

UNIVERSITE DE BLIDA 1
Faculté des Technologie
Département de génie Mécanique

THESE DE DOCTORAT

Spécialité : Science des Matériaux

**ELABORATION ET MICROSTRUCTURE DE NOUVEAUX
ALLIAGES Al Si Cu DE FONDERIE**

Par

Yassine NEMRI

Devant un Jury composé de:

Younes Benkheda	Prof à l'université de Blida 1	Président
Mustapha Temmar	MCA à l'université de Blida 1	Examineur
Mourad Derbal	Prof à l'université de Blida 1	Examineur
Djamel Miroud	Prof à l'université d'USTHB	Examineur
Riad Badji	Directeur de recherche CRTI	Examineur
Mohamed Hadji	Prof à l'université de Blida 1	Directeur de thèse

Blida, 2017

Remerciements

Je remercie d'abord mon directeur de thèse Pr Hadji Mohamed pour son soutien a toute épreuve et son aide permanente qui m'ont permis d'aller au bout de ce travail.

Je remercie également tous ceux qui m'ont permis de réaliser les aspects pratiques de ce travail.

Je remercie l'ensemble du personnel du labo des aéronefs, du CDTA, du CSC et de l'EMP pour leur accueil, leur gentillesse et leur bonne humeur qui ont rendu mes séjours plus agréables.

Enfin, je remercie ma famille, mes proches, mes amis et mes collègues doctorants de l'université de Blida et tous ceux qui m'ont soutenu moralement et qui ont cru en moi.

Je vous dédie ce travail.

Table des matières

Table des matières	2
Table des figures	4
Liste des tableaux	7
1 Recherche bibliographique	15
1.1 LES ALLIAGES D'ALUMINIUM DE FONDERIE	15
1.1.1 <u>Désignation</u>	16
1.1.2 <u>Alliages normalisés (Désignation européenne)</u>	18
1.1.3 <u>Alliages normalisés (Aluminium Association)</u>	22
1.1.4 <u>Alliages non normalisés</u>	25
1.1.5 <u>Effet des éléments d'addition</u>	26
1.1.6 <u>Traitement thermique</u>	30
1.2 MICROSTRUCTURE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM DE FONDERIE	35
1.2.1 <u>Solidification</u>	36
1.2.2 <u>SDAS</u>	36
1.2.3 <u>l'Eutectique Al-Si</u>	38
1.2.4 <u>Phases intermétalliques</u>	41
2 Procédure expérimentale	46
2.1 ALLIAGES, ELEMENTS D'ADDITION ET PROCEDURE DE FUSION	46
2.2 PROCEDURE DE MOULAGE ET PREPARATION DES ECHAN-	
TILLONS	48
2.3 TRAITEMENT THERMIQUE	50
2.4 METALLOGRAPHIE	50
2.4.1 <u>Préparation des échantillons</u>	50
2.4.2 <u>Microscopie optique</u>	51
2.4.3 <u>Microscopie électronique a balayage</u>	52
2.5 ESSAIS MECANIQUES	52
2.5.1 <u>Test de dureté</u>	52
2.5.2 <u>Essais de traction</u>	54

2.5.3	<u>Essais de résilience</u>	54
3	Effet du Silicium et du cuivre sur les propriétés mécaniques	56
3.1	INTRODUCTION	56
3.2	MICROSTRUCTURE	57
3.2.1	<u>Particules de Silicium</u>	57
3.2.2	<u>Phases intermétalliques</u>	59
3.3	PROPRIETES MECANIQUES	63
3.3.1	<u>durété</u>	64
3.3.2	<u>Résistance à la traction</u>	66
3.4	CONCLUSION	69
4	Effets du Magnésium et du Zinc sur la microstructure et les propriétés mécaniques	71
4.1	INTRODUCTION	71
4.2	MICROSTRUCTURE	72
4.2.1	<u>Particules de Silicium</u>	72
4.2.2	<u>Phases Intermétalliques</u>	74
4.3	PROPRIETES MECANIQUES	77
4.3.1	<u>Dureté</u>	77
4.3.2	<u>Résistance a la traction.</u>	79
4.3.3	<u>Resilience</u>	83
4.4	CONCLUSION	84
5	Conclusion Générale	87
	Bibliographie	88

Table des figures

1.1	Micrographie optique illustrant la mesure des espacements des bras dendritiques secondaires (SDAS)	37
1.2	(a) Diagramme d'équilibre Al-Si. (b) Microstructure d'un alliage hypoeutectique. (c) Microstructure d'un alliage eutectique. (d) Microstructure d'un alliage hypereutectique ($\times 150$)[74]	38
1.3	Micrographies optiques d'un alliage AlSi11. (a)(b) alliage brut, $\times 150$ et $\times 750$ respectivement. (c)(d) alliage modifié, $\times 150$ et $\times 1200$ respectivement	39
1.4	Morphologie de la phase α -Fe	42
1.5	Micrographies électroniques montrant (a) La phase π . (b)(c) la phase β -Fe et Q. (d) Mapping EDS[16]	43
2.1	Schéma montrant les différents alliages élaborés	47
2.2	Four utilisé pour la fusion	47
2.3	Spectromètre à émission optique GNR Metal Lab Plus	48
2.4	Creuset en graphite et moule à lingot	49
2.5	Four à moufle pour traitement thermique	50
2.6	Appareil utilisé pour le polissage	51
2.7	échantillons utilisés pour la microscopie	51
2.8	Microscope optique	52
2.9	Microscope électronique à balayage	53
2.10	duromètre INNOVATEST NEMESIS 9000	53
2.11	Machine de traction MTS	54
2.12	Éprouvette de traction	54
2.13	Mouton de Charpy	55
3.1	Micrographie optique de l'alliage hypoeutectique S2 brut avec 9% Si . .	57
3.2	Micrographie optique de l'alliage hypoeutectique S4 brut avec 13% Si .	58
3.3	Micrographie optique de l'alliage C2 brut avec 3% Cu	58
3.4	Micrographie électronique de l'alliage C2 traité thermiquement, montrant la fragmentation et la sphéroïdisation des particules de Si	59

