fours rotatifs avec 12 tonnes de calcaire pour produire 1 tonne d' $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 0,7 tonne de  $\text{Na}_2\text{CO}_3$ , 0,3 tonne de  $\text{K}_2\text{CO}_3$ , et des quantités variables de ciment Portland.[35]

### Bauxite :

BAUXITE, nommé d'après le village *Les Beaux* près de *Marseille* dans le sud de la France où il a d'abord été découvert. De la famille des Latérites, la Bauxite est une roche sédimentaire principalement composée d'hydroxydes d'aluminium (Gibbsite, Böhmite, Diaspore), associés à des oxydes de fer et des impuretés (Silice, Calcite). Sa couleur varie du blanc-jaune au gris en passant par le rouge et le brun, en fonction de sa teneur en oxydes de fer et en impuretés Elle ressemble à de l'argile dure mais qui ne fait pas de pâte avec l'eau. La bauxite contient de 40% à 60% d'alumine  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (oxyde d'aluminium).

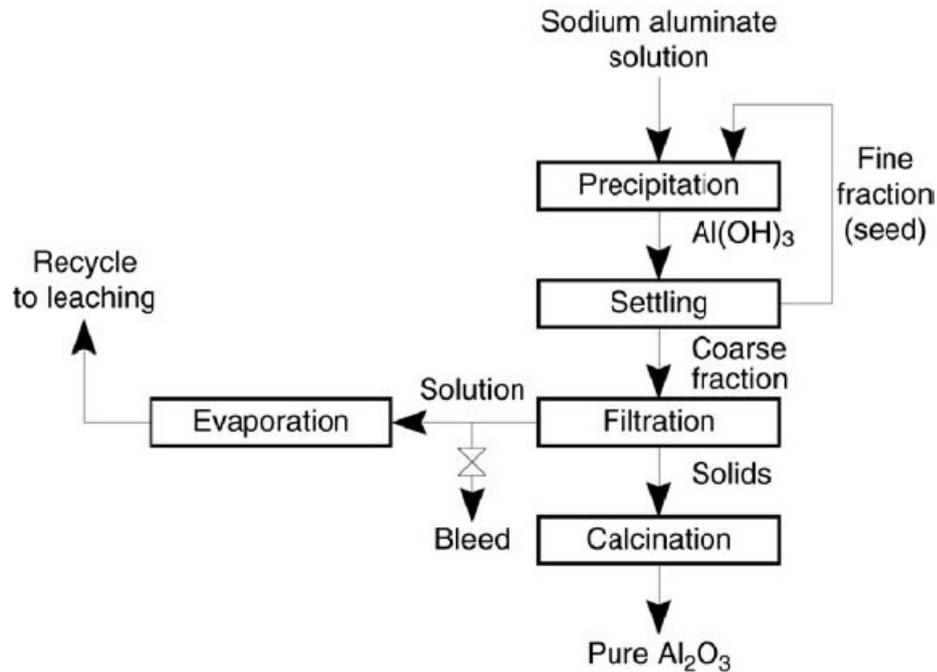


FIGURE 1.2 – Procédé de BAYER

La production de l'aluminium à partir de la bauxite se fait en deux temps :

- Obtention de l'alumine  $\text{Al}_2\text{O}_3$  à partir de la bauxite.
- Obtention de l'aluminium à partir de l'alumine

### Obtention de l'Alumine $\text{Al}_2\text{O}_3$ «Procédé de BAYER» :

En 1892 Karl Josef Bayer a mis en place un processus permettant d'obtenir de l'hydroxyde d'aluminium qui par la suite sera calciné pour donner de l'alumine pur  $\text{Al}_2\text{O}_3$  utilisable pour l'extraction d'aluminium. Le procédé se fait en trois étapes voir figure 1.2 :

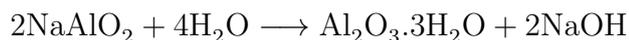
- Dissolution sélective de l'hydroxyde d'aluminium de la bauxite avec de la soude caustique  $\text{NaOH}$ .
- Précipitation de la solution d'hydroxyde d'aluminium pour avoir de l'hydroxyde d'aluminium pure.
- Calcination de l'hydroxyde d'aluminium pour obtention de l'alumine  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

La bauxite concassée et broyée est attaquée à la soude caustique  $\text{NaOH}$  dans des autoclaves où, sous l'action de la pression et de la température (200°C à 240°C) l'alumine contenue dans la bauxite se transforme en une solution d'aluminate de sodium.

Les autres composants (oxydes de fer et de silice) ou "boues rouges" sont retirés par décantation et filtration. Le fer précipite ainsi que le titanate de soude ; la silice précipite également sous forme de silico-aluminate de soude. Il reste un liquide clair

qui est composé d'une solution de soude contenant de l'aluminate de sodium.

La solution d'aluminate de sodium obtenue est ensuite pompée dans des décomposeurs de 25 à 30 m de haut dans lesquels on Ajoute du trihydrate d'alumine pur très fin, qui sert à amorcer la réaction. Sous l'effet de l'agitation et du refroidissement graduels, le trihydrate d'alumine en solution précipite et forme d'autres cristaux. Ceux-ci sont ensuite séparés de la solution de soude caustique par sédimentation et filtration. La solution de soude caustique est renvoyée aux autoclaves pour être réutilisée.



L'hydroxyde d'aluminium est alors déshydratée par chauffage dans un four rotatif à 1200°C en vue d'éliminer l'eau combinée chimiquement ce qui donne de l'alumine pure  $\text{Al}_2\text{O}_3$  devient une poudre blanche qui titre à 99%.

### **Obtention de l'aluminium pur à partir de l'alumine :**

Le procédé le plus utilisé est le procédé «Hall-Héroult», du nom de leurs inventeurs, l'américain Charles Martin Hall et le français Paul Héroult. Il consiste à dissoudre l'alumine calcinée dans de la Cryolite  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$ , qui est un sel fondu,. Le courant de l'électrolyse sert à la fusion du mélange entre 900°C et 1000°C. L'alumine ne fondrait qu'au-dessus de 2000°C si elle n'était pas en présence de cryolite et de fluorure de calcium. Pour produire un kilo d'aluminium, il faut compter en moyenne 15 kWh.

Le four servant à l'électrolyse est un four en acier revêtu de briques réfractaires dont la cuve est en charbon aggloméré constituant la cathode sur laquelle se dépose l'aluminium fondu et il y a un dégagement d'oxygène sur l'anode en coke de pétrole + brai qui est oxydée. Il faut compter l'équivalent de huit tonnes de charbon pour produire une tonne d'aluminium. Les cuves sont entièrement capotées afin de capter les gaz qui s'échappent du bain lors de l'électrolyse (ces gaz contiennent notamment du fluor) et de les envoyer vers un dispositif d'épuration où le fluor est récupéré par fixation sur de l'alumine.

La combustion du carbone oblige à remplacer régulièrement les anodes. À intervalles réguliers, l'aluminium en fusion est siphonné dans des poches de coulée ou creusets et transféré dans des fours d'attente à la fonderie. L'aluminium obtenu est pur à 99% et doit être raffiné pour éliminer les impuretés (fer, silicium, zinc, titane, cuivre,...) On emploie pour cela deux procédés : Raffinement électrolytique et la ségrégation afin d'avoir de l'aluminium pur à 99.998%.

### 1.1.3 Distinction Aluminium de Fonderie/Corroyés :

L'aluminium se classe en deux grandes familles :

- Les alliages d'aluminium de fonderie.
- Les alliages d'aluminium Corroyés.

Mon travaillera se portera exclusivement sur les alliages d'aluminium de fonderie, cependant il est toujours utile de mettre en évidence la différence entre ces deux types d'aluminium.

L'aluminium pur présente de piètre propriétés mécaniques, l'ajout d'éléments d'additions -étape 15 de la figure 1.1 est primordiale afin d'avoir des propriétés mécaniques exploitable. L'aluminium dit de première fusion obtenu après purification et ajout d'éléments d'addition qui se trouve dans le four d'attente ( Étape 16 de la figure 1.1), prend plusieurs cheminements pour être soit :

- **Coulée en Lingotière**
- **Coulée en semi-continu**
- **Coulée-laminé**

De l'étape 21 de la figure 1.1 seule l'aluminium servant de lingots de fonderie de l'étape 20 de la figure 1.1 est considéré comme un alliage d'aluminium de fonderie, qui sera par la suite fondu pour être coulée sous différente forme.

Le reste des alliages d'aluminium qui sont mis en forme que ça soit par Laminage, tréfilage, profilé,... ce sont des alliages d'aluminium corroyés.

### 1.1.4 Propriétés de l'aluminium pur :

L'aluminium pur possède une structure cristalline cubique à face centrée (CFC). [3] les propriétés de l'aluminium sont :

- **Paramètre de maille** : 0.405 nm à 298°K
- **masse volumique à 25°C** :  $2698.7 \text{ kg/m}^3$
- **point de fusion** : 660°C
- **coefficient de dilatation moyen entre 20 et 300°C** :  $2.55.10^5 \text{ m/}^\circ\text{C}$
- **retrait volumique** : 5.6% en cours de solidification
- **capacité thermique massique 20°C** :  $C_m = 950 \text{ J.kg}^{-1} . \text{K}^{-1}$
- **conductivité thermique à 20°C** :  $\lambda = 217.6 \text{ W.m}^{-1} . \text{K}^{-1}$
- **résistivité électrique à 20°C** :  $\rho = 2.63 \mu\Omega \text{ cm}$
- **Module d'élasticité** : 68 000 Mpa
- **Charge à la rupture** : 80 à 100 Mpa
- **Limite d'élasticité à 0.2%** : 30 à 40 Mpa

## 1.2 Alliages d'aluminium de fonderie :

Pour être utilisé dans un procédé de moulage, un métal doit avoir deux propriétés essentielles, une bonne coulabilité et un bon retrait a la solidification.

- La coulabilité est l'aptitude du métal liquide a remplir le moule et a reproduire le modèle avec le minimum de défauts de moulage.
- Le retrait est la perte de volume du métal lors de la solidification et du refroidissement, ce qui rend la pièce moulée plus petite que le modèle.

L'aluminium pur a un coefficient de dilatation thermique important et une faible coulabilité, ce qui rend son utilisation inadaptée à la fonderie. L'ajout d'éléments chimiques qui font augmenter la coulabilité et réduire le retrait est indispensable pour faire des alliages adaptés au moulage. Le Si combine ces deux propriétés, c'est pour cette raison que tous les alliages d'aluminium de fonderie en contiennent.

Les pièces moulées en aluminium sont produites dans une large gamme d'alliages démontrant sa grande polyvalence dans les caractéristiques que l'on peut atteindre. Plus de 100 compositions sont enregistrées avec l'aluminium Association, et plus de 300 alliages sont en usage international.

Le procédé de moulage donne une capacité à produire des pièces de forme quasi-nette avec des dimensions de précision, une finition de surface contrôlée, des géométries complexes, tout en répondant aux exigences de l'ingénierie en terme de propriétés mécaniques. voir figure 1.3 figure 1.4

### 1.2.1 Avantages des alliages d'aluminium de fonderie :

Les alliages d'aluminium de fonderie présentent des avantages considérables selon KAUFMAN [16] :

- Les assemblages par soudage ou les assemblés de plusieurs composants peuvent-être remplacé par une seule pièce coulée.
- Les exigences d'usinage sont réduites
- Le prix de revient est généralement inférieur aux produits corroyés.
- Les alliages d'aluminium en fonderie s'adapte à toute sorte de procédés de moulage.
- La fusion de l'aluminium se fait à des températures relativement basse.
- Les procédés de coulée d'aluminium peuvent être hautement automatisés

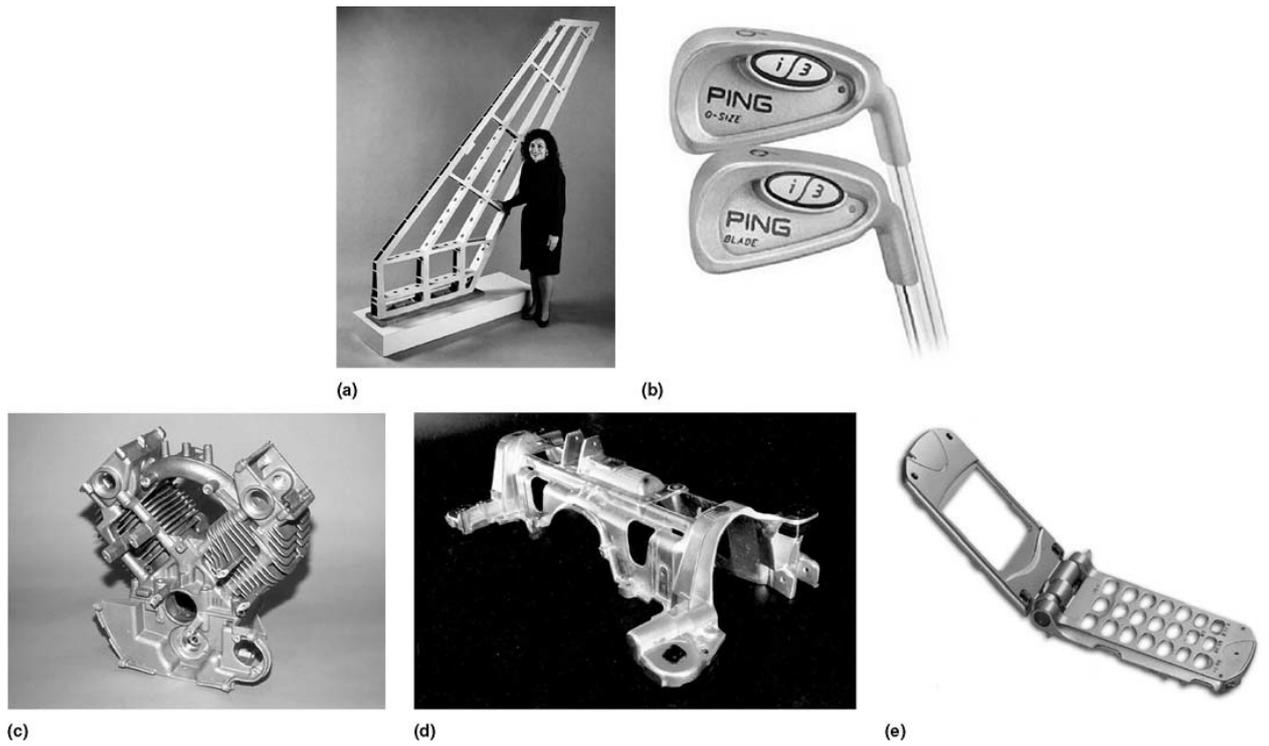


FIGURE 1.3 – Applications des alliages d'aluminium de fonderie (a) Stabilisateur d'aéronef. (b) Fers à repasser. (c) Carter pour petit moteur. (d) Croix membre pour une mini-fourgonnette. (e) Boîtier de téléphone cellulaire.

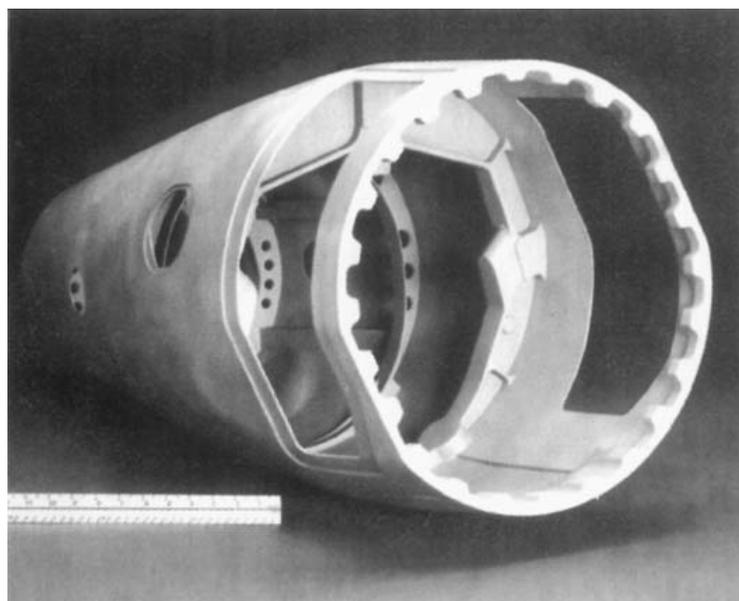


FIGURE 1.4 – Cône d'une queue de missile coulée en aluminium, une alternative fiable à ce qui avant était un assemblage de pièce

## 1.2.2 Désignations :

### Désignation européenne :

Les règles de désignation sont définies par les normes EN 1780-1,1780-2 et 1780-3. Elles prévoient la coexistence de deux systèmes, l'un numérique et l'autre basé sur les symboles chimiques des éléments. Les normes EN 1706 pour les pièces moulées et EN 1676 pour les lingots pour refusions en aluminium allié.