3.5	Micrographie optique de l'alliage hypereutectique S4 brut montrant une phase intermetallique α -Fe sous forme d'écritures chinoises a coté de phases de Si primaire	60
3.6	Micrographie électronique montrant une distribution de phases intermetalliques β -Fe sous forme d'aiguilles	61
3.7	Micrographie optique montrant les phases intermetalliques d'équilibre β -Mg sous forme d'écritures chinoises a coté de la phase Q- $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$	62
3.8	Évolution de la dureté en fonction du taux de Silicium	65
3.9	Évolution de la dureté en fonction du taux de Cuivre	66
3.10	Évolution de la résistance mécanique a la traction et de l'élongation a la rupture en fonction du taux de Silicium	67
3.11	Évolution du Quality Index en fonction du taux de Silicium	68
3.12	Évolution de la résistance mécanique a la traction et de l'élongation a la rupture en fonction du taux de Cuivre	69
3.13	Évolution du Quality Index en fonction du taux de Cuivre	70
4.1	micrographies optiques montrant l'effet du Mg sur la microstructure des alliages bruts. (A) M1 avec 0,1% Mg. (B) M4 avec 2,52% Mg.	73
4.2	micrographies optiques montrant l'effet du Zn sur la microstructure des alliages bruts. (A) Z1 avec 0,03% Zn. (B) Z3 avec 1,46% Zn.	73
4.3	(A) micrographies électroniques de l'alliage traité Z1. (B) (A) micrographies électroniques de l'alliage traité Z4. (C) Analyse EDS d'une particule de Si fragmenté. (D) Analyse EDS de la phase α -Fe	74
4.4	(A) micrographies optiques des alliages : (A) M4 brut (1000). (B) Z2 brut (500)	74
4.5	(A) micrographies électroniques et analyses EDS de l'alliage traité M3. (A) Image MEB. (B) spectre EDS de la phase β'' - Mg_2Si . (C) spectre EDS de la phase β -Fe.	75
4.6	Évolution de la dureté en fonction du taux de magnésium	77
4.7	Évolution de la dureté en fonction du taux de Zinc	78
4.8	Évolution de la résistance à la traction et de l'élongation en fonction du taux de Magnesium	80
4.9	Évolution du Quality Index en fonction du taux de Magnesium	81
4.10	Évolution de la résistance à la traction et de l'élongation en fonction du taux de Zinc	82
4.11	Évolution du Quality Index en fonction du taux de Zinc	83
4.12	Micrographies électroniques des facies de rupture des alliages traités Z1 (A,B) et Z2 (C,D)	84
4.13	Evolution de l'énergie absorbée en fonction du taux de magnesium	85

4.14 Évolution de l'énergie absorbée en fonction du taux de zinc 86

Liste des tableaux

1.1	Système de désignation des alliages d'aluminium de fonderie selon l'aluminium Association	17
1.2	Les onze groupes d'alliages selon la norme EN 1706	19
1.3	Compositions chimiques nominales des alliages d'aluminium de fonderie selon l'Aluminium Association (Serie 2xx.x)[37]	23
1.4	Compositions chimiques nominales des alliages d'aluminium de fonderie selon l'Aluminium Association (Serie 3xx.x)[37]	23
1.5	Compositions chimiques nominales des alliages d'aluminium de fonderie selon l'Aluminium Association (Series 4xx.x, 5xx.x, 7xx.x et 8xx,x)[37]	24
2.1	compositions chimiques des alliages élaborés	49
3.1	compositions chimiques des alliages des séries S et C	57
3.2	Tableau récapitulatif des propriétés mécaniques pour les series S et C .	63
4.1	compositions chimiques des alliages des series M et Z	72
4.2	Tableau récapitulatif des propriétés mécaniques pour les séries M et Z .	77

Abstract

Al-Si-Cu casting alloys are widely used in the automotive and aeronautical industries due to their excellent casting properties, low density, good corrosion resistance and their interesting mechanical properties.

These alloys can be recycled for an unlimited number of time. This is why consideration must be given to the feasibility by recycling during the development of new alloys.

The microstructure of cast aluminum alloys includes solid solutions In the form of dendrites (hypoeutectics), more or less complex eutectics (Binary, ternary) and intermetallic constituents. There are 3 categories Of Al-Si alloys Hypoeutectic alloys which contain 5% to 10% Si, the alloys Eutectic with 10% to 13% Si and hypereutectic alloys containing more 13% Si.

The main intermetallic phases in these alloys are α -Al₁₅(FeMnCr)₃Si₂, β -Al₅Fe₃Si, β -Mg₂Si, θ -Al₂Cu and Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆.

Four groups of alloys were developed with variable levels of Si, Cu, Mg and Zn. Heat treatment was applied, and the alloys were observed under optical and electronic microscopes. Hardness, tensile and resilience tests were also conducted.

We observed a fragmentation and a spheroidization of the eutectic Si particles after the heat treatment on all the studied alloys. It has been found that the addition of silicon and copper increases the hardness and the mechanical strength, this improvement being more important for the heat-treated alloys.

The increase in magnesium magnifies the dendritic structure and changes the morphology of the eutectic silicon from the acicular shape to the lamellar form.