La désignation est composée successivement des éléments suivants :

- Le préfixe EN suivi d'un espace.
- La lettre A qui représente l'aluminium.
- Une lettre qui représente la forme du produit : B pour les lingots pour refusions en aluminium non allié ou allié, C pour les pièces moulées, M pour les alliages mères, W pour le les fils machine...etc.
- Un tiret.

Pour la désignation numérique, cinq chiffres représentent les éléments de composition de l'alliage. Le premier chiffre indique l'élément principal de l'alliage :

- Cuivre 2XXXX
- Magnésium 5XXXX
- Silicium 4XXXX
- Zinc 7XXXX

Le second des cinq chiffres indique le groupe d'alliage (exemple Al Si7Mg, Al Si10Mg...etc.), le 3<sup>ème</sup> chiffre est arbitraire, le 4<sup>ème</sup> chiffre est généralement 0, et le 5<sup>ème</sup> également sauf pour les alliages pour applications aérospatiales.

Pour la désignation chimique, l'alliage est désigné par le symbole Al suivi d'un espace, du ou des symboles chimiques des éléments d'alliages suivis de leur teneur nominale, ordonnés de façon décroissante.

On peut utiliser les deux désignations simultanément en mettant entre crochets la désignation chimique.

### Procédés de moulage :

Les abréviations suivantes sont utilisées pour désigner les différents procédés de moulage

- S : moulage au sable
- K : moulage en coquille
- D : moulage sous pression
- L : moulage de précision (cire perdue)

## Traitement thermique :

Les conditions de traitement thermique sont désignées de la manière suivante :

- F : brut de fonderie
- O : recuit
- T1 : refroidissement contrôlé après solidification et vieillissement naturel (maturation)
- T4 : mise en solution et vieillissement naturel (maturation)
- T5 : refroidissement contrôlé après solidification et vieillissement artificiel ou sur-revenu
- T6 : mise en solution et vieillissement artificiel (revenu) maximal
- T64 : mise en solution et sous-vieillissement artificiel (sous revenu)
- T7 : mise en solution et sur-vieillissement artificiel (sur-revenu)

**Exemple de dénomination complète :** EN 1706 AC-42000KT6 (numérique) EN 1706 AC- $\text{AlSi7MgKT6}$  (chimique) Désigne un alliage d'aluminium 42000 pour pièce moulée, coulé en coquille avec traitement thermique de mise en solution et vieillissement artificiel (revenu) maximal.

### 1.2.3 Alliages normalisés (Désignation européenne)

La norme européenne EN 1706 distingue onze groupes alliages différents, qui sont récapitulés dans le tableau 2.1. Dans chaque groupe, les alliages figurent en ordre décroissant de tonnage de pièces moulées produites en Europe. La norme EN 1706 indique, pour l'ensemble des alliages, les spécifications concernant les compositions chimiques.

### 1.2.4 Alliages normalisés (Aluminium Association)

Les tableaux 2.3, 2.4 et 2.5 montrent les compositions chimiques nominales des différents alliages d'aluminium de fonderie selon l'Aluminium Association.

On note que les alliages de la série 2xx.x contiennent entre 4,0% et 10,0% de cuivre. Ces alliages sont durci principalement par la phase  $\beta\text{-Al}_2\text{Cu}$ , ainsi que divers intermétalliques (Al, Cu, Mg).

Les alliages de la série 3xx.x contiennent entre 5,5% et 17,0% en plus du cuivre et /ou du magnésium. Il s'agit de loin de la série la plus utilisée parmi les alliages d'Al de fonderie.

TABLE 1.1 – Les onze groupes d’alliages selon la norme EN 1706

Groupe d’alliage	Désignation numérique	Désignation symbolique
AlCu	EN AC-21000	EN AC-Al Cu <sub>4</sub> MgTi
	EN AC-21100	EN AC-Al Cu <sub>4</sub> Ti
AlSiMgTi	EN AC-41000	EN AC-Al Si <sub>2</sub> MgTi
AlSi <sub>7</sub> Mg	EN AC-42000	EN AC-Al Si <sub>7</sub> Mg
	EN AC-42100	EN AC-Al Si <sub>7</sub> Mg <sub>0.3</sub>
	EN AC-42200	EN AC-Al Si <sub>7</sub> Mg <sub>0.6</sub>
AlSi <sub>10</sub> Mg	EN AC-43000	EN AC-Al Si <sub>10</sub> Mg(a)
	EN AC-43100	EN AC-Al Si <sub>10</sub> Mg(b)
	EN AC-43200	EN AC-Al Si <sub>10</sub> Mg(Cu)
	EN AC-43300	EN AC-Al Si <sub>9</sub> Mg
	EN AC-43400	En AC-Al Si <sub>10</sub> Mg(Fe)
AlSi	EN AC-44000	EN AC Al Si <sub>11</sub>
	EN AC-44100	EN AC Al Si <sub>12</sub> (b)
	EN AC-44200	EN AC Al Si <sub>12</sub> (a)
	EN AC-44300	EN AC Al Si <sub>12</sub> (Fe)
	EN AC-44400	EN AC Al Si <sub>9</sub>
AlSi <sub>5</sub> Cu	EN AC-45000	EN AC Al Si <sub>6</sub> Cu <sub>4</sub>
	EN AC-45100	EN AC Al Si <sub>5</sub> Cu <sub>3</sub> Mg
	EN AC-45200	EN AC Al Si <sub>5</sub> Cu <sub>3</sub> Mn
	EN AC-45300	EN AC Al Si <sub>5</sub> Cu <sub>1</sub> Mg
	EN AC-45400	EN AC Al Si <sub>5</sub> Cu <sub>3</sub>
AlSi <sub>9</sub> Cu	EN AC-46000	EN AC Al Si <sub>9</sub> Cu <sub>3</sub> (Fe)
	EN AC-46100	EN AC Al Si <sub>11</sub> Cu <sub>2</sub> (Fe)
	EN AC-46200	EN AC Al Si <sub>8</sub> Cu <sub>3</sub>
	EN AC-46300	EN AC Al Si <sub>7</sub> Cu <sub>3</sub> Mg
	EN AC-46400	EN AC Al Si <sub>9</sub> Cu <sub>1</sub> Mg
	EN AC-46500	EN AC Al Si <sub>9</sub> Cu <sub>3</sub> (Fe)(Zn)
	EN AC-46600	EN AC Al Si <sub>7</sub> Cu <sub>2</sub>
AlSi(Cu)	EN AC-47000	EN AC Al Si <sub>12</sub> (Cu)
	EN AC-47100	EN AC Al Si <sub>12</sub> Cu <sub>1</sub> (Fe)
AlSiCuNiMg	EN AC-48000	EN AC Al Si <sub>12</sub> CuNiMg
AlMg	EN AC-51000	EN AC Al Mg <sub>3</sub> (b)
	EN AC-51100	EN AC Al Mg <sub>3</sub> (a)
	EN AC-51200	EN AC Al Mg <sub>9</sub>
	EN AC-51300	EN AC Al Mg <sub>5</sub>
	EN AC-51400	EN AC Al Mg <sub>5</sub> (Si)
AlZnMg	EN AC-71000	EN AC Al Zn <sub>5</sub> Mg

TABLE 1.2 – Compositions chimiques nominales des alliages d'aluminium de fonderie selon l'Aluminium Association (Serie 2xx.x)[17]

Alliage	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Notes
201.0			4,6	0,35	0,35				0,25	(a)
204.0			4,6		0,25					
A206.0			4,6	0,35	0,25				0,22	
208.0	3,0		4,0							
213.0	2,0	1,2	7,0					2,5		
222.0			10,0		0,25					
224.0			5,0	0,35						(b)
240.0			8,0	0,5	6,0		0,5			
242.0			4,0		1,5		0,20			
A242.0			4,1		1,4	0,20	0,20		0,14	
295.0	1,1		4,5							
(a) Contient aussi 0,7% d'argent (Ag)										
(b) Contient aussi 0,10% de Vanadium (V) et 0,18% de Zirconium (Zr)										

TABLE 1.3 – Compositions chimiques nominales des alliages d'aluminium de fonderie selon l'Aluminium Association (Serie 3xx.x)[17]

Alliage	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Notes
308.0	5,5		4,5							
319.0	6,0		3,5							
328.0	8,0		1,5	0,40	0,40					
332.0	9,5		3,0		1,0					
333.0	9,0		3,5		0,28					
336.0	12,0		1,0		1,0					
354.0	9,0		1,8		0,5					
355.0	5,0		1,25		0,5					
C355.0	5,0		1,25		0,5					(c)
356.0	7,0				0,32					
A356.0	7,0				0,35					(c)
357.0	7,0				0,52					
A357.0	7,0				0,55			0,12		(c,d)
359.0	9,0				0,6					
360.0	9,5				0,5					
A360.0	9,5				0,5					(c)
380.0	8,5		3,5							
A380.0	8,5		3,5							(c)
383.0	10,5		2,5							
384.0	11,2		3,8							
B390.0	17,0		4,5		0,55					
(c) Pour ces alliages, les niveaux d'impuretés sont inférieurs aux alliages du même nom.										

La série 4xx.x contient des alliages qui ont le Si comme unique élément d'alliage principal, son taux varie entre 5,2% et 12,0%. La microstructure de ces alliages est déterminée essentiellement par l'eutectique Al-Si ainsi que par les phases intermétalliques

TABLE 1.4 – Compositions chimiques nominales des alliages d'aluminium de fonderie selon l'Aluminium Association (Series 4xx.x, 5xx.x, 7xx.x et 8xx.x)[17]

Alliage	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Notes
413.0	12,0									
A413.0	12,0									
443.0	5,2									
B443.0	5,2									(c)
C443.0	5,2	(e)								
A444.0	7,0									
512.0	1,8				4,0					
513.0					4,0			1,8		
514.0					4,0					
518.0					8,0					
520.0					10,0					
535.0				0,18	6,8				0,18	(f)
705.0				0,5	1,6	0,30		3,0		
707.0				0,50	2,1	0,30		4,2		
710.0			0,5		0,7			6,5		
711.0		1,0	0,5		0,35			6,5		
712.0					0,58	0,5		6,0	0,20	
713.0			0,7		0,35			7,5		
771.0					0,9	0,4		7,0	0,15	
850.0			1,0				1,0			(g)
851.0	2,5		1,0				0,50			(g)
852.0			2,0		0,75		1,2			(g)

(c) Pour ces alliages, les niveaux d'impuretés sont inférieurs aux alliages du même nom  
(e) Contient un taux de fer plus élevé que 443 et 443 (jusqu'à 2,0%)  
(f) Contient 0,005% Be et 0,005% B  
(f) Contient 6,2% Sn

du fer, inévitables vu que le fer est une impureté naturelle de l'aluminium.

Les alliages Al-Mg de la série 5xx.x contiennent entre 4,0% et 10% de Mg et sont généralement des alliages binaires monophasés, ils sont utilisés pour leur excellente résistance à la corrosion, on les retrouve notamment dans les canettes [16].

La série 7xx.x contient des alliages Zn-Mg avec un taux de Zn qui varie entre 3.0% et 7,5%, et entre 0,35% et 2,1% Mg. Ce sont des alliages à vieillissement naturel, ils atteignent leur résistance optimale au bout de 20 à 30 jours à température ambiante[16].

Les alliages de la série 4xx.x ont comme principal élément d'alliage l'étain (Sn). Il s'agit d'alliages développés pour être utilisés dans les roulements à billes, ils contiennent aussi des petites teneurs de bismuth (Bi), plomb (Pb) et cadmium (Cd) pour une meilleure machinabilité. L'aluminium et l'étain sont complètement immiscibles, l'étain se retrouve donc en suspension dans l'aluminium[16].

Une agitation mécanique est nécessaire pendant le moulage pour éviter la ségrégation par gravité due à la différence de densité entre les deux éléments.

### **1.2.5 Familles d'alliages d'aluminium de fonderie et leurs propriétés :**

#### **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 Cu4MgTi, et T6 pour l'alliage Al Cu4Ti, 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.[34]

#### **Alliages AlSiMgTi**

Une teneur croissante en silicium favorise les propriétés de fonderie des alliages de la série 4xx.x. Elle augmente en particulier leur aptitude à la coulée de pièces minces et étanches, mais défavorise l'usinabilité et l'aptitude au traitement d'anodisation 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'anodisation de protection, mais non de décoration. L'alliage de ce groupe, Al Si2MgTi, 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.

#### **Alliages AlSi7Mg**

Ce sont des alliages à hautes propriétés mécaniques. La teneur en silicium, moyenne, permet l'obtention d'excellentes propriétés de fonderie, et la teneur en magnésium rend possibles les traitements thermiques T6 ou T64. On peut obtenir ainsi des degrés de durcissement variables et donc des compromis intéressants entre charge de rupture et limite d'élasticité d'une part, et allongement d'autre part. Les alliages Al Si7Mg0,3, et Al Si7Mg0,6, à cause de leur faible teneur en impuretés, sont les deux alliages les plus utilisés pour des applications où l'on recherche d'excellentes propriétés mécaniques

associées à des pièces de forme complexe. Citons par exemple les pièces pour l'industrie aéronautique, les roues de voitures, les pièces de suspension, les culasses de moteurs turbo Diesel fortement sollicitées...etc.

### **Alliages 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 Si9Mg est un alliage de 1<sup>ère</sup> fusion, les quatre autres sont des alliages de second 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

### **Alliages 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-Al Si9 sont utilisées en moulage sous pression, la dernière variante présentant des allongements importants à cause des impuretés en faible teneur.

### **Alliages AlSi5Cu**

Les alliages EN AC-AlSi6Cu4, EN AC-AlSi5Cu3Mg, EN ACAiSi5Cu3Mn et EN AC-AlSi5Cu3 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)

### **Alliages 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 2nd 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. 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 AC-AlSi9Cu1Mg 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.

### **Alliages 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.

### **Alliages 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.

## Alliages 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.

### 1.2.6 Effet des éléments d'addition :

L'aluminium est relativement malléable par rapport à d'autres matériaux, et il est bien adapté pour des applications de formage des métaux. Dans sa forme pure, cependant, l'aluminium est doué d'une faible résistance ; pour cette raison, il est généralement allié à d'autres éléments d'alliages. Un certain nombre de métaux peut être allié avec l'aluminium, mais seulement quelques-uns sont utilisés comme des éléments d'alliage majeurs dans les alliages à base d'aluminium commerciaux ; d'autres sont utilisés en tant que suppléments aux éléments d'alliage pour l'amélioration des propriétés de l'alliage et ces caractéristiques. Les effets de ces additifs sur les propriétés des alliages d'aluminium dépendent de chacun des éléments et des quantités ajoutées, ainsi que sur leur interaction avec l'aluminium et les uns avec les autres.

Les principaux ajouts sont principalement utilisés pour le renforcement des propriétés mécaniques, tandis que d'autres éléments sont utilisés pour obtenir une microstructure spécifique, une taille de grain plus fine, la recristallisation à température critique, ou bien de bloquer les effets nocifs de certaines impuretés.

**Silicium** Le Silicium est l'élément d'addition le plus important dans les alliages d'aluminium de fonderie. L'effet fondamental du silicium est l'amélioration des propriétés de fonderie. L'addition de Si augmente de manière très significative les propriétés tel que la fluidité, la résistance à la fissuration à chaud, le remplissage du moule et réduit le coefficient d'expansion thermique.

Pour les moulages à faible vitesse de solidification, des compositions avec 5% à 7% Si sont utilisées, pour les moules permanents, 7% à 9 et pour le moulage sous pression de 8% à 12%. [16]

La solubilité du silicium dans l'aluminium est assez faible (1,65% à 575 °C) ce qui fait que cet élément forme un eutectique avec l'aluminium. Si le taux de Silicium dépasse un certain pourcentage (12,5% pour l'alliage binaire) des phases polygonales de silicium primaire se forment.

Le Silicium se combine avec le Mg pour former la phase  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si qui se précipite après le traitement thermique et a un effet positif sur les propriétés mécaniques. Le Si se combine aussi avec le Fer pour former les phases intermétalliques  $\alpha$ -Fe, et  $\beta$ -Fe.