The process of fragmentation and spheroidization of the eutectic silicon particles is more important in the Zn-free alloy and there is no change in the mechanical properties of the Al-Si-Cu-Mg alloy when the zinc content goes From 1.5% to 3.11%

Résumé

Les alliages de fonderie Al-Si sont largement utilisés dans les domaines de l'automobile et de l'aéronautique grâce à leurs excellentes propriétés de moulage, leur légèreté, leur résistance à la corrosion et leurs propriétés mécaniques intéressantes.

Ces alliages ont l'avantage d'être recyclés à l'infini ce qui nous impose de prendre en considération la faisabilité par recyclage lors de l'élaboration de nouveaux alliages

La microstructure des alliages d'aluminium de fonderie comprend des solutions solides sous forme de dendrites (hypoéutectiques), des eutectiques plus ou moins complexes (binaires, ternaires) et des constituants intermétalliques. On distingue 3 catégories d'alliages Al-Si Les alliages hypoéutectiques qui contiennent 5% à 10% Si, les alliages eutectiques avec 10% à 13% Si et les alliages hypereutectiques qui contiennent plus de 13% Si.

Les phases intermétalliques les plus présentes dans ces alliages sont $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMnCr})_3\text{Si}_2$, $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$, $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ et $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$.

4 groupes d'alliages ont été élaborés, pour varier les taux de Si, Cu, Mg et Zn. Un traitement thermique a été appliqué, et les alliages ont été observés au microscope optique et électronique à balayage, et des essais de dureté, de traction et de résilience ont été menés.

On a observé une fragmentation et une sphéroïdisation des particules de Si eutectique après le traitement thermique sur tous les alliages étudiés. Il a été constaté que l'ajout de silicium et le cuivre font augmenter la dureté et la résistance mécanique, cette amélioration est d'autant plus importante pour les alliages traités thermiquement.

L'augmentation du taux de magnésium dans les alliages de fonderie Al-Si-Cu-Zn amplifie la structure dendritique et change la morphologie du silicium eutectique de la forme aciculaire vers la forme lamellaire.

Le processus de fragmentation et sphéroïdisation des particules de silicium eutectique est plus important dans l'alliage sans Zn et il n'y a pas de changement dans les propriétés mécaniques de l'alliage Al-Si-Cu-Mg quand la teneur en zinc passe de 1,5% à 3,11%

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 moulabilité, 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 moteur, 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 α -Fe au lieu des phases β -Fe nuisibles aux propriétés mécaniques.

Le magnésium quand 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.[25]

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 hypereutectique 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 α -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 θ -Al₂Cu et β -Mg₂Si après le traitement thermique de vieillissement.

BUT DE LA THESE

Le but de ce travail est d'étudier les effets des éléments d'addition et impuretés sur la microstructure, et par conséquent sur les propriétés mécaniques des alliages Al-Si-Cu. On se concentrera sur l'effet du Si, Cu, Mg et Zn. On verra aussi l'effet du traitement thermique sur la microstructure et les propriétés mécaniques de ces alliages.

Les objectifs de ce travail sont les suivants :

1. Étudier l'effet du Silicium sur un alliage Al-xSi-2Cu-0,1Mg-0,4Zn, et l'effet du

cuivre sur un alliage Al-11Si-xCu-0,1Mg-0,4Zn.

2. Étudier l'effet du magnésium sur un alliage Al-11Si-2Cu-xMg-0,4Zn, et l'effet du zinc sur un alliage Al-11Si-2Cu-0,1Mg.
3. Étudier les effets des évolutions microstructurales sur la dureté, la résistance à la traction, l'élongation à la rupture et la résilience.
4. Voir les effets du traitement thermique sur les propriétés mécaniques de ces alliages et optimiser la température de mise en solution et la vitesse de trempe pour avoir des propriétés mécaniques optimales.

Chapitre 1

Recherche bibliographique

Dans ce chapitre, on s'intéressera de façon générale aux alliages d'aluminium de fonderie, leur classification, les différents systèmes d'alliages et surtout leur métallurgie physique. On s'intéressera en particulier à la microstructure de ces alliages à commencer par leur solidification, la formation et l'évolution des différentes phases, l'eutectique Al-Si et sa modification et les différentes phases intermétalliques.

On verra aussi l'effet des différents éléments d'additions et impuretés sur la microstructure et les propriétés mécaniques de ces alliages.

1.1 LES 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 à la solidification.

- La coulabilité est l'aptitude du métal liquide à remplir le moule et à 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.

1.1.1 Désignation

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 3eme chiffre est arbitraire, le 4e chiffre est généralement 0, et le 5eme 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.

Désignation Americaine (Aluminium Association)

C'est une désignation numérique a trois chiffre plus un quatrième après la virgule.

- Le premier désigne le groupe d'alliages, comme le montre le tableau . Le groupe 1xx,x désigne l'Al pur, et les autres groupes (2xx,x a 8xx,x) correspondent aux différentes familles d'alliages d'aluminium de fonderie. Chaque chiffre représente l'élément d'alliage qui est present en plus grande teneur (ex : 2xx,x pour les alliages a base de cuivre).
- Le 2eme et 3eme chiffres servent a indiquer spécifiquement l'alliage sauf dans le cas de la serie 1xx,x ou ils indiquent la pureté.

TABLE 1.1 – Système de désignation des alliages d'aluminium de fonderie selon l'aluminium Association

Alliage	Élément d'alliage principal
1xx,x	Aluminium pur 99%
2xx,x	Cuivre (Cu)
3xx,x	Silicium (Si) avec du cuivre (Cu) et magnésium (Mg)
4xx,x	Silicium (Si)
5xx,x	Magnésium (Mg)
7xx,x	Zinc (Zn)
8xx,x	Étain (Sn)
9xx,x	Autres éléments
* La série 6xx,x n'est pas utilisée	

- Le chiffre après la virgule indique l'état de l'alliage, par exemple 0 pour une pièce moulée et 1 pour un lingot[37].