**Cuivre** Le cuivre améliore la résistance et la dureté dans les conditions brutes et traitées, mais a un effet négatif sur l'élongation et la résilience surtout dans l'état traité thermiquement, cela est dû à la ségrégation de la phase  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu.[20][13] L'ajout du Cu baisse aussi le SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing)[27]

Un haut niveau de cuivre peut augmenter le nombre de microporosités et par conséquent baisser la résistance.[20]

Il a aussi été trouvé que le cuivre augmente la taille des particules de Si[1]

**Magnésium** Le Magnésium est l'élément durcissant principal pour les alliages Al-Si, essentiellement après le traitement thermique, il a un effet positif sur toutes les propriétés mécaniques, et la cause est la précipitation de la phase  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si. La plupart des alliages Al-Si ont des teneurs en magnésium entre 0,07% et 0,4%.[16]

L'augmentation du taux de magnésium favorise la formation de la phase Q qui est plus difficile à dissoudre que  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu[2]

L'addition de Mg a aussi un effet sur le Si eutectique, et baisse la température de l'eutectique Al- $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu causant la ségrégation de la phase de cuivre, ce qui fait précipiter cette dernière sous forme de block au lieu de la forme eutectique.[24]

Le Mg fait aussi baisser le SDAS.[27]

Il existe aussi des alliages de fonderie Al-Mg qui sont utilisés pour des applications nécessitant un fini de surface brillant, ils affichent une excellente résistance à la corrosion et un bon compromis entre résistance et ductilité.[16]

**Fer** Le fer améliore la résistance à la fissuration à chaud et facilite le démoulage.[16], une haute teneur en fer augmente la résistance à la traction, mais affecte négativement l'élongation à la rupture.[5]

Généralement l'augmentation du taux de fer est accompagnée d'une baisse de duc-

tilité. Le fer forme de nombreuses phases intermétalliques qui améliorent la résistance, surtout à haute température, mais fragilisent la microstructure. Ces phases insolubles augmentent avec l'augmentation du taux de fer et causent une baisse des propriétés de moulage comme le remplissage du moule.[16]

**Zinc** L'addition de Zn n'a pas d'effets bénéfiques significatifs pour les propriétés mécaniques, mais comme le Fe et le Mn, c'est un élément inévitable pour les alliages de seconde fusion, ce qui fait qu'il est toléré dans ces alliages en des proportions importantes, jusqu'à 3% pour certains alliages de moulage sous pression ou par gravité.[16] Il a été trouvé que l'addition de Zn ajoutée au Sr modifie la taille de la phase  $\beta$ -Fe.[22] Il a été noté que la présence de Zn augmente le SDAS.[27]

### 1.2.7 Traitement thermique

La notion de traitements thermiques recouvre un ensemble d'opérations ayant pour but des transformations structurales effectuées sur les matériaux à l'état solide, sous l'influence de cycles de température convenablement choisis afin de leur conférer des propriétés particulières. La structure micrographique est liée aux procédés d'élaborations, mais surtout aux conditions dans lesquelles les procédés de mise en forme sont utilisés. Elle peut être profondément modifiée par des traitements thermiques. En effet, les modifications structurales apportées par les procédés de mise en forme sont parfois favorables aux propriétés (écrouissage par exemple), mais présentent la plupart du temps certains inconvénients que les traitements thermiques peuvent souvent effacer.

#### But du traitement thermique

La métallurgie de l'aluminium et de ses alliages offre une gamme de possibilités de recours à des pratiques de traitement thermique pour obtenir des combinaisons souhaitables de propriétés mécaniques et physiques.

Grâce à la sélection de caractère, il est possible d'obtenir des propriétés qui sont en grande partie responsables de l'utilisation actuelle des pièces moulées en alliage d'aluminium dans pratiquement tous les domaines d'application.

Grâce à la sélection du traitement, il est possible d'obtenir des propriétés qui sont en grande partie responsables de l'utilisation actuelle des pièces moulées en alliage d'aluminium dans pratiquement tous les domaines d'application. Le traitement thermique est utilisé pour décrire toutes les pratiques thermiques destinées à modifier la structure métallurgique des produits, et c'est de cette manière que les caractéristiques

physiques et mécaniques sont contrôlables.

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.
- Modifier résistance à la corrosion.
- Soulager les contraintes résiduelles.

La polyvalence de l'aluminium est reflétée par le nombre d'alliages qui ont été développés et utilisés dans le commerce. Une large gamme de combinaisons souhaitables de propriétés mécaniques et physiques peut être réalisée par le traitement thermique d'un grand nombre de ces alliages [11].

### **Mise en solution**

Pour être traités thermiquement et pour obtenir un durcissement par précipitations, les alliages doivent être composés d'éléments solubles en excès à la température ambiante. Ainsi, pour qu'un alliage d'aluminium contenant un élément allié quelconque soit traitable thermiquement, il faut que la solubilité à l'état solide de l'élément allié augmente avec la température (400 °C à 600 °C suivant les alliages considérés). La mise en solution se fait en chauffant et en maintenant assez longtemps le métal à haute température, pour laisser aux éléments le temps de se transformer en solution solide. Le temps requis dépend de plusieurs conditions : de l'alliage, de la grosseur de la pièce, de la méthode de coulée utilisée et de la microstructure. Par ailleurs, le principal critère déterminant la durée du traitement de la mise en solution, c'est qu'il soit suffisamment long pour permettre la dissolution des particules primaires formées durant la coulée et pour assurer la diffusion des éléments dans la matrice d'aluminium. Une fois la dissolution des éléments en solution solide complétée, la résistance mécanique de l'alliage ne tire plus aucun avantage à prolonger le temps de mise en solution, mais cela peut améliorer la ductilité.

La température de mise en solution dépend de chaque alliage. Il est plutôt difficile de trouver la température qui favorisera un maximum de solution solide, lorsque l'alliage est composé de plusieurs éléments. De plus, la température ne doit pas être trop élevée, pour éviter les zones fondues ou une surchauffe. De façon générale, il ne faut pas excéder la température de fusion de l'eutectique, tout en la maintenant plus élevée que la température de formation de la deuxième phase. Si la température est trop élevée

et qu'elle se trouve au-dessus de la température eutectique, le métal se fragilise car il y a apparition de zones fondues aux joints de grain. Le taux d'humidité dans le four peut aussi être un problème s'il est trop élevé. Cela peut provoquer de l'oxydation à haute température ou une certaine détérioration des pièces. L'hydrogène atomique, formé lorsque l'atmosphère humide du four réagit avec l'aluminium en surface, se diffuse dans le métal et se recombine en molécules dans les lacunes et autres porosités. Il y a alors la formation de cloches ou d'ampoules qui affaiblissent l'alliage. De très petites lacunes peuvent aussi être formées dans les alliages d'aluminium qui contiennent du magnésium. Les phases solubles contenant du magnésium ont tendance à laisser de très petites lacunes quand elles se dissolvent.

Lors de la mise en solution des alliages de fonderie, il se produit deux changements plus ou moins importants. Premièrement, la formation de précipités métastables, comme le  $\beta'$ -Mg<sub>2</sub>Si, provoque des micro contraintes qui conduisent à une baisse générale de la ductilité. Deuxièmement, la mise en solution provoque des changements dans la morphologie des cristaux de silicium. L'effet premier est l'arrondissement des coins des particules de silicium. La sphéroïdisation des particules est grandement accélérée par la modification au strontium.

## **Trempe**

Bien que la trempe soit une étape de très courte durée, elle a des effets très importants sur les propriétés finales. Une trempe qui n'est pas parfaite conduit lors du durcissement, à la précipitation du soluté sous des formes qui ne sont pas utiles. Cette étape consiste en un refroidissement plus ou moins rapide de l'alliage d'aluminium, à partir de la température de mise en solution jusqu'à la température ambiante. Le taux de refroidissement est choisi en fonction des propriétés désirées et du degré de durcissement structural voulu. L'abaissement rapide de la température permet d'obtenir, à la température de la pièce, une solution sursaturée en éléments alliés. Cela se produit, car les éléments en solution solide à haute température n'ont pas le temps de diffuser et restent donc emprisonnés dans la matrice en quantité excédant la composition à l'équilibre. La solution sursaturée en éléments alliés ainsi formée aura alors tendance à retourner vers l'équilibre par précipitation du ou des éléments alliés.

Le but de la trempe n'est pas seulement de retenir les éléments en solution solide, mais aussi de conserver un certain nombre de sites vacants dans la matrice.

De façon générale, plus le refroidissement est rapide, plus la résistance et la force des alliages sont élevées, car le nombre de lacunes sera d'autant plus important. Un faible taux de refroidissement permet aux lacunes de migrer vers des endroits libres et de s'annihiler. Par contre, un taux de refroidissement très rapide n'a pas que des avan-

tages. Un refroidissement trop rapide peut causer des distorsions ou des déformations dans les pièces et provoquer un très haut degré de contraintes internes. De plus, la ductilité baisse radicalement avec l'augmentation de la vitesse de refroidissement. Les différentes vitesses de refroidissement ont encore plusieurs autres effets. Un refroidissement rapide permet de minimiser la précipitation des atomes de soluté aux joints de grains ou sur des dispersoïdes. Ces atomes sont perdus, car ils ne participent plus au renforcement de l'alliage. D'un autre côté, un refroidissement plus lent peut améliorer la résistance à la rupture par corrosion de certains alliages.

Techniquement, il y a deux choses dont il faut tenir compte lors de la trempe. Premièrement, le temps utilisé pour le transfert des pièces du four jusqu'au milieu de trempe doit être le plus court possible. Les effets d'un transfert trop lent sont les mêmes qu'une diminution du taux de refroidissement moyen. Le délai acceptable dépend du milieu de trempe qui est utilisé. Un temps plus court est requis lorsque le refroidissement est moins sévère qu'une trempe à l'eau froide. Deuxièmement, le volume du milieu refroidissant doit être suffisant pour absorber efficacement la chaleur des pièces.

### **Milieus de trempe**

La majorité des trempes se produit dans l'eau. On peut contrôler le taux de refroidissement des trempes à l'eau en faisant varier la température de cette dernière. De plus, au moment de l'immersion, il est possible de contrôler la stabilité du film de vapeur qui se produit autour de la pièce. Ce film de vapeur ralentit aussi le taux de refroidissement.

On peut le stabiliser en ajoutant des additifs ou obtenir le même effet en abaissant la tension de surface. D'autres additions, comme le polyakène glycol (huile synthétique) forment un film isolant stable qui ralentit aussi le taux de refroidissement. Plus le film est épais, plus le taux de transfert de chaleur diminue. L'addition de ce polymère aide aussi à uniformiser le mouillage de la pièce et minimise ainsi la distorsion de la pièce. Le film ainsi créé doit résister à l'agitation durant la trempe.

L'agitation a un effet important, surtout lorsque la température de l'eau est supérieure à 60 °C.

Le refroidissement des pièces en aluminium lors de la trempe ne se produit pas complètement de façon homogène. La surface des pièces trempées dans un liquide subit plusieurs régimes différents de transfert de chaleur au cours du refroidissement.

Le refroidissement lors de la trempe à l'eau commence assez lentement, car il y a formation d'un film de vapeur isolant qui se développe autour de la pièce. Ce film de vapeur empêche l'eau de mouiller la surface et est caractérisé par un faible taux de transfert de chaleur. Il se produit ensuite une zone où le film de vapeur devient instable et où

il y a un mouillage intermittent qui se produit. Lorsque la température diminue, la couche de vapeur se désintègre et un mouillage permanent se produit. Dans cette zone, le transfert de chaleur devient très rapide et le reste jusqu'à la fin de la trempe.

La courbe de refroidissement de la trempe à l'air n'a pas ces variations de taux de refroidissement, elle montre plutôt un refroidissement quasi constant du début à la fin pièce.

### **Vieillessement artificiel**

Ce processus peut être très long, mais ce n'est pas le cas pour tous les alliages. Pour remédier à ce problème, un vieillissement artificiel est appliqué. Le vieillissement artificiel consiste à élever, pendant une durée suffisante, la température des alliages d'aluminium en solution solide afin d'améliorer et de stabiliser plus rapidement leurs propriétés. L'instabilité des alliages vient du fait que la solution solide sursaturée en éléments alliés, obtenue lors de la trempe, tend à retourner à l'état d'équilibre. Ce retour à l'état d'équilibre des alliages se fait d'autant plus rapidement que la température de vieillissement est élevée.

Les propriétés mécaniques augmentent avec le temps de vieillissement, jusqu'à un maximum, pour ensuite redescendre.

Le maximum des propriétés mécaniques des alliages d'aluminium est obtenu lorsque la solution solide contient des zones de Guinier-Preston et des précipités métastables correspondants aux états intermédiaires des précipités à l'équilibre. Les précipités stables ne se forment pas directement.

Il y a d'abord la formation de zones de Guinier-Preston. Ces zones GP, des petits amas d'atomes cohérents avec la matrice, sont en fait un enrichissement local de la solution solide en atomes de soluté. En augmentant le temps de vieillissement, la taille des zones GP augmente ainsi que la dureté de l'alliage. En poursuivant le vieillissement, les zones GP continuent de croître ; et les zones qui contiennent un pourcentage élevé en éléments alliés forment des phases plus grosses qui sont, en fait, les formes transitoires des précipités stables. Ces phases transitoires sont généralement cohérentes avec la matrice, et deviennent incohérentes lorsque leur taille augmente. Les propriétés mécaniques diminuent lorsque les précipités deviennent incohérents.

### **Précipitation dans les alliages à durcissement structural**

Le durcissement structural, résultant de la précipitation de fines particules de phases métastables ou stables, présente un intérêt pratique particulier ; à la fois parce qu'il permet d'atteindre un niveau important des caractéristiques mécaniques et aussi parce qu'il peut être ajusté et contrôlé par simple traitement de revenu. Ce dernier

peut être effectué soit sur demi-produits (avant découpage, usinage mécanique ou chimique...etc.), soit sur pièces finies (après mise en forme, assemblage, etc.)

Les propriétés mécaniques et la dureté des alliages d'aluminium à durcissement structural, sont liées aux changements de microstructure, notamment à travers la formation de zones GP ou de précipités de phases métastables. La précipitation est influencée conjointement par la nature des éléments d'addition et par le traitement thermique . Le processus de précipitation débute par la mise en solution des solutés dans l'aluminium. En portant l'alliage à une température supérieure à la température de solvus TS pendant une durée suffisante, on obtient une solution solide sursaturée en solutés et en lacunes. Cette sursaturation influence la cinétique de précipitation.

Au cours du maintien de l'alliage à une température constante (ou maturation), se forment des zones GP en grande densité. Ces dernières consistent en de petits amas d'atomes solutés qui introduisent des distorsions élastiques dans le réseau cristallin de l'aluminium et qui sont donc responsables du durcissement. Les atomes de soluté des zones GP se placent toujours aux nœuds du réseau de la matrice d'aluminium.

Si l'on fait subir ensuite à l'alliage un revenu à une température située entre 100 °C et 200 °C pendant une durée variable, la précipitation évolue par dissolution d'une partie ou de la totalité des zones GP et par formation de nombreux précipités de transition, de taille nanométrique, qui possèdent leur propre structure cristalline et chimique.

Le mécanisme de durcissement de l'alliage par précipitation implique la formation d'amas cohérents d'atomes de soluté c'est à dire que les atomes de soluté rassemblés dans un amas doivent avoir toujours la même structure cristalline que la phase du solvant. Ceci crée alors beaucoup de distorsion car les paramètres cristallins des précipités peuvent être légèrement différents de ceux de la matrice du métal. Conséquemment, la présence de ces particules de précipités procure une plus grande résistance en obstruant et en retardant le mouvement des dislocations. Dans les alliages d'aluminium pouvant subir un traitement thermique, on retrouve trois classes de particules de précipités : des précipités cohérents et semi-cohérents, lesquels sont la source du durcissement par précipitation et deux types de particules incohérentes : des particules grossières (> 1 micromètre), souvent associées aux impuretés contenant du fer et des fines particules intermétalliques ( 0.1 micromètre) résultant de l'addition d'éléments de transition. La taille des précipités et la distance entre eux ont une très grande influence sur les propriétés mécaniques de l'alliage

## Chapitre 2

### Solidification des alliages d'aluminium de fonderie et traitements thermique :

## 2.1 Microstructures 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.

### 2.1.1 Solidification :

Pour l'aluminium pur, la solidification se fait à température constante à 660 °C. Quand un second élément est ajouté à l'aluminium, il fait baisser la température de fusion (de solidification) c'est le cas du Si qui fait baisser le point de fusion de l'aluminium, et l'aluminium fait aussi baisser le point de fusion du Si. La composition avec la plus faible température de fusion est l'eutectique (12,6% Si pour l'alliage binaire). Au point eutectique se produit la réaction suivante :  $\text{Liq} \rightarrow \text{Al (solide)} + \text{Si (solide)}$

Suivant le diagramme de phase Al-Si (fig 2.2) on peut classer les alliages Al-Si en 3 catégories :

1. Les alliages hypo eutectiques : qui contiennent 5% à 10% Si
2. Les alliages eutectiques : avec 10% à 13% Si
3. Les alliages hyper eutectiques : Ces alliages contiennent plus de 13% Si

Pour un alliage Al-Si hypo eutectique, la première étape de la solidification est la formation des premiers cristaux d'aluminium contenant 1% Si, la solidification continue et la concentration du Si dans le métal liquide augmente car le Si est ségrégué et s'accumule dans la phase liquide, le diagramme de phase dit qu'à l'équilibre seulement 13% de silicium se trouve dans l'aluminium solide, les 87% restants sont dans le métal liquide qui entoure les cristaux d'aluminium solidifiés, et plus le Si s'accumule dans le liquide plus son point de fusion baisse. La ségrégation continue jusqu'au point où le liquide contient 12,6% Si pour refroidir à la température eutectique et former le mix eutectique Al-Si à la morphologie dendritique[29].