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-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

1.1.2 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.

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.[71]

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

TABLE 1.2 – 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 ₄ MgTi
	EN AC-21100	EN AC-Al Cu ₄ Ti
AlSiMgTi	EN AC-41000	EN AC-Al Si ₂ MgTi
AlSi7Mg	EN AC-42000	EN AC-Al Si ₇ Mg
	EN AC-42100	EN AC-Al Si ₇ Mg _{0.3}
	EN AC-42200	EN AC-Al Si ₇ Mg _{0.6}
AlSi10Mg	EN AC-43000	EN AC-Al Si ₁₀ Mg(a)
	EN AC-43100	EN AC-Al Si ₁₀ Mg(b)
	EN AC-43200	EN AC-Al Si ₁₀ Mg(Cu)
	EN AC-43300	EN AC-Al Si ₉ Mg
	EN AC-43400	En AC-Al Si ₁₀ Mg(Fe)
AlSi	EN AC-44000	EN AC Al Si ₁₁
	EN AC-44100	EN AC Al Si ₁₂ (b)
	EN AC-44200	EN AC Al Si ₁₂ (a)
	EN AC-44300	EN AC Al Si ₁₂ (Fe)
	EN AC-44400	EN AC Al Si ₉
AlSi5Cu	EN AC-45000	EN AC Al Si ₆ Cu ₄
	EN AC-45100	EN AC Al Si ₅ Cu ₃ Mg
	EN AC-45200	EN AC Al Si ₅ Cu ₃ Mn
	EN AC-45300	EN AC Al Si ₅ Cu ₁ Mg
	EN AC-45400	EN AC Al Si ₅ Cu ₃
AlSi9Cu	EN AC-46000	EN AC Al Si ₉ Cu ₃ (Fe)
	EN AC-46100	EN AC Al Si ₁₁ Cu ₂ (Fe)
	EN AC-46200	EN AC Al Si ₈ Cu ₃
	EN AC-46300	EN AC Al Si ₇ Cu ₃ Mg
	EN AC-46400	EN AC Al Si ₉ Cu ₁ Mg
	EN AC-46500	EN AC Al Si ₉ Cu ₃ (Fe)(Zn)
	EN AC-46600	EN AC Al Si ₇ Cu ₂
AlSi(Cu)	EN AC-47000	EN AC Al Si ₁₂ (Cu)
	EN AC-47100	EN AC Al Si ₁₂ Cu ₁ (Fe)
AlSiCuNiMg	EN AC-48000	EN AC Al Si ₁₂ CuNiMg
AlMg	EN AC-51000	EN AC Al Mg ₃ (b)
	EN AC-51100	EN AC Al Mg ₃ (a)
	EN AC-51200	EN AC Al Mg ₉
	EN AC-51300	EN AC Al Mg ₅
	EN AC-51400	EN AC Al Mg ₅ (Si)
AlZnMg	EN AC-71000	EN AC Al Zn ₅ Mg

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^{ere} fusion, les quatre autres sont des alliages de 2nd 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 hypoeutectiques 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.

Alliages AlZnMg

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

1.1.3 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 durcis principalement par la phase β -Al₂Cu, 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.

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 déterminé

TABLE 1.3 – Compositions chimiques nominales des alliages d'aluminium de fonderie selon l'Aluminium Association (Serie 2xx.x)[37]

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 1.4 – Compositions chimiques nominales des alliages d'aluminium de fonderie selon l'Aluminium Association (Serie 3xx.x)[37]

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.										

essentiellement par l'eutectique Al-Si ainsi que par les phases intermétalliques du fer, inévitables vu que le fer est une impureté naturelle de l'aluminium.

TABLE 1.5 – Compositions chimiques nominales des alliages d'aluminium de fonderie selon l'Aluminium Association (Series 4xx.x, 5xx.x, 7xx.x et 8xx.x)[37]

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

Les alliages Al-Mg de la serie 5xx.x contiennent entre 4,0% et 10,0% de Mg et sont generalement des alliages binaires monophasés, ils sont utilisés pour leur excellente resistance a la corrosion, on les retrouve notamment dans les canettes[36].

La serie 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 a vieillissement naturel, ils atteignent leur resistance optimale au bout de 20 a 30 jours a temperature ambiante[36].

Les alliages de la serie 4xx.x ont comme principal element d'alliage l'etain (Sn). Il s'agit d'alliages developpés pour etre utilisés dans les roulements a billes, ils contiennent aussi des petites teneurs de bismuth (Bi), plomb (Pb) et cadmium (Cd) pour une meilleure machinabilité. l'aluminium et etain sont completement immiscibles, l'etain se retrouve donc en suspension dans l'aluminium[36].

Une agitation mecanique est necessaire pendant le moulage pour eviter la ségrégation

par gravité due à la différence de densité entre les deux éléments.

1.1.4 Alliages non normalisés

La norme européenne ne regroupe pas l'ensemble des alliages, et certains d'entre eux sont parfois utilisés en raison de leur intérêt particulier.

Alliages autotrempants

Ces alliages de la famille aluminium-zinc-silicium, comme par exemple l'Al Zn₁₀Si₈Mg, ont la particularité de présenter un durcissement structural par simple maturation à la température ambiante, avec des propriétés de fonderie se rapprochant de celles des alliages AlSi hypoeutectiques. Les propriétés mécaniques de ces alliages se rapprochent, sans toutefois les atteindre, de celles des alliages traités thermiquement. Les applications concernent des pièces à résistance mécanique moyenne, obtenues surtout par moulage en coquille (le moulage au sable de pièces épaisses conduit à des allongements faibles), où les frais de transformation sont réduits par l'absence de traitement thermique et pour lesquelles on recherche une grande stabilité dimensionnelle.