Pour les alliages hyper eutectique, une partie du silicium se précipite en premier et forme une phase primaire à la morphologie polygonale. La seconde phase à se former étant des petites fractions volumiques de dendrites d'aluminium, ensuite c'est la réaction eutectique qui prend place[32].

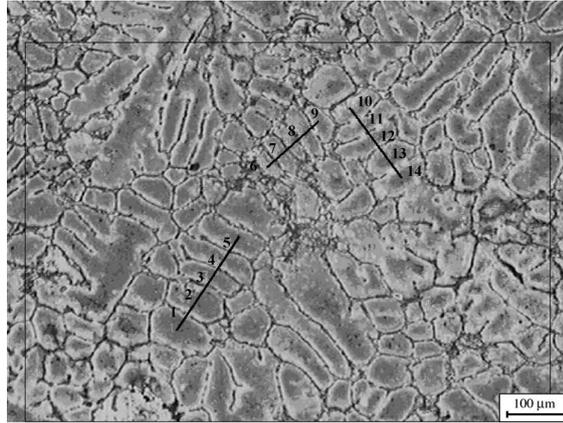


FIGURE 2.1 – Micrographie optique illustrant la mesure des espacements des bras dendritiques secondaires (SDAS)

[40]

### 2.1.2 SDAS :

Lors de la solidification de l'aluminium, des dendrites se forment à partir du métal liquide. L'espacement entre les bras de ces dendrites est contrôlé principalement par la vitesse de solidification. La mesure de l'espacement entre les bras dendritiques permet de donner une indication sur la vitesse de solidification de l'alliage.

Il existe au moins 3 mesures utilisées pour décrire le raffinement dendritique[16] :

- Dendrite Arm Spacing
- Dendrite Cell Interval
- Dendrite cell

L'espacement des bras dendritiques secondaires (SDAS) reste néanmoins la mesure la plus utilisée pour quantifier le raffinement microstructural et la vitesse de solidification. La valeur du SDAS est inversement proportionnelle à la vitesse de solidification, et un faible SDAS est préférable pour les propriétés mécaniques.

Puisque le SDAS dépend quasi exclusivement de la vitesse de solidification, ses valeurs varient en fonction du procédé de moulage, de 100  $\mu\text{m}$  à 1000  $\mu\text{m}$  pour le moulage en plâtre, 50  $\mu\text{m}$  à 500  $\mu\text{m}$  pour le moulage en sable, de 30  $\mu\text{m}$  à 70  $\mu\text{m}$  pour le procédé de moulage en coquille et de 5  $\mu\text{m}$  à 15  $\mu\text{m}$  pour le moulage sous pression.

Le SDAS influe sensiblement sur les propriétés mécaniques. Selon Ceschini et al.[6] son effet est important sur la résistance à la traction, la dureté et sur l'élongation à la rupture, mais son effet est négligeable sur la limite élastique.

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

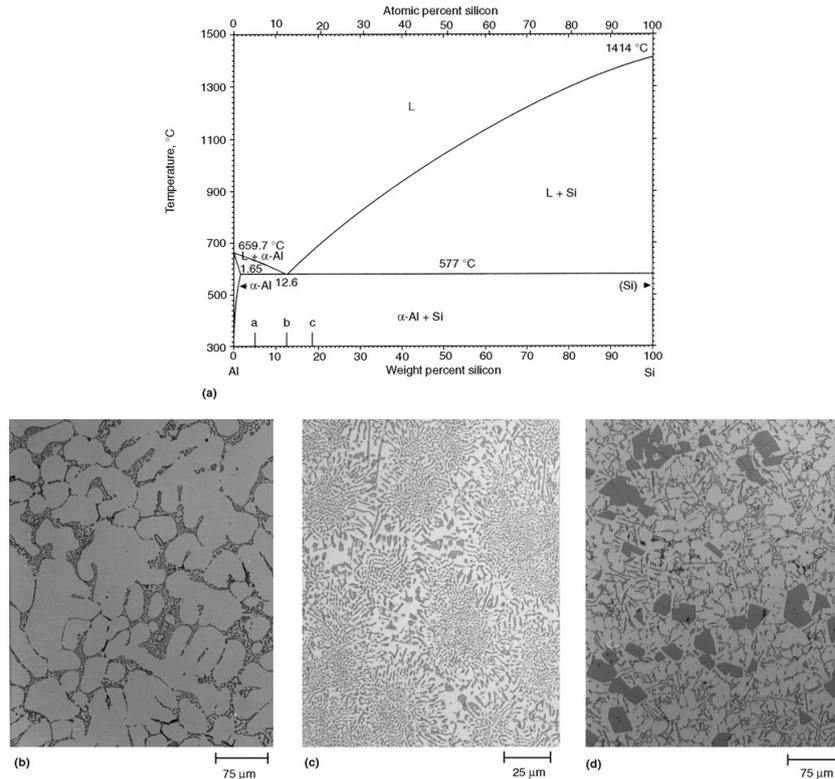


FIGURE 2.2 – (a) Diagramme d'équilibre Al-Si. (b) Microstructure d'un alliage hypo eutectique. (c) Microstructure d'un alliage eutectique. (d) Microstructure d'un alliage hyper eutectique ( $\times 150$ )[38]

façon homogène[37]

Le mode de rupture est lui aussi influencé par les valeurs du SDAS. Wang et al.[37] a trouvé que pour les grandes valeurs de SDAS ( $>50 \mu\text{m}$ ) la rupture se fait au niveau des joints de grains. Tandis que pour les faibles valeurs de SDAS, la rupture est intergranulaire et le mode de rupture est ductile, tandis que pour les alliages a SDAS élevé, la fracture se fait par cisaillement.

Le SDAS a aussi un effet sur la taille des phases intermétalliques de fer, car une grande vitesse de solidification laisse peu de temps aux composés intermétalliques de croître[8]. Cet effet sur la taille des composés intermétalliques est d'autant plus important quand le taux de Si est élevé[30].

### 2.1.3 Phases intermétalliques

#### Phases intermétalliques de Fer

Dans la production commerciale d'aluminium, le fer et d'autres impuretés sont inévitables, surtout lorsque des alliages recyclés sont utilisés, car la solubilité du fer dans

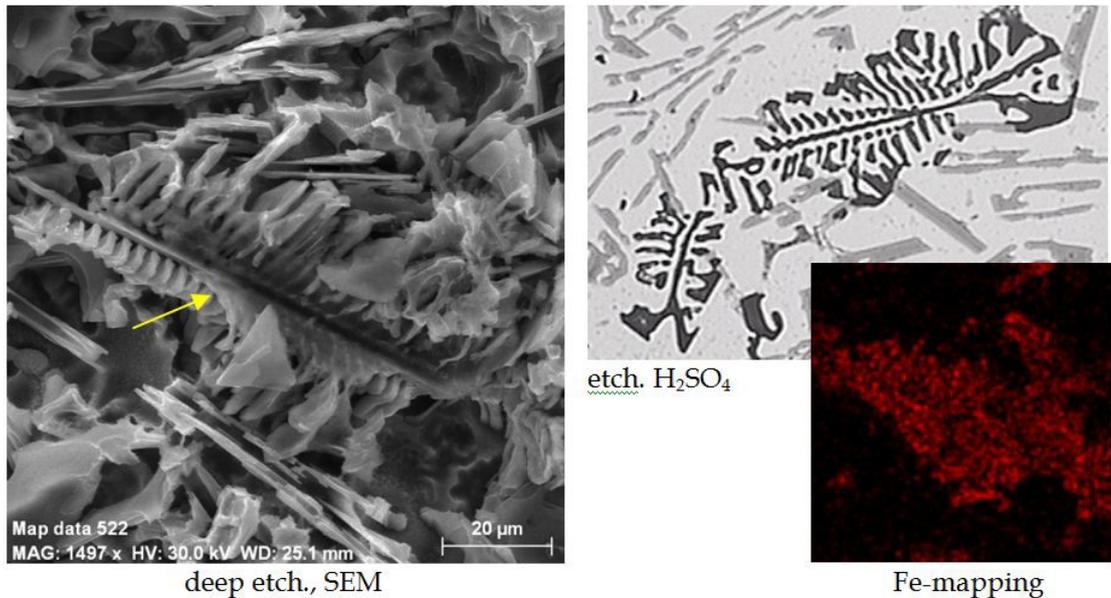


FIGURE 2.3 – Morphologie de la phase  $\alpha$ -Fe

l'aluminium liquide est élevée, conduisant à une éventuelle dissolution de pièces ferreuses quand elles sont en contact avec l'aluminium liquide. La solubilité solide du fer dans l'aluminium quant à elle est très faible, seulement 0,05% à 660 °C, et encore moins à température ambiante, ou en présence d'autres éléments d'alliages qui forment des composés avec le fer[18]. Ce qui fait que selon la température et la composition chimique du mix, ainsi que d'autres facteurs, le fer peut se précipiter en tant que composé intermétallique, avec différentes morphologies[39].

Plusieurs phases intermétalliques riches en fer ont été identifiées dans les alliages de fonderie Al-Si, parmi eux  $\alpha$  ( $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ , ou  $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ ,  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{Fe}_3\text{Si}$ ,  $\pi$ - $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ , et  $\delta$ - $\text{Al}_4\text{FeSi}$ [19]

Le fer est considéré comme l'impureté la plus préjudiciable aux propriétés mécaniques, principalement à cause de la formation du composé intermétallique fragile  $\beta$ -Fe[28]

### La phase $\alpha$ -Fe

La phase  $\alpha$ -Fe peut se trouver sous forme d'écritures chinoises si la phase se crée lors de la solidification eutectique, comme elle peut se trouver sous forme de polyèdres si elle se précipite comme phase primaire[18][26]

La présence d'éléments comme le chrome favorise l'apparition de la phase en polyèdre, appelée phase "*Sludge*", car le chrome comme le fer et le manganèse ont tendance à se ségréger au fond du bain ou des fours du maintien et forment des particules solides de la phase  $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Cr})_3\text{Si}_2$  (*Sludge*)[39]

Ces phases à la morphologie en polyèdres ont une dureté, un point de fusion et une

densité élevés comparés à la matrice  $\alpha$ -Al, elles agissent comme des points d'ancrage pour les inclusions lors du moulage, et finissent par endommager les outils durant l'usinage des pièces moulées, de plus elles limitent le flux de métal durant le moulage [39], ce qui les rend indésirables dans les alliages de fonderie.

De l'autre côté, la morphologie compacte sous forme d'écriture chinoise de la phase  $\alpha$ -Fe semble inhiber la propagation des fissures car entourée par une phase ductile, la matrice  $\alpha$ -Al[28]

La phase  $\alpha$ -Fe sous forme d'écritures chinoises se précipite lors de la solidification eutectique à partir de la phase "Sludge"[36][21], et forme un eutectique avec  $\alpha$ -Al, et quand  $\alpha$ -Al termine sa coalescence, la croissance de l'eutectique provoque la transition de la morphologie en polyèdres vers la morphologie dendritique [36].

La morphologie de cette phase dépend des concentrations en éléments d'addition et du Sludge Factor (SF).

Jorstad[15] a défini le Sludge Factor comme suit :

$$\text{Sludge Factor (SF)} = (1 \times \text{wt\%Fe}) + (2 \times \text{wt\%Mn}) + (3 \times \text{wt\%Cr}).$$

Plus la valeur de ce facteur augmente, plus la quantité des phases polyèdres augmente, ces phases commencent à apparaître lorsque la valeur du Sludge Factor atteint environ 1,25% [10][33][23]).

Les composés intermétalliques  $\alpha$ -Fe se précipitent sur les films d'oxydes, et les font couler sous leur poids, et limitent de ce fait les fissures dues aux oxydes dans les alliages d'aluminium de fonderie[4].

### **La phase $\beta$ -Fe :**

Les phases  $\beta$ -Al<sub>5</sub>Fe<sub>3</sub> 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[10].

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%[18].

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

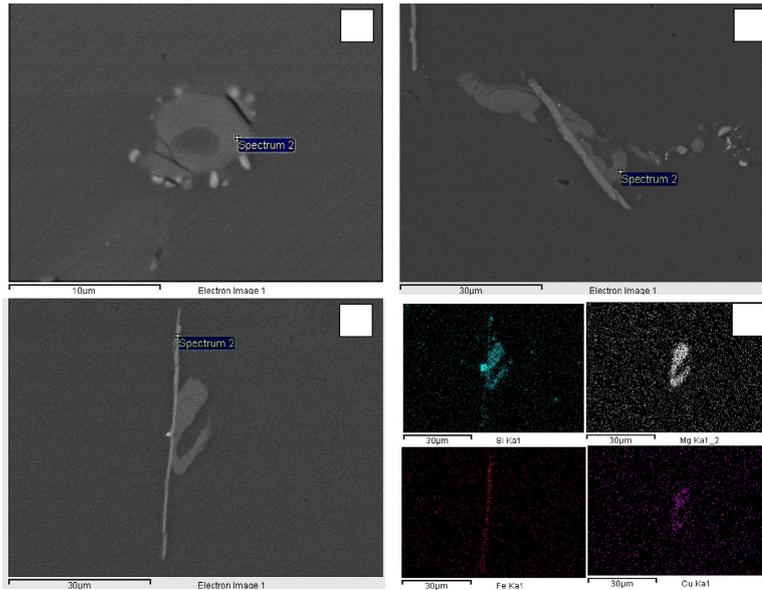


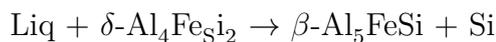
FIGURE 2.4 – Micrographies électroniques montrant (a) La phase  $\pi$ . (b)(c) la phase  $\beta$ -Fe et Q. (d) Mapping EDS[7]

et la ductilité des moulages[14].

Il y a eu pendant longtemps des incertitudes sur la structure cristalline de la phase  $\beta$ -Fe, Hwang et al[12] apporte la preuve finale qu'elle se cristallise dans un système orthorhombique.

L'augmentation de la teneur en fer change la séquence de précipitation de la phase  $\beta$ . A des 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 grosse plaquettes  $\beta$ -Fe binaires. Cette phase peut bloquer les canaux d'alimentation plus tôt, et causer des problèmes d'alimentation, et des porosités.[19][28]

Selon Samuel et al[26], la variation du ratio atomique Fe/Si dans les analyses des phases  $\beta$ -Fe qu'on trouve dans la littérature serait très probablement due a la transformation partielle de la phase  $\delta$  vers la phase  $\beta$  a travers la décomposition péritectique suivante :



Suivant cette réaction, les particules de la phase  $\delta$  commencent leur transformation en phases  $\beta$  dans des conditions de refroidissement hors-équilibre avec de faibles temps de solidification, et un taux élevé de Si dans l'alliage. Seuls les particules de phase  $\delta$

très fines peuvent finir complètement la décomposition péritectique, car la réaction est entièrement contrôlée par la diffusion du silicium hors de la phase  $\delta$ , ce qui est généralement lent, surtout lorsque la teneur en Si est élevée.

Dans le cas de larges particules de phase  $\delta$ , la réaction s'épuise avant son achèvement, résultant en la formation de particules semi composées/semi précipités  $\delta$ - $\beta$ [26]

Les phases  $\beta$ -Fe sont connues pour être préjudiciables pour les propriétés mécaniques, cela est dû 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[9][31][10]. La précipitation de la phase  $\beta$ -Fe bloque les canaux d'alimentation du réseau inter-dendritique plus tôt[28].

Différentes mesures sont prises pour neutraliser l'effet nuisible de la phase  $\beta$ -Fe, parmi elles[18]

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 [18] [14] [25], 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% [28]

L'augmentation du taux de Si aide à supprimer les grossières phases  $\beta$ -Fe [19]

Des éléments d'addition sont utilisés pour éviter la formation de ces phases  $\beta$ -Fe, ou pour diminuer leurs effets sur les propriétés mécaniques. Le manganèse est l'élément le plus utilisé, il permet d'obtenir la phase  $\alpha$ -Fe sous forme d'écritures chinoises au lieu de la phase  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ . Un rapport  $\% \text{Fe} / \% \text{Mn} = 2/1$  est idéal pour avoir le maximum de  $\alpha$ -Fe et le minimum de  $\beta$ -Fe [28]

Le Mg quant 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 (sympathetic nucleation) en empoisonnant les sites de germination des aiguilles  $\beta$ -Fe[25][18].

La modification au phosphore quant à elle encourage la formation de  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$

## La phase $\pi$

Lorsque l'alliage contient du magnésium, la phase intermétallique  $\pi$ -Fe se forme avec une morphologie dendritique et une stœchiométrie proche de  $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$

La phase  $\pi$  se forme suivant deux réactions :

1. comme le résultat de la transformation de la phase  $\beta$  en une phase  $\pi$  a travers une réaction péritectique ( $\text{L} + \text{Al}_5\text{FeSi} \rightarrow \text{Al} + \text{Si} + \text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ )
2. comme le résultat d'une réaction eutectique quaternaire a la fin de la séquence de solidification ( $\text{L} + \text{Al} + \text{Si} + \text{Mg}_2\text{Si} \rightarrow \text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ )[9]

Après le traitement thermique, la phase  $\pi$  se décompose en de fine aiguilles de la phase  $\beta$ -Fe[9]

## Chapitre 3

**Partie expérimentale : Effet du vieillissement naturel des alliages d'aluminium de fonderie :**

### **3.1 Problématique :**

Dans l'industrie mécanique, le moulage est le procédé de fabrication de pièces mécanique le plus répandu en vue des avantages qu'ils confèrent à l'industrie de part la possibilité de fabriqué des pièces de forme complexe ainsi que la production en grande série. L'alliage d'aluminium sont très utilisés en fonderie pour fabriquer des pièces pour plusieurs industries majeurs à l'instar de l'industrie automobile et de l'aéronautique. Cependant, les pièces brutes issues de la fonderie possèdent des propriétés mécaniques assez faible pour être soumis à des contraintes majeure surtout dans des secteurs très sensible telles que le transport aérien.

Néanmoins, les traitements thermiques aux alliages d'aluminium de fonderie améliore largement les propriétés mécanique ce qui permet de rendre les alliages d'aluminium de fonderie très bon mécaniquement pour n'importe quel usage souhaité.

### **3.2 Introduction :**

Ce chapitre fournira tout les détails sur la procédure expérimentale , l'élaboration des alliages d'aluminium et leurs historique de fabrication . la procédure de fusion et de coulée sera notamment expliqué dans le détail.

Je reviendrai dans ce chapitre sur les techniques de caractérisation micro-structurale (La mesure du SDAS), ainsi que les moyens utilisé pour mesurer la micro-dureté.

Tous les codes des échantillons élaborés et étudiés dans ce travail sont mentionnés dans le tableau 3.1, les mêmes codes seront utilisés dans les chapitres suivants.

### **3.3 Elaboration des alliages d'aluminium Al-Si-Cu-Mg-Zn :**

Dans le cadre de ces recherches sur les alliages d'aluminium de fonderie de le Dr Nemri Yacine, à élaborer différents alliages d'aluminium en faisant varier le taux du Silicium (S) dans le premier groupe, le taux du Cuivre (C) dans le second groupe, ainsi que les taux du Magnésium (M), et du Zinc (Z) dans le but d'obtenir 4 groupes d'alliages comme le montre la figure 3.1 :

L'élaboration a démarré par un alliage commercial dont la composition est détaillée dans le tableau 3.1 auquel des lingots d'aluminium pur , des lingots de Zinc, un alliage Mg-5% Al, un alliage mère Al-25% Si et du Cuivre pur. Pour obtenir toutes les compositions souhaitées voir 3.1.

Pour la fusion, un four à gaz muni de creusets en graphite a été utilisé (3.2). Les

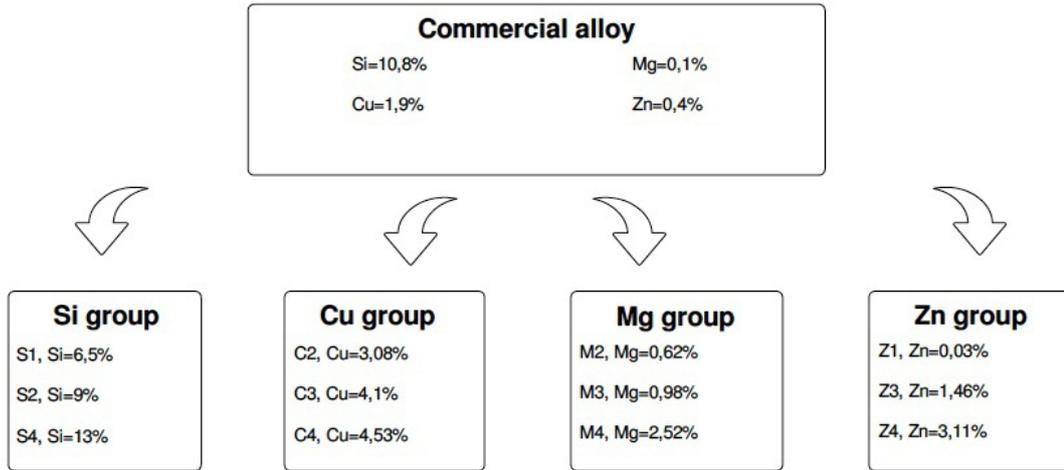


FIGURE 3.1 – Schéma montrant les différents alliages élaborés



FIGURE 3.2 – Four utilisé pour la fusion

alliages de la série S (S1, S2, S3 et S4) ont été obtenus en mélangeant l’alliage commercial, et l’alliage mère Al-25% Si, ainsi que l’ajout de 0,4% de Zn. Pour les alliages de la série C (C1, C2, C3 et C4), du Cuivre et du Zinc ont été ajoutés à l’alliage commercial.

Un alliage Mg-5% Al a été ajouté à l’alliage standard pour obtenir les alliages de la série M (M1, M2, M3 et M4) et 0,4% de Zn ont été ajouté à chacun des alliages. Pour obtenir les alliages de la série Zn, du Zinc pur a été ajouté à l’alliage.

Toutes les compositions ont été contrôlées en utilisant un spectromètre à émission optique de marque GNR SpectroLab Plus la figure 3.3 Les compositions finales sont listées dans le tableau 3.1

La fusion a été faite à température contrôlée de 750 °C dans des creusets en graphite, la procédure de fusion a eu lieu comme suit :



FIGURE 3.3 – Spectromètre à émission optique GNR Metal Lab Plus

- Chauffage des creusets jusqu'à la température de 750 °C.
- Ajout de l'alliage commercial préalablement découpé en petits morceaux à partir de lingots.
- Après la fusion de l'alliage commercial, les éléments d'addition cités précédemment ont été ajoutés.
- A la fusion totale du mélange, la température du métal liquide est vérifiée à l'aide d'un thermocouple, une fois la température de 750 °C atteinte, on procède au dégazages des alliages en injectant de l'argon pur et sec dans le métal liquide.
- Avant la coulée, la composition chimique est contrôlée à l'aide du spectromètre, et la surface de l'aluminium liquide est nettoyée pour enlever les scories.

Dans le cadre de mon étude sur les effets du vieillissement naturel sur les alliages d'aluminium de fonderie sous différents procédés de moulages, un alliage de chaque famille a été choisi pour réaliser mon étude voir le tableau 3.2 suivant :

### 3.4 Procédés de Moulage :

L'étude s'est basé sur plusieurs procédés de moulage qui ont été utilisés sont :

TABLE 3.1 – compositions chimiques des alliages élaborés

Code	Si	Cu	Fe	Mg	Mn	Cr	Zn	Fe/Mn	Sludge Factor	Sludging
S1	6,5	2	0,658	0,1	0,262	0,017	0,42	2,51	1,233	No
S2	9,0	2	0,654	0,1	0,27	0,017	0,4	2,42	1,245	No
S3	10,8	1,9	0,71	0,1	0,289	0,027	0,4	2,46	1,369	Yes
S4	13,0	2	0,66	0,1	0,21	0,021	0,4	3,14	1,143	No
C1	10,8	1,9	0,71	0,1	0,289	0,027	0,4	2,46	1,369	Yes
C2	10,8	3,08	0,664	0,1	0,269	0,019	0,36	2,47	1,259	Yes
C3	10,8	4,1	0,681	0,1	0,274	0,018	0,36	2,48	1,283	Yes
C4	10,7	4,53	0,63	0,1	0,254	0,019	0,34	2,48	1,195	No
M1	10,8	1,9	0,71	0,1	0,289	0,027	0,4	2,46	1,369	Yes
M2	10,4	1,6	0,747	0,62	0,224	0,018	0,35	3,33	1,249	No
M3	10,4	1,6	0,74	0,98	0,23	0,024	0,35	3,22	1,272	Yes
M4	10,4	1,6	0,74	2,52	0,21	0,025	0,35	3,52	1,235	No
Z1	10,9	2	0,655	0,1	0,209	0,008	0,03	3,13	1,097	No
Z2	10,8	1,9	0,71	0,1	0,289	0,027	0,4	2,46	1,369	Yes
Z3	10,9	2	0,685	0,1	0,283	0,032	1,46	2,42	1,347	Yes
Z4	10,9	2	0,667	0,1	0,271	0,031	3,11	2,46	1,302	Yes

TABLE 3.2 – Compositions chimiques des alliages d'aluminium de fonderie utilisés

Code	Si	Cu	Fe	Mg	Mn	Cr	Zn	Fe/Mn	Sludge Factor	Sludging
S2	9.0	2	0.654	0.1	0.27	0.017	0.4	2.42	1.245	No
C3	10.8	4.1	0.681	0.1	0.274	0.018	0.36	2.48	1.2853	Yes
M2	10.4	1.6	0.747	0.62	0.224	0.018	0.35	3.22	1.272	Yes
Z1	10.9	2	0.655	0.1	0.209	0.008	0.03	3.313	1.097	No

- **S** :Sable vert
- **M** :Métallique
- **G** :Graphite

Le codage suivant sera utilisé pour tout le reste mon travail afin de distingué les échantillons des uns des autres.

La coulée de chaque alliages s'est faite de la manière sur les 4 alliages d'aluminium pour en extraire de chaque alliage 7 échantillons comme le montre la figure 3.4.

trois moules de différents types de matériaux ont été utilisés afin de varier la température de refroidissement de l'aluminium, on reviendra par la suite pour voir la différence.

Comme le montre la figure 3.4 la coulée s'est faite dans : une coulée moule en graphite (**G**), une coulée dans moule en sable vert (**S**), et cinq coulées en moule métallique (**M00**, **M01**, **M02**, **M03**, **M04**).

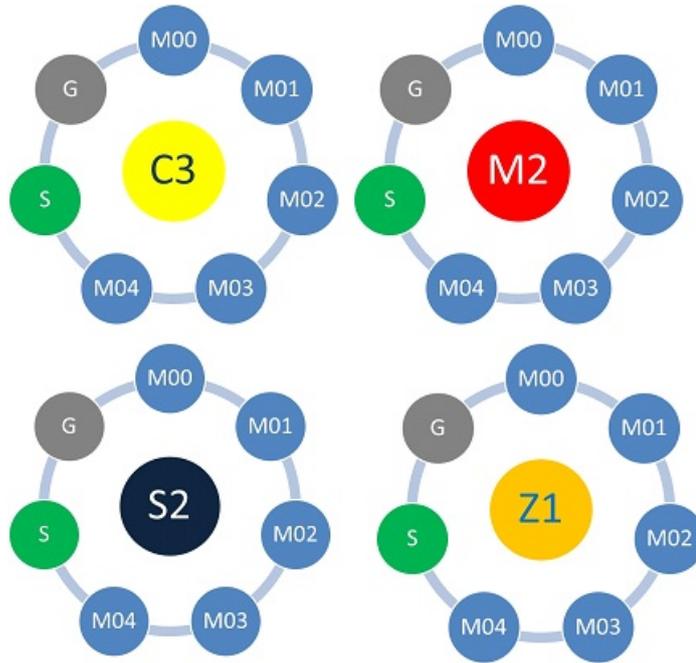


FIGURE 3.4 – Procédés de moulage de chaque alliage d'aluminium

### 3.4.1 Fabrication des moules :

#### Moule en graphite :

Le moule en graphite a été réalisé à partir d'un cylindre plein de 40mm de diamètre, un orifice de 20mm de diamètre a été effectué avec une fraiseuse verticale dans l'atelier d'usinage du département génie mécanique de l'université de Saâd Dahleb de Blida.

#### Moule métalliques :

La fabrication des moules métalliques a été réalisée dans un atelier d'usinage privée à l'aide d'une fraiseuse à commande numérique, les moules au nombre de cinq ont été usinés à partir d'un cylindre en Acier A60 de 40mm de diamètre et un orifice de 20mm de diamètre sur 10mm de profondeur a été effectué. voir figure 3.6

#### Moule en sable vert :

La fabrication des moules en sable vert a été réalisée en son intégralité en reprenant les procédés de moulage au sable de vert de l'élaboration du sable vert à la réalisation du modèle près à la coulée, cela s'est fait en trois importantes étapes :

**Le sable vert :** Les éléments qui composent le sable vert qu'on voit dans la 3.8 ont été récupérés de *L'entreprise Nationale des Fonderies Algériennes ALFEL, EL Har-*



FIGURE 3.5 – Moule en graphite avec un orifice de de 20mm de diamètre au milieu

*rach* les proportions m'ont été communiqué par le directeur de l'entreprise, suivant les proportions suivantes :

- Sable Siliceux.
- 12% en poids de Bentonite (Argile) voir 3.7
- 4% en poids noir minérale
- 4% à 6% en poids en eau.

*Les proportions en poids sont en pourcentage par rapport au poids de sable siliceux*

Le mélange s'est fait manuellement entre le sable siliceux et la bentonite initialement, l'ajout du noir minérale s'est fait en second lieu avant d'humidifier le tout graduellement à l'aide d'un vaporisateur jusqu'à en avoir un sable humide qui se solidifie à la force de compression de la main.

#### **Socle du moule :**

le socle du moule en sable vert ont été réaliser en bois à partir d'une planche découpé et assembler par des clous faisant forme rectangulaire pour contenir le sable comme le montre la figure 3.9

**Le modèle de la pièce :** Dans le désire d'avoir un échantillon de forme cylindrique de 20mm de diamètre et 10mm de hauteur, un échantillon en acier répondant à ces dimensions a été utilisé comme empreinte pour le moule en sable vert voir 3.9.

Le sable vert est tamisé afin d'éviter les impuretés qui risque de fragilisé le sable. la



FIGURE 3.6 – Moule métallique en acier A60 avec un orifice de de 20mm de diamètre au milieu



FIGURE 3.7 – Sable siliceux brut avant d'être mélangé avec la bentonite et le noir minéral



FIGURE 3.8 – Sable près à l'emploi et être compacté pour formé un moule



FIGURE 3.9 – Socle en bois du moule en sable de forme rectangulaire, avec son empreinte près à être rempli de sable de vert

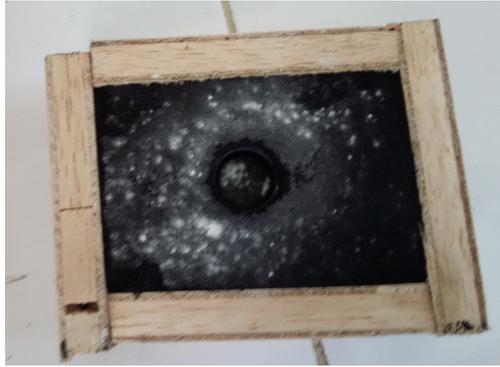


FIGURE 3.10 – Moule en sable vert utilisé pour la coulée des alliages d'aluminium



FIGURE 3.11 – Alliages d'aluminium avant d'être fondu

figure 3.10 montre le modèle du moule en sable près à la coulée

### **3.4.2 La fusion des alliages d'aluminium :**

Les alliages d'aluminium utilisés sont des éprouvette de tractions qui ont été utilisé initialement comme le montre la figure 3.11.

La fusion s'est faite à l'aide d'un four électrique à moufles Nabertherm voir la figure 3.12, La fusion s'est faite par un chauffage du four à 850°C avec un creuset en graphite, puis les débris d'alliages d'aluminium ont été ajouté comme le montre la figure 3.13

### **3.5 Traitement thermique :**

Le but de cette étude s'est concentré essentiellement sur les effets du vieillissement naturel qui se produit entre la trempe et le revenu artificiel (revenu).

Tous les traitements thermiques ont été réaliser grâce à deux fours à moufles Nabertherm identiques voir figure 3.13 Le traitement thermique réalisé consiste en une mise à 490°C pendant 7h, puis les échantillons ont été trempé à l'eau tiède à température ambiante 25°C. Les échantillons M01, M02, M03, et M04 ont été mis respectivement



FIGURE 3.12 – Four à moufle utilisé pour la fusion des alliages d'aluminium



FIGURE 3.13 – Mis à fusion des débris d'alliages d'aluminium dans un creuset en graphite

après 5 minutes, 30 minutes , 1H et 20h dans un four à 195°C pour un traitement de vieillissement de 4h30.

## **3.6 Métallographie :**

### **3.6.1 Préparation des échantillons :**

Pour les observations métallographiques les échantillons cylindriques ont été préparés à raison de 5 échantillons sur 7 au totale par alliage soient les échantillons suivants :

- G
- S
- M00 (coulée en moule métallique brut)
- M01 (traité thermiquement)
- M04 (traité thermiquement)

la préparation s'est faite en deux étapes :

#### **Usinage :**

L'usinage des échantillons s'est faite dans l'atelier d'usinage du départ génie mécanique de l'université de Blida voir figure 3.14 Un dressage des deux surfaces s'est fait avec un tour conventionnelle pour avoir deux surface parfaitement plane avec une vitesse de rotation lente et une grande lubrification afin d'éviter que l'échantillon ne soit affecté thermiquement

#### **Polissage :**

Les échantillons sont ensuite polis à l'aide d'une polisseuse et du papier abrasif (Sic 80 jusqu'au Sic 2000) au laboratoire de sciences des matériaux du département génie mécanique de l'université de Blida, Un polissage de finition est ensuite appliqué en utilisant des solutions d'alumine  $Al_2O_3$  de 50 micromètre.