Alliages à très haute résistance mécanique

Ce sont des alliages dérivés de l'Al Cu₄MgTi, qui se caractérisent par leur très faible teneur en impuretés, notamment en fer et en silicium (< 0,02%), et par des additions de zinc, de manganèse ou d'argent. Ils possèdent les propriétés mécaniques les plus élevées de tous les alliages d'aluminium moulés. Ils doivent subir un traitement de sur-revenu (températures légèrement supérieures, de 5 °C à 10 °C, à celles pratiquées habituellement) pour les désensibiliser à la corrosion sous tension. La mise en solution est également assez longue et réalisée par paliers. Ces alliages sont coûteux, et trouvent leurs principales applications dans les industries aéronautiques ou spatiales. Les principales nuances utilisées sont : Al Cu₄Zn₃Mg, Al Cu₅MgMnTi et Al Cu₅MgAgTi.

Alliages ductiles pour moulage sous pression

Les nouvelles exigences des constructeurs automobiles en matière d'allègement ont fait apparaître, pour la réalisation de pièces de structures devant résister au crash, de nouvelles familles d'alliages ductiles et aptes au moulage sous pression. Ce sont des alliages à plus faibles teneurs en impuretés ou en éléments durcissant que les alliages pour moulage sous pression classiques. En particulier, les teneurs en fer et en manganèse, éléments qui favorisent le non-collage des alliages, mais diminuent leurs propriétés mécaniques, doivent faire l'objet d'une optimisation précise. Les alliages Al Si₁₁MgSr ou Al Si₉MgSr à teneurs moyennes en fer et manganèse permettant d'obtenir un bon

compromis collage au moule-propriétés mécaniques, ainsi que les alliages Al Mg₅Si₂ sont parmi les nuances les plus utilisées.

Alliages aluminium-manganèse

Les nuances utilisées sont l'Al Mn₄ et l'Al Mn₂Ni₂. Ces alliages sont caractérisés par une température de début de fusion relativement élevée, de l'ordre de 658 °C par exemple pour l'alliage Al Mn₄. Ils sont donc peu fusibles et peuvent être utilisés comme grilles de brûleurs, chapeaux de brûleurs coulés en coquille ou sous pression. Leur coulabilité n'est pas très bonne, et ils présentent une certaine tendance à la crique.

1.1.5 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 L'aluminium est la seconde plus importante impureté naturelle de l'aluminium après le fer[51]. C'est aussi l'élément d'addition le plus important dans les alliages d'aluminium de fonderie. L'effet fondamental du silicium et 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%. [36]

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 β -Mg₂Si 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 α -Fe, et β -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 θ -Al₂Cu.[44][32] L'ajout du Cu baisse aussi le SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing)[58]

Un haut niveau de cuivre peut augmenter le nombre de microporosités et par conséquent baisser la résistance.[44]

Il a aussi été trouvé que le cuivre augmente la taille des particules de Si[3]

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 β -Mg₂Si. La plupart des alliages Al-Si ont des teneurs en magnésium entre 0,07% et 0,4%.[36]

L'augmentation du taux de magnésium favorise la formation de la phase Q qui est plus difficile à dissoudre que θ -Al₂Cu[4]

L'addition de Mg a aussi un effet sur le Si eutectique, et baisse la température de l'eutectique Al- θ -Al₂Cu causant la ségrégation de la phase de cuivre, ce qui fait précipiter cette dernière sous forme de bloc au lieu de la forme eutectique.[54]

Le Mg fait aussi baisser le SDAS.[58]

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.[36]

Fer Le fer améliore la résistance à la fissuration à chaud et facilite le démoulage.[36], une haute teneur en fer augmente la résistance à la traction, mais affecte négativement l'élongation à la rupture.[14]

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

tilite. 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.[36]

Manganèse Normalement considéré comme une impureté, mais comme c'est un élément important dans les alliages à durcissement structural, on le retrouve inévitablement dans les alliages secondaires.[36]

L'ajout du Mn dans les alliages Al-Si n'a pas d'effet direct sur les propriétés mécaniques, mais sa présence permet de former la phase α -Fe beaucoup moins nuisible pour les propriétés mécaniques que la phase β -Fe

La résistance à la traction et l'élongation augmentent avec l'augmentation de la concentration du manganèse, jusqu'à un ratio de $\frac{\%Mn}{\%Fe} \approx 1, 2.$, où toutes les phases β -Fe sont converties en phase α -Fe sous forme d'écritures chinoises, au-delà de ce taux les propriétés mécaniques baissent.[30]

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.[36]

Il a été trouvé que l'addition de Zn ajoutée au Sr modifie la taille de la phase β -Fe.[52] Il a été noté que la présence de Zn augmente le SDAS.[58]

Nickel Utilisé avec le cuivre pour améliorer la résistance à haute température[36], on le retrouve dans des concentrations importantes dans les alliages pour pistons. Ces deux éléments se dissolvent dans la phase α -Fe, ce qui confère à cette phase une grande stabilité durant le traitement de mise en solution.[52]

Plomb L'addition du Pb n'a pas d'effets significatifs sur la microstructure et les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium de fonderie[5], néanmoins il a longtemps été utilisé à de faibles teneurs pour améliorer les propriétés d'usinage.[36] Il est de moins en moins utilisé dernièrement pour des raisons environnementales et sanitaires.

Étain L'étain a des effets négatifs sur les propriétés mécaniques, il forme généralement des phases Mg_2Sn sous forme d'écritures chinoises qui font baisser la limite élastique, la résistance à la traction, et la dureté, mais augmentent la ductilité et la résilience.

Comme pour le Pb, le Sn améliore l'usinabilité des alliages.

Antimoine Utiliser pour modifier l'eutectique Al-Si, il a la particularité sous certaines conditions de solidification de raffiner le silicium eutectique.[36] Le Sb améliore l'usinabilité des alliages[9][10]. Étant un métal lourd son utilisation est limitée par des considérations sanitaires.

Strontium Largement utilisé dans les alliages d'aluminium de fonderie comme modifiant de l'eutectique Al-Si, il transforme les particules de Si lamellaire en particules globulaires, ce qui a comme conséquence d'augmenter la résilience et l'usinabilité[18][10] Le strontium affine aussi les phases α -Fe et augmente leur nombre[13]

Le taux de strontium nécessaire à la modification de l'eutectique dépend beaucoup de la vitesse de solidification, ainsi que de la présence d'autres éléments modifiants comme le P, Bi, Sn, Na...

Phosphore Le phosphore raffine les phases de Si primaire dans le cas des alliages hypereutectiques, mais dans le cas des alliages Al-Si hypoeutectiques, il grossit l'eutectique, et diminue l'effet des autres modifiants comme le Sr et le Na.[36]

Bismuth L'addition de Bismuth combinée à une grande vitesse de solidification donne au silicium une structure fibreuse[20], ce qui améliore sensiblement l'usinabilité[10]. Il a été noté aussi que l'addition de Bi contrecarre l'effet de modifiant du Sr.[22]

Béryllium L'addition de quelques PPM de Be réduit les pertes dues à l'oxydation[36]. En plus d'une modification partielle de l'eutectique, le béryllium modifie les phases intermétalliques du fer notamment la phase π dont il facilite la décomposition en phase β , et réduit la taille de cette dernière, son effet est découplé en présence d'autres éléments comme le Sr et le Mg.[31][19]

Chrome Ajouté en faible proportion pour donner de la stabilité à certains alliages et supprimer le grossissement du grain[36]. Il entre aussi dans la composition de certaines phases intermétalliques, notamment les phases sludges, et a un effet positif sur la dureté[69]

Titane, Zirconium et Vanadium L'addition de ces éléments améliore la résistance à haute température et la dureté en formant des nano-précipités, en plus de modifier l'eutectique Al-Si.[35]

Lanthane, Cérium Il a été noté que l'addition des terres rares La et Ce fait diminuer la taille des particules de Si, cela est dû au fait que l'ajout de ces éléments provoque une baisse de la température de recalescence du Si. par contre l'ajout de La et Ce

augmente la température de recalescence de la phase θ -Al₂Cu. Quand ces éléments sont utilisés à forte concentration (environ 1%) ils forment des phases intermétalliques sous formes d'aiguilles ou de plaques, ce qui nuit aux propriétés mécaniques [8][49]

1.1.6 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 β' -Mg₂Si, 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 avantages. 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 polyalkylène 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.

Vieillissement 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

1.2 MICROSTRUCTURE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM DE FONDERIE

La structure des alliages d'aluminium de fonderie comprend des solutions solides sous forme de dendrites (hypoeutectiques), des eutectiques plus ou moins complexes (binaires, ternaires) et des constituants intermétalliques.

1.2.1 Solidification

Pour l'aluminium pur, la solidification se fait a température constante a 660 °C. Quand un second élément est ajoute a l'aluminium, il fait baisser la température de fusion (de solidification) c'est le cas du Si qui fait baisse le point de fusion de l'aluminium, et l'Al 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 hypoeutectiques : qui contiennent 5% a 10% Si
2. Les alliages eutectiques : avec 10% a 13% Si
3. Les alliages hypereutectiques : Ces alliages contiennent plus de 13% Si

Pour un alliage Al-Si hypoeutectique, la premiere etape de la solidification est la formation des premiers cristaux d'aluminium contenant 1% Si, la solidification continue et la concentration du Si dans le metal liquide augmente car le si est ségréé et s'accumule dans la phase liquide, le diagramme de phase dit qu'a l'équilibre seulement 13% de silicium se trouve dans l'aluminium solide, les 87% restants sont dans le metal liquide qui entoure les cristaux d'aluminium solidifiés, et plus le Si s'accumule dans le liquide plus son point de fusion baisse. La segregation continue jusqu'au point ou le liquide contient 12,6% Si pour refroidir a la temperature eutectique et former le mix eutectique Al-Si a la morphologie dendritique[63].

Pour les alliages hypereutectique, une partie du silicium se precipite en premier et forme une phase primaire a la morphologie polygonale. La seconde phase a se former etant des petites fraction volumiques de dendrites d'aluminium, ensuite c'est la reaction eutectique qui prend place[68].