### **3.6.2 Microscopie optique :**

Les échantillons polis et préparés ont été observés à l'aide d'un microscope optique Zeiss Axiovert 40MAT voir figure 3.16 avec un grossissement  $\times 50$  jusqu'à  $\times 1000$ . La mesure du SDAS (Secondary Dentrte Arm Spacing) s'est faite en analysant les images manuellement comme le montre la figure 3.17



FIGURE 3.14 – Dressage des échantillons à l'aide d'un tour



FIGURE 3.15 – Polisseuse électrique



FIGURE 3.16 – Microscope Optique Zeiss Axiovert 40MAT utilisé pour la mesure du SDAS

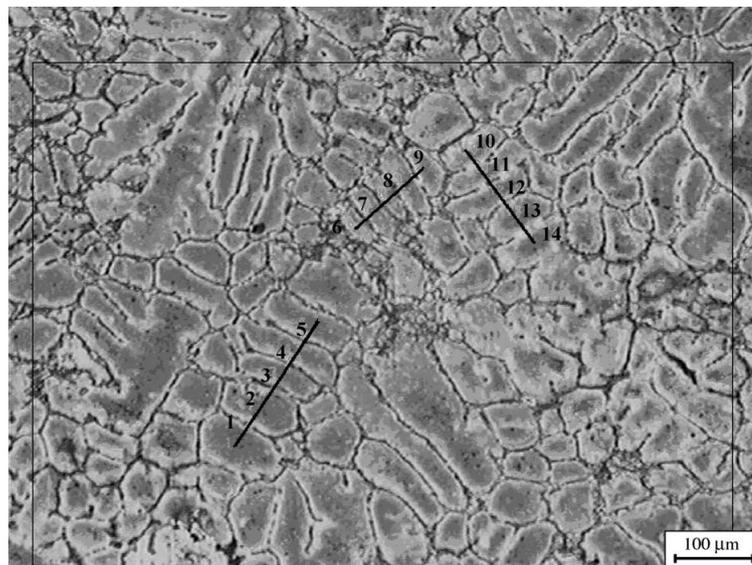


FIGURE 3.17 – Micrographie optique illustrant la mesure des espacements des bras dendritiques secondaires (SDAS)

[40]



FIGURE 3.18 – Microduromètre Mitutoyo HM-122

### 3.7 Microdureté :

La micro-dureté s'est mesuré à l'aide d'un microduromètre Mitutoyo HM-122 voir figure 3.18 au département de métallurgie de L'ENP d'Alger, avec une force de 0.2 kgf pendant un temps  $t=15(s)$

Un minimum de 5 indentations ont été faite sur chaque échantillon, les valeurs maximales et minimales ont été écarté et la moyenne des autres valeurs à été faite.

### 3.8 Résultats :

Dans cette partie on reviendra sur les mesures de microdureté et de mesure du SDAS qui ont été effectué

#### 3.8.1 Microdureté :

Alliage (S2) AlSi9Cu2MgZn :

Echantillon	Microdureté (Hv)
Sable	83.64
Graphite	97.15
M00	97,65
M01	102,95
M02	94,65
M03	97,25
M04	96,1

TABLE 3.3 – Microdureté de l'alliage (S2)

**Alliage (Z1) AlSi11Cu2Mg :**

Echantillon	Microdureté (Hv)
Sable	90.25
Graphite	94.1
M00	98,4
M01	118,9
M02	121,366667
M03	110,433333
M04	110,9

TABLE 3.4 – Microdureté de l'alliage Z1

**Alliage (M2) AlSi11Cu2Mg0,62 :**

Echantillon	Microdureté (Hv)
Sable	83.4
Graphite	99.2
M00	112,5
M01	129,1
M02	109,8
M03	88,3
M04	93,25

TABLE 3.5 – Microdureté de l'alliage M2)

**Alliage (C3) AlSi11Cu4MgZn :**

Echantillon	Microdureté (Hv)
Sable	78.46
Graphite	80.53
M00	81,1666667
M01	111,1333333
M02	108,9666667
M03	109,7333333
M04	106,2666667

TABLE 3.6 – Microdurté de l’alliage C3)

### 3.8.2 Evolution de la microdureté en fonction du temps vieillissement naturel :

La variation de la dureté en fonction du temps de vieillissement naturel est mis en évidence dans les graphes suivant pour chaque alliage.

Alliage (S2) AlSi9Cu2MgZn :

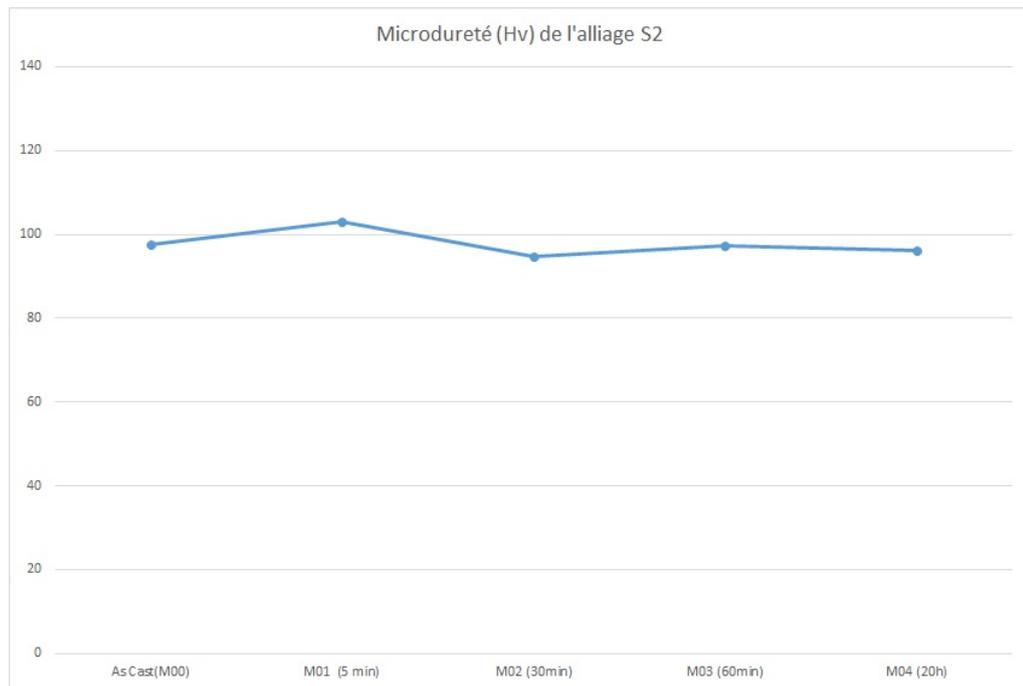


FIGURE 3.19 – Microdureté en fonction du temps de vieillissement naturel de l’alliage (S2)

Alliage (Z1) AlSi11Cu2Mg :

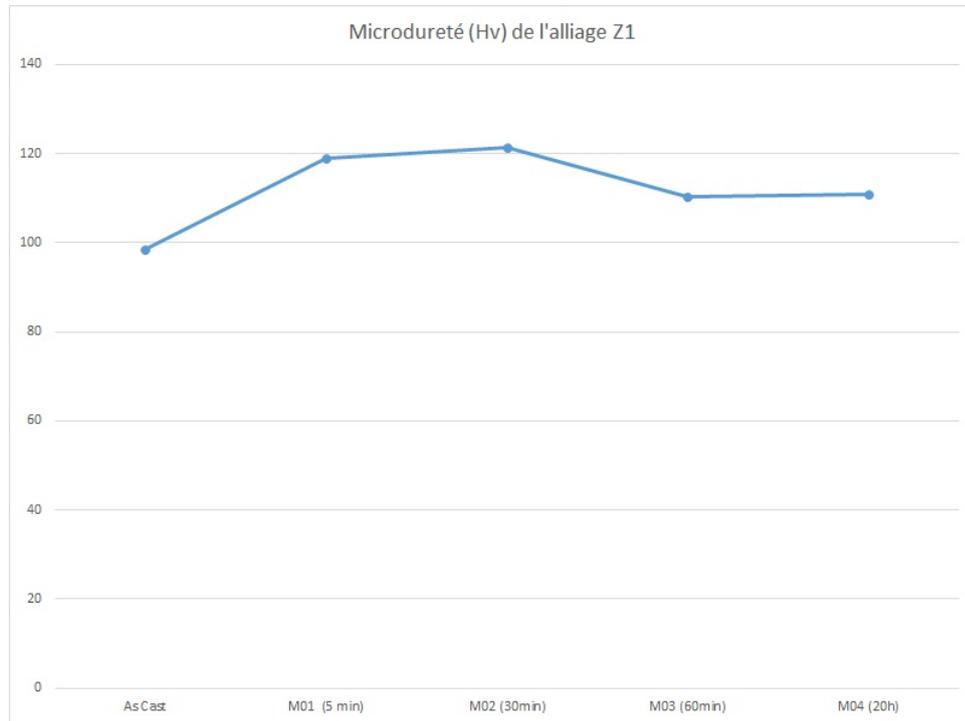


FIGURE 3.20 – Microdureté en fonction du temps de vieillissement naturel de l'alliage (Z1)

Alliage (M2) AlSi11Cu2Mg0,62 :

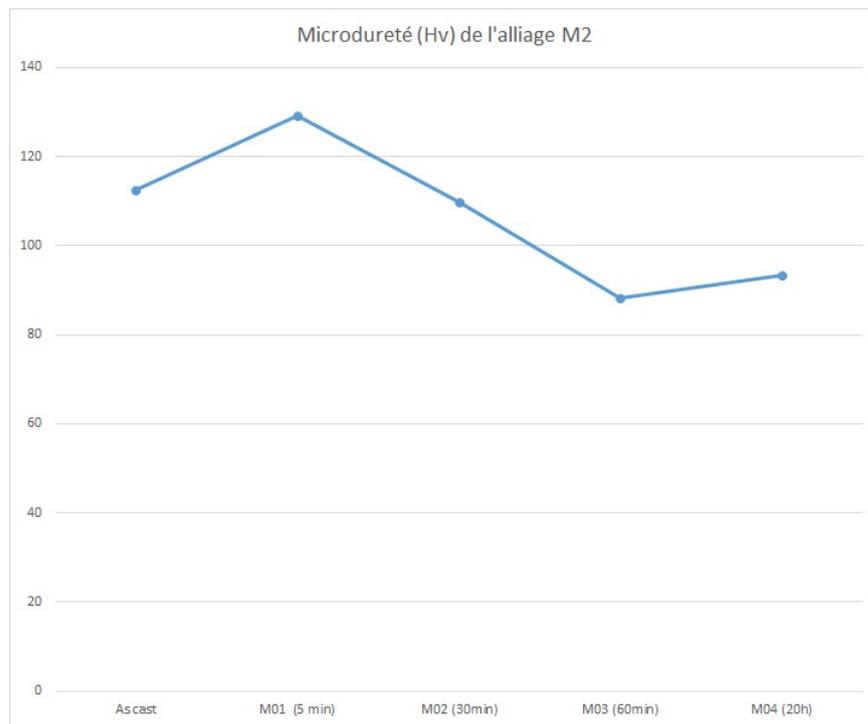


FIGURE 3.21 – Microdureté en fonction du temps de vieillissement naturel de l'alliage (M2)

### Alliage (C3) AlSi11Cu4MgZn :

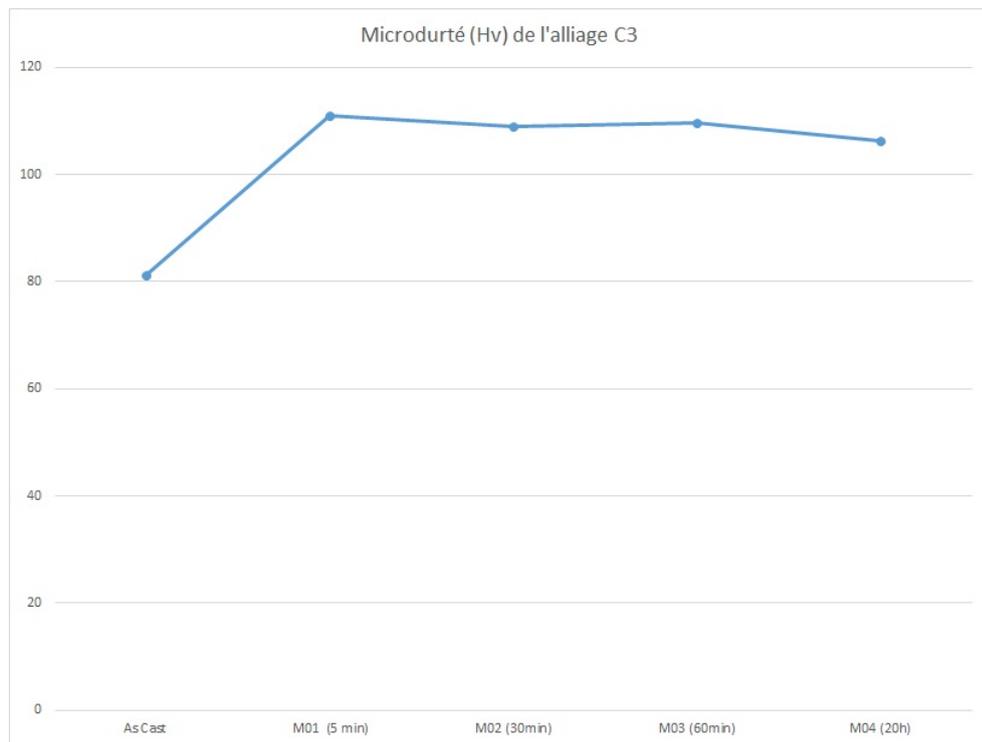


FIGURE 3.22 – Microdureté en fonction du temps de vieillissement naturel de l'alliage (C3)

### 3.8.3 Mesure du SDAS :

#### Alliage (S2) AlSi9Cu2MgZn :

Moule	SDAS ( $\mu m$ )
Sable	101
Graphite	97,15
Métale (M00)	95,8

TABLE 3.7 – Les valeurs du SDAS selon le procédé de moulage pour l'alliage (S2)

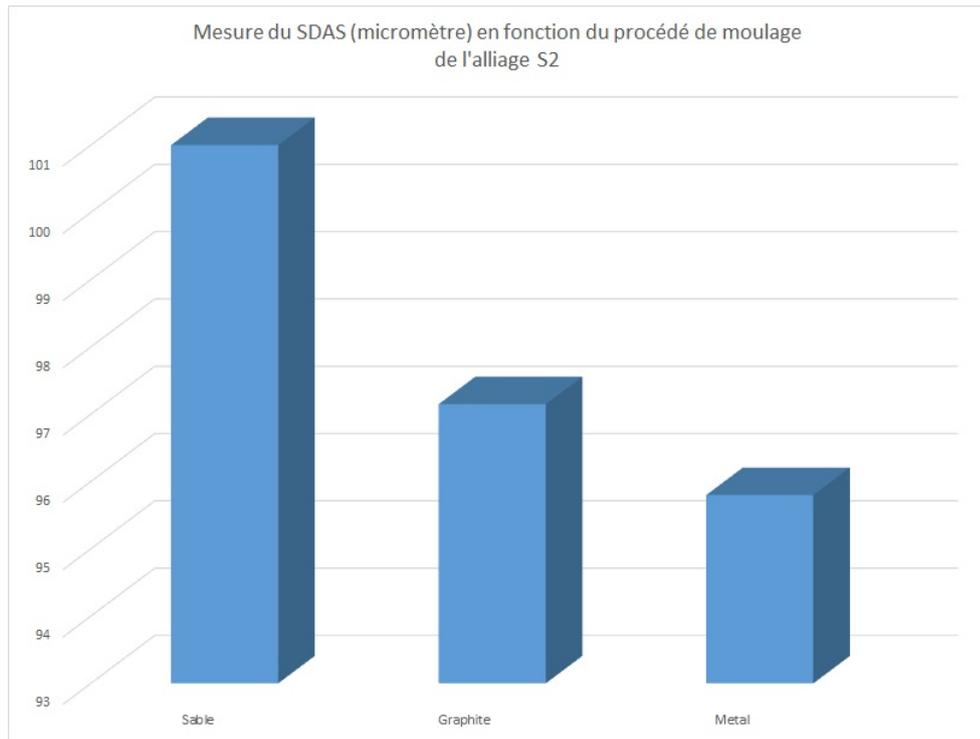


FIGURE 3.23 – Mesure du SDAS ( $\mu m$ ) en fonction du SDAS en fonction du procédé de moulage de l'alliage S2

Alliage (Z1) AlSi11Cu2Mg :

Moule	SDAS ( $\mu m$ )
Sable	90.25
Graphite	94,1
Métale (M00)	98,4

TABLE 3.8 – Les valeurs du SDAS selon le procédé de moulage pour l'alliage (Z1)