1.2.2 SDAS

Lors de la solidification de l'aluminium, des dendrites se forment a 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 utilisees pour decrire le raffinement dendritique[36] :

- Dendrite Arm Spacing
- Dendrite Cell Interval

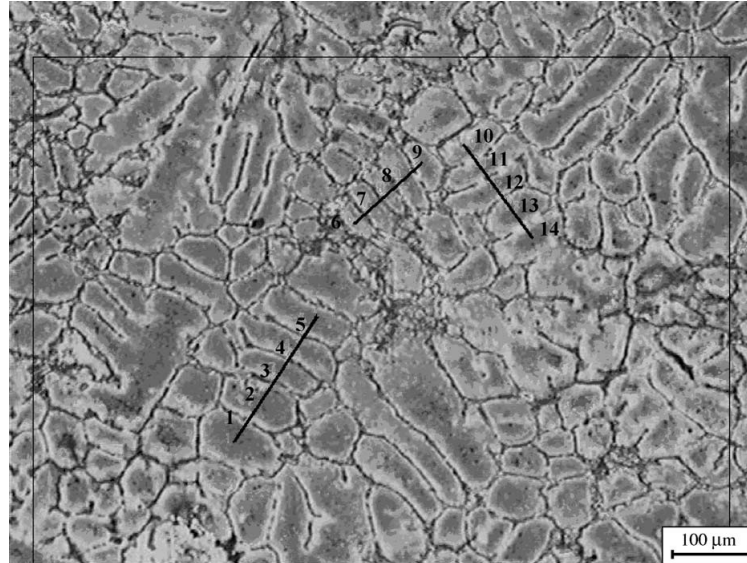


FIGURE 1.1 – Micrographie optique illustrant la mesure des espacements des bras dendritiques secondaires (SDAS)

[78]

— 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 μm à 1000 μm pour le moulage en plâtre, 50 μm à 500 μm pour le moulage en sable, de 30 μm à 70 μm pour le procédé de moulage en coquille et de 5 μm à 15 μm pour le moulage sous pression.

Le SDAS influe sensiblement sur les propriétés mécaniques. Selon Ceschini et al.[15] 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 façon homogène[73]

Le mode de rupture est lui aussi influencé par les valeurs du SDAS. Wang et al.[73] 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 à SDAS élevé, la fracture se fait par cisaillement.

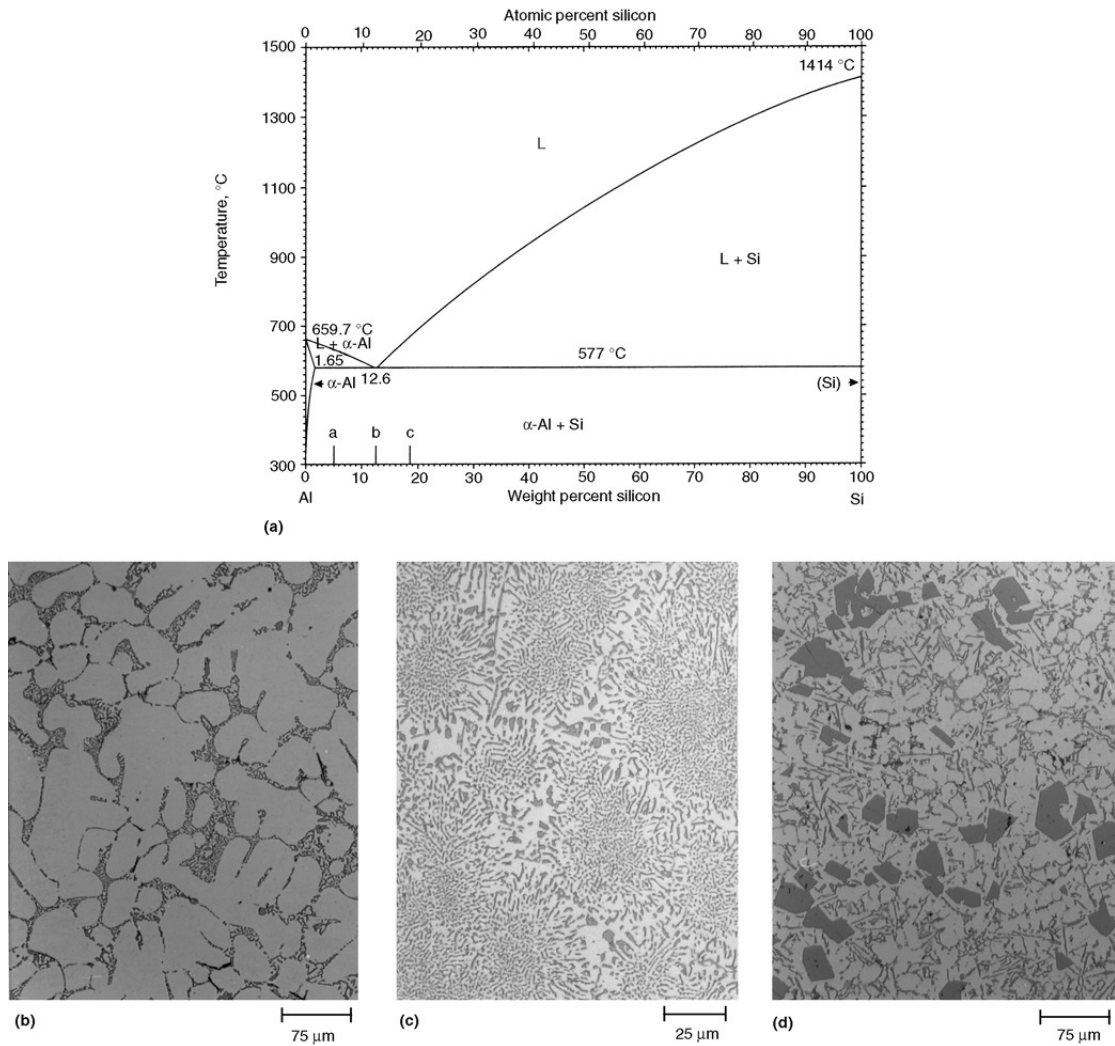


FIGURE 1.2 – (a) Diagramme d'équilibre Al-Si. (b) Microstructure d'un alliage hypoeutectique. (c) Microstructure d'un alliage eutectique. (d) Microstructure d'un alliage hypereutectique ($\times 150$)[74]

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[17]. Cet effet sur la taille des composés intermétalliques est d'autant plus important quand le taux de Si est élevé[64].