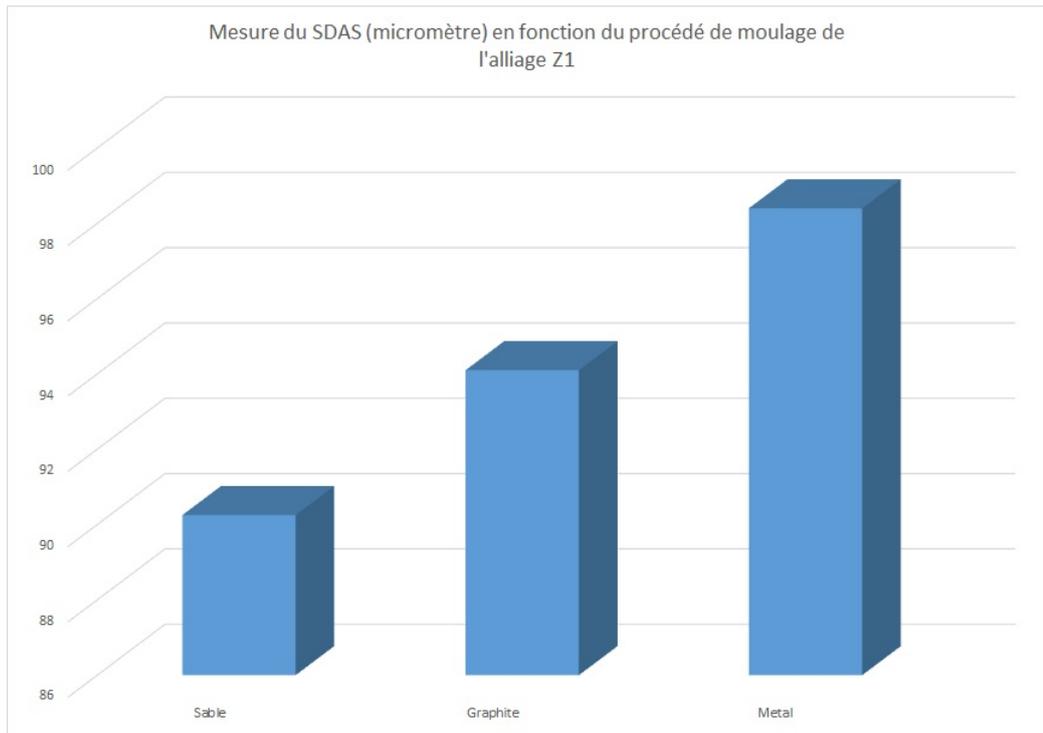


FIGURE 3.24 – Mesure du SDAS ( $\mu m$ ) en fonction du SDAS en fonction du procédé de moulage de l'alliage Z1

Alliage (Z1) AlSi11Cu2Mg :

Moule	SDAS ( $\mu m$ )
Sable	83,4
Graphite	99,2
Métale (M00)	112,5

TABLE 3.9 – Les valeurs du SDAS selon le procédé de moulage pour l'alliage (M2)

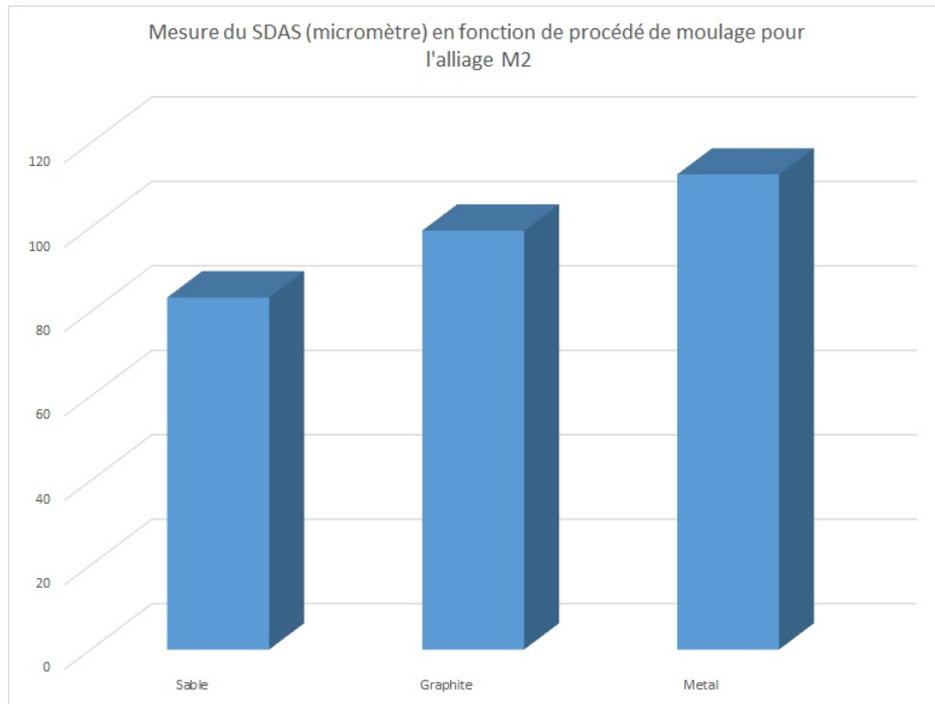


FIGURE 3.25 – Mesure du SDAS ( $\mu m$ ) en fonction du SDAS en fonction du procédé de moulage de l’alliage M2

**Alliage (C3) AlSi11Cu4MgZn :**

Moule	SDAS ( $\mu m$ )
Sable	107,37
Graphite	105,08
Métale (M00)	81,17

TABLE 3.10 – Les valeurs du SDAS selon le procédé de moulage pour l’alliage (C3)

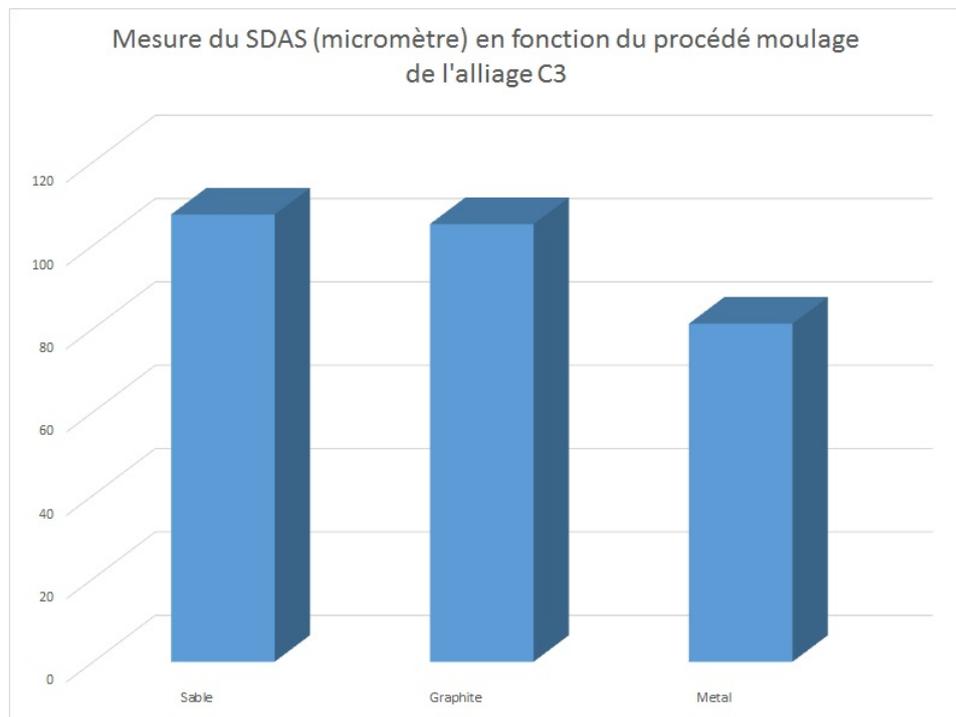


FIGURE 3.26 – Mesure du SDAS ( $\mu m$ ) en fonction du SDAS en fonction du procédé de moulage de l'alliage C3

## Chapitre 4

Interprétations des résultats et  
Conclusions :

## 4.1 Microstructure :

Pour les alliages brutes qui n'ont pas subi de traitement thermique on observe sur tous les échantillons une structure dendritique du Silicium eutectique (secondaire), les particules de Si ont une forme lamellaire / aciculaire, on note aussi la présence de quelques particules de la phase du silicium primaire à la forme polygonale sur les alliages M2, Z1 et C3 qui ont une composition proche de l'eutectique. (Voir figure 4.1)

L'espacement des bras dendritiques secondaire (*Secondary Dendritic Arm Spacing*

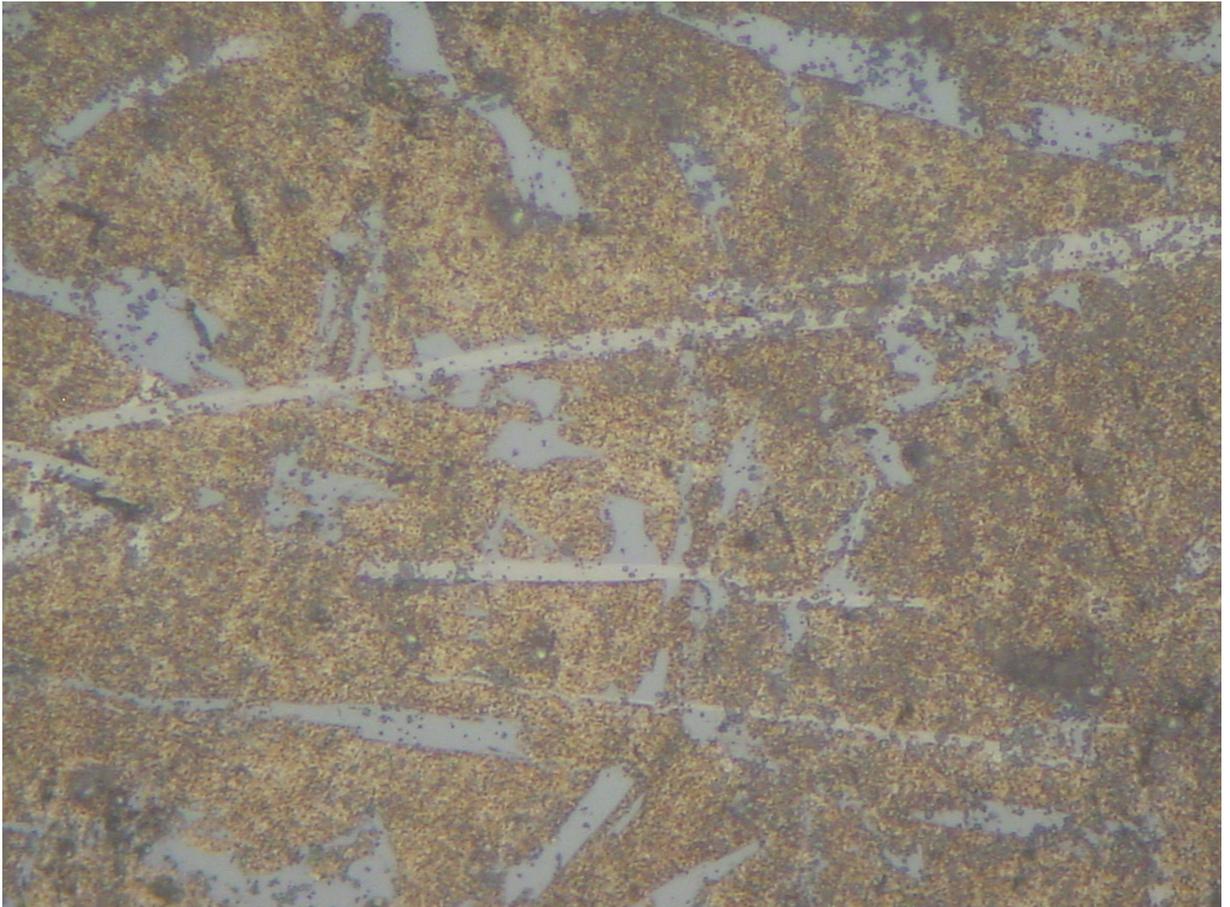


FIGURE 4.1 – Microscopie optique de l'alliage M2 moulé en sable avec un grossissement de x500

*SDAS*) varie selon la nature du moule, il est faible pour les échantillons coulés dans des moules métalliques et assez important pour ceux moulés dans le sable, pour les alliages coulés dans des moules en graphite le SDAS affiche des valeurs intermédiaires. La figure 4.2 montre la variation de l'espacement des bras dendritiques (SDAS) en fonction du procédé de moulage, ces variations sont prévisibles car le SDAS est inversement proportionnel à la vitesse de solidification. On observe aussi sur tous les alliages non traités la présence de phases intermétalliques comme  $Al_2Cu$ ,  $Mg_2Si$ ,  $\alpha - Fe$  et  $\beta - Fe$ . Cette dernière à la composition  $Al_5FeSi$  est reconnaissable par sa morphologie en aiguilles

de plusieurs dizaines de micromètres de longueur et est nuisible pour les propriétés mécaniques, quand à la phase  $\alpha - Fe$ , elle a la composition suivante :  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$  et peut se présenter sous forme d'écritures chinoises ou de polyèdres.

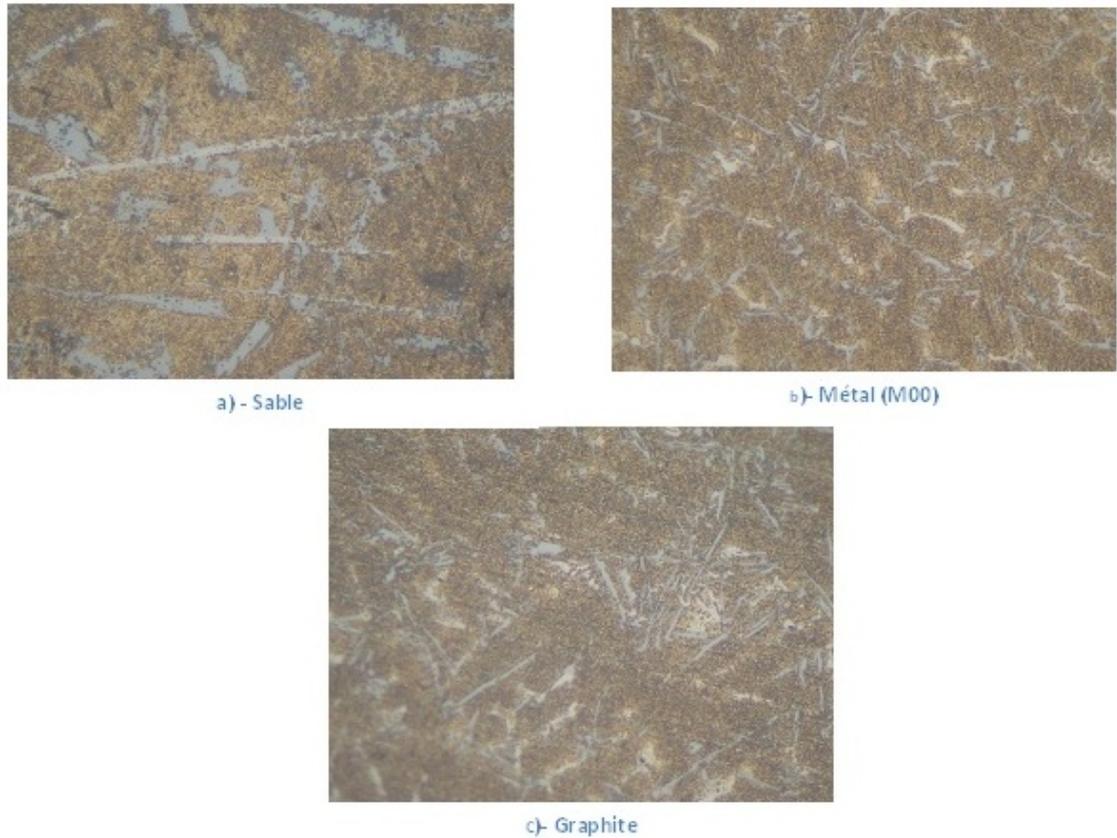


FIGURE 4.2 – Microscopie optique de l'alliage M2 moulé en a)-Sable(S) b)-Métal(M00) c)-Graphite (G) avec un grossissement de x500 sur les trois échantillons

Après le traitement thermique qui consiste en une mise en solution à  $490^{\circ}C$  pendant 7h suivi d'une trempe dans de l'eau tiède  $25^{\circ}C$ , puis d'un vieillissement à  $195^{\circ}C$  pendant 4h30, on observe une modification de la microstructure du silicium eutectique, les particules du Si se fragmentent et se sphéroïdisent après le Traitement thermique comme le montre la figure 4.3, la structure dendritique devient ainsi impossible à observer, et cela pour les 4 alliages étudiés. Le nombre de phases intermétalliques diminue après le traitement, mais d'autres phénomènes microstructuraux se produisent, notamment la précipitation de phases durcissantes métastables,  $\beta' - Mg_2Si$ ,  $\beta'' - Mg_2Si$ ,  $\theta' - Al_2Cu$  et  $\theta'' - Al_2Cu$ , mais ces précipités sont impossibles à observer au microscope optique.

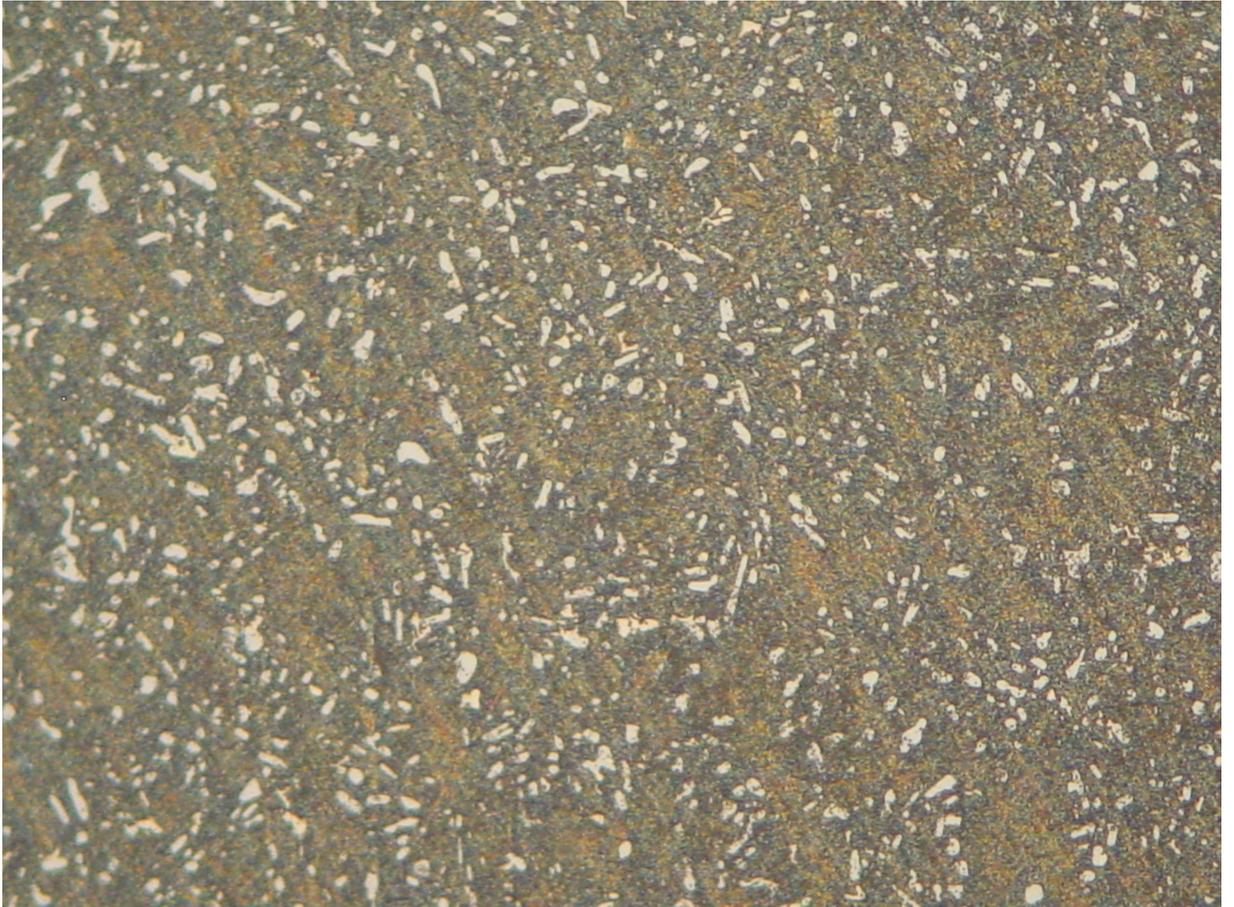


FIGURE 4.3 – Microscopie optique M1 de l’alliage Z1 après traitement thermique avec un grossissement x200 illustrant la sphéroïdisation des particules Si

## 4.2 Effet de l’espacement des bras dendritiques secondaires sur la microdureté :

Les figures 3.21 , 3.20 montrent la variation de la microdureté en fonction du matériau dont est composé le moule pour les quatre alliages étudiés. On constate pour les alliages M2 et Z1 que les échantillons coulés dans des moules métalliques ont une meilleure microdureté, suivi de ceux coulés dans le graphite, les alliages moulés en sable affichent les plus faibles valeurs.

Ces variations de microdureté sont dues à la différence de SDAS qui est directement influencé par la vitesse de solidification, le moule en acier a une meilleure conductivité thermique que le graphite ou le sable ce qui induit une vitesse de solidification plus importante et par conséquent un faible espacement des bras inter dendritiques secondaires. Ce raffinement microstructurale implique une augmentation de la dureté car les dislocations auront plus de défauts cristallins à cisailer ou à contourner.

Pour les alliages C3 et S2, comme le montre les figures 3.22 ,3.19 la tendance est

inversée, pour le S2 la tendance n'est pas significative et aucune conclusion ne peut être tenue à la lumière de ces résultats. Pour l'alliage C3 par contre la variation est plus significative et ceci peut être expliqué par la présence de la phase  $Al_2Cu$  d'équilibre qui est la principale responsable du durcissement de cet alliage à l'état brut, la solidification rapide empêche cette phase de se former en grande quantité ce qui donne des valeurs de microduretés plus faibles pour les alliages ayant eu une solidification rapide.

### **4.3 Effet du vieillissement naturel sur la microdureté :**

Après le traitement thermique on note une augmentation des valeurs de la microdureté pour tous les alliages que montrent les figures : 3.22, 3.21, 3.19, 3.20, cette augmentation est due à deux raisons principales : La fragmentation et la sphéroïdisation des particules de Si eutectique. La précipitation des phases métastables du Cu et Mg. En variant le temps d'attente entre trempe et vieillissement on obtient une baisse de la microdureté et cela pour les 4 alliages étudiés, cette baisse est causée par le vieillissement naturel qui prend lieu juste après la trempe et qui perturbe le processus de précipitation et de formation de phases métastables cohérentes ou semi cohérentes avec la matrice  $\alpha - Al$ . Cette baisse est d'autant plus importante pour l'alliage M2 où la principale phase durcissante est  $Mg_2Al$  qui est très sensible au vieillissement naturel.

## 4.4 Conclusion et perspectives :

En conclusion pour ce travail, on peut confirmer que cette étude permet de dire que le SDAS est inversement proportionnel à la vitesse de solidification ce qui dépend du procédé de moulage employé et cela est dû au coefficient de conduction thermique du matériau qui compose le moule.

D'autres part, cette étude permet de conclure qu'une variation du temps de vieillissement naturel des alliages d'aluminium de fonderies affectera certainement les propriétés mécaniques (*la microdureté pour cette étude*) d'où la nécessité de contrôler le paramètre temps entre la mise en solution et le vieillissement artificiel afin d'avoir les propriétés mécaniques les plus optimales.

En perspective, on peut approfondir les recherches sur le vieillissement naturel des alliages d'aluminium de fonderie en faisant l'étude sur d'autres propriétés mécaniques et en faisant varier les pourcentages en éléments d'addition.

# Bibliographie

- [1] Nikolaos D. ALEXOPOULOS, Murat TIRYAKIOĞLU, Apostolos N. VASILAKOS et Stavros K. KOURKOULIS : The effect of Cu, Ag, Sm and Sr additions on the statistical distributions of Si particles and tensile properties in A357-T6 alloy castings. *Materials Science and Engineering A*, 604(MAY):40–45, 2014.
- [2] Ismeli ALFONSO, Cuauhtemoc MALDONADO, Gonzalo GONZALEZ et Arnoldo BEDOLLA : Effect of Mg content and solution treatment on the microstructure of Al-Si-Cu-Mg alloys. *Journal of Materials Science*, 41(7):1945–1952, 2006.
- [3] Bruno BARLAS : *Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie*. Thèse de doctorat, 2004.
- [4] X. CAO et J. CAMPBELL : Effect of Sr on primary  $\alpha$ -Fe phase in liquid Al-11.5Si-0.4Mg cast alloy. *Materials Science and Technology*, 20(4):514–520, 2004.
- [5] Lorella CESCHINI, Iuri BOROMEI, Alessandro MORRI, Salem SEIFEDDINE et Ingvar L. SVENSSON : Effect of Fe content and microstructural features on the tensile and fatigue properties of the Al-Si10-Cu2 alloy. *Materials and Design*, 36:522–528, 2012.
- [6] Lorella CESCHINI, a. JARFORS, a. MORRI, a. MORRI, F. ROTUNDO, S. SEIFEDDINE et S. TOSCHI : Influence of SDAS on the High Temperature Tensile Behaviour of the C355 Al Alloy. *Materials Science Forum*, 783-786:228–233, 2014.
- [7] Lorella CESCHINI, Alessandro MORRI, Andrea MORRI et Stefania TOSCHI : Effect of microstructural coarseness and overaging on the tensile behaviour at room and elevated temperature of C355-T6 cast aluminum alloy. *Materials & Design*, 83: 40136, 2015.
- [8] Rui CHEN, Yu Feng SHI, Qing Yan XU et Bai Cheng LIU : Effect of cooling rate on solidification parameters and microstructure of Al-7Si-0.3Mg-0.15Fe alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 24(6):1645–1652, 2014.
- [9] E. a. ELSHARKAWI, E. SAMUEL, a. M. SAMUEL et F. H. SAMUEL : Effects of Mg, Fe, Be additions and solution heat treatment on the  $\beta$ -AlMgFeSi iron intermetallic phase in Al-7Si-Mg alloys. *Journal of Materials Science*, 45:1528–1539, 2010.

- [10] Stefano FERRARO, Alberto FABRIZI et Giulio TIMELLI : Evolution of sludge particles in secondary die-cast aluminum alloys as function of Fe, Mn and Cr contents. *Materials Chemistry and Physics*, 153:168–179, 2015.
- [11] Gabrielle GAUSTAD, Elsa OLIVETTI et Randolph KIRCHAIN : Improving aluminum recycling : A survey of sorting and impurity removal technologies. *Resources, Conservation and Recycling*, 58:79–87, 2012.
- [12] J. Y. HWANG, H. W. DOTY et M. J. KAUFMAN : Crystallographic studies on the iron-containing intermetallic phases in the 319-type aluminium casting alloys. *Philosophical Magazine*, 88(4):607–619, 2008.
- [13] M F IBRAHIM, E SAMUEL, A M A MOHAMED, A M SAMUEL, F H SAMUEL et A M A AL-AHMARI : Mechanical Properties of Al-Si-Cu-Mg Cast Alloys : Effects of Tramp Elements. *Transactions of American Foundry Society*, 119(11-070):149–170, 2011.
- [14] Shouxun JI, Wenchao YANG, Feng GAO, Douglas WATSON et Zhongyun FAN : Effect of iron on the microstructure and mechanical property of Al–Mg–Si–Mn and Al–Mg–Si diecast alloys. *Materials Science and Engineering : A*, 564:130–139, 2013.
- [15] JL JORSTAD : Understanding" Sludge. *Die Cast. Eng*, 30(6):30–36, 1986.
- [16] J Gilbert KAUFMAN et Elwin L ROOY : *Castings Properties , Processes , and Applications*. 2004.
- [17] J.G KAUFMAN : *Introduction to Aluminum Alloys and Tempers*. 2000.
- [18] L. LIU, A.M.A MOHAMED, A.M. SAMUEL, F.H. SAMUEL, H.W. DOTY et S. VALTIERRA : Precipitation of  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi phase platelets in Al-Si based casting alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 40A(October):2457–2469, 2009.
- [19] L. LU et a. K. DAHLE : Iron-rich intermetallic phases and their role in casting defect formation in hypoeutectic Al-Si alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A : Physical Metallurgy and Materials Science*, 36(13):819–835, 2005.
- [20] Tao LU, Jili WU, Ye PAN, Shiwen TAO et Yu CHEN : Optimizing the tensile properties of Al–11Si–0.3Mg alloys : Role of Cu addition. *Journal of Alloys and Compounds*, 631:276–282, 2015.
- [21] Z. MA, E. SAMUEL, a. M a MOHAMED, a. M. SAMUEL, F. H. SAMUEL et H. W. DOTY : Parameters controlling the microstructure of Al-11Si-2.5Cu-Mg alloys. *Materials and Design*, 31(2):902–912, 2010.
- [22] M A MOUSTAFA, F H SAMUEL et H W DOTY : Effect of solution heat treatment and additives on the microstructure of Al-Si (A413.1) automotive alloys. *Journal of Materials Science*, 8:4507–4522, 2003.

- [23] Y. NEMRI, B. GUEDDOUAR, M. E. A. BENAMAR, T. SAHRAOUI, N. CHIKER et M. HADJI : Effect of Mg and Zn Contents on the Microstructures and Mechanical Properties of Al–Si–Cu–Mg Alloys. *International Journal of Metalcasting*, 2017.
- [24] a. M. SAMUEL, H. W. DOTY, S. VALTIERRA et F. H. SAMUEL : Effect of Mg addition of microstructure of 319 type alloys. *International Journal of Cast Metals Research*, 26(6):354–363, 2013.
- [25] a. M. SAMUEL, F. H. SAMUEL et H. W. DOTY : Observations on the formation of  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi phase in 319 type Al-Si alloys. *Journal of Materials Science*, 31:5529–5539, 1996.
- [26] E. SAMUEL, a. M. SAMUEL, H. W. DOTY, S. VALTIERRA et F. H. SAMUEL : Intermetallic phases in Al–Si based cast alloys : new perspective. *International Journal of Cast Metals Research*, 27(2):107–114, 2014.
- [27] F SANNA, A FABRIZI, S FERRARO, G TIMELLI, P FERRO et F BONOLLO : Multiscale characterisation of AlSi9Cu3(Fe) die casting alloys after Cu, Mg, Zn and. *Metalli leggeri*, 4:13–24, 2013.
- [28] Salem SEIFEDDINE et I L SVENSSON : The influence of Fe and Mn content and cooling rate on the microstructure and mechanical properties of A380-die casting alloys. *Metallurgical Science and Technology*, 27:11–20, 2009.
- [29] Geoffrey K. SIGWORTH : Fundamentals of solidification in aluminum castings. *International Journal of Metalcasting*, 8(1), 2014.
- [30] Tharmalingam SIVARUPAN, John Andrew TAYLOR et Carlos Horacio CÁ CERES : SDAS, Si and Cu Content, and the Size of Intermetallics in Al-Si-Cu-Mg-Fe Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A : Physical Metallurgy and Materials Science*, 46(5):2082–2107, 2015.
- [31] B. SUÁ REZ-PEÑA et J. ASENSIO-LOZANO : Influence of Sr modification and Ti grain refinement on the morphology of Fe-rich precipitates in eutectic Al-Si die cast alloys. *Scripta Materialia*, 54(9):1543–1548, 2006.
- [32] M TEBIB, F AJERSCH, A M SAMUEL et X G CHEN : Solidification and microstructural evolution of hypereutectic Al-15Si-4Cu-Mg alloys with high magnesium contents. *Metallurgical and Materials Transactions A : Physical Metallurgy and Materials Science*, 44(9):4282–4295, 2013.
- [33] Giulio TIMELLI et Franco BONOLLO : The influence of Cr content on the microstructure and mechanical properties of AlSi 9 Cu 3 ( Fe ) die-casting alloys. *Materials Science & Engineering A*, 528(1):273–282, 2010.
- [34] MICHAEL V. GLAZOFF VADIM S. ZOLOTOREVSKY, NIKOLAI A. BELOV : *Castings Aluminum Alloys*. Elsevier Ltd., Oxford, 1st édition, 2007.

- [35] Jr VOTANO, M PARHAM et Lh HALL : Handbook of aluminum Volume 2 alloy production and material manufacturing. *Chemistry & . . .*, pages 1–731, 2004.
- [36] E R WANG, X D HUI, S S WANG, Y F ZHAO et G L CHEN : Improved mechanical properties in cast Al–Si alloys by combined alloying of Fe and Cu. *Materials Science and Engineering : A*, 527(29-30):7878–7884, 2010.
- [37] Q. WANG : Microstructural Effects on the Tensile and Fracture Behavior of Aluminum Casting Alloys A356 / 357. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34(December):2887–2899, 2003.
- [38] Małgorzata WARMUZEK : *Aluminum-Silicon Casting Alloys Atlas of Microfractographs*. ASM international, Ohio, 1st édition, 2004.
- [39] Y. ZEDAN, F. H. SAMUEL, a. M. SAMUEL et H. W. DOTY : Effects of Fe intermetallics on the machinability of heat-treated Al-(7-11)% Si alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(2):245–257, 2010.
- [40] Muzaffer ZEREN : Effect of copper and silicon content on mechanical properties in Al-Cu-Si-Mg alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 169(2):292–298, 2005.