1.2.3 l'Eutectique Al-Si

La formation de l'eutectique Al-Si

Durant la solidification des alliages hypoeutectiques Al-Si, les dendrites d'Al germent et croissent en premier, suivi par la germination et la croissance de l'eutectique Al-Si[48]. Shankar et Al[61] ont proposé une théorie qui détaille ces étapes. Cette théorie est basée sur le fait que le fer est une impureté inévitable dans les alliages Al-Si, et que

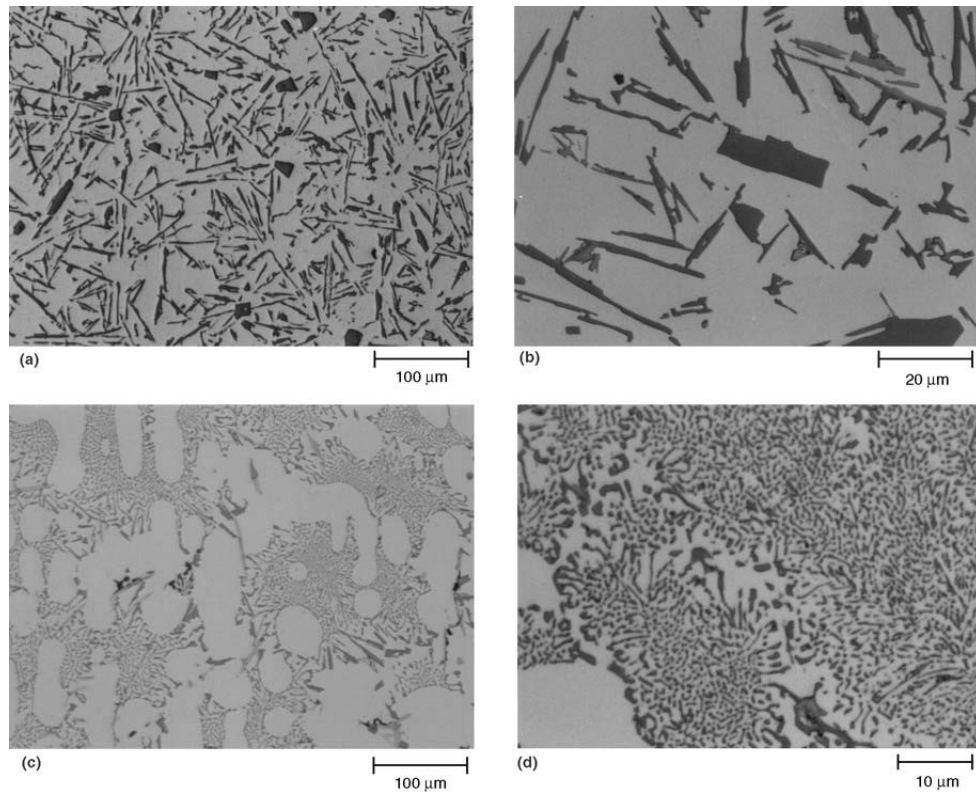


FIGURE 1.3 – Micrographies optiques d'un alliage AlSi11. (a)(b) alliage brut, $\times 150$ et $\times 750$ respectivement. (c)(d) alliage modifié, $\times 150$ et $\times 1200$ respectivement [74]

ces traces de fer joue un rôle important dans la germination. Après que les dendrites d'Al germent à la température du liquidus, les particules de β -Fe germent pendant la croissance des dendrites d'Al, à la température de l'eutectique ou au delà. Les particules de Si eutectique germent sur les particules β -Fe. La croissance des dendrites d'Al primaire continue jusqu'à ce qu'elles se heurtent aux cristaux d'Al eutectique.

L'état du bain pendant la germination eutectique est affecté par les réactions qui ont précédé celle-ci, spécialement par la croissance dendritique qui peut affecter et la distribution des germes hétérogènes et les concentrations dans les zones proches de l'interface liquide-dendrite, ce qui peut avoir des conséquences sur la germination du Si[48].

La modification de l'eutectique

Les propriétés des alliages Al-Si peuvent être affectées par la modification de la forme de l'eutectique. Un eutectique fin et fibreux peut être obtenu en combinant une grande vitesse de solidification et l'addition de certains éléments. Le sodium, le strontium, le calcium et l'antimoine sont parmi les éléments utilisés pour achever la modification de l'eutectique pendant la solidification.

Le sodium est le modifiant le plus puissant mais son effet est éphémère à cause de l'oxydation, le strontium est plus stable mais nécessite une bonne vitesse de solidification pour être efficace. Le calcium est un faible modifiant mais bon marché et l'antimoine a un effet durable mais donne un eutectique lamellaire fin au lieu de la structure fibreuse[36].

Le strontium est généralement ajouté via un alliage mère qui peut contenir jusqu'à 10% Sr. Le Sr a la faculté de ne pas trop dégrader la qualité du métal en fusion, contrairement au sodium métallique qui provoque des turbulences et fait augmenter le niveau d'hydrogène.

Pour les alliages hypereutectique Al-Si, c'est le phosphore qui est ajouté pour raffiner les particules de Si primaire. Le raffinement de la microstructure du au phosphore est plus efficace pour les alliages hypereutectiques que la modification de la forme de l'eutectique

Les alliages Al-Si contenant du P peuvent être refusionnés et resolidifiés sans perdre l'effet qu'a le phosphore sur la microstructure.

À de fortes concentrations, le phosphore forme des particules compactes d'AIP, ces particules servent de points d'ancrage pour la germination et la croissance du Si et leur confère une morphologie particulière, tandis qu'à de faibles concentrations, les particules d'AIP germent elles-mêmes sur des films d'oxydes. Le Silicium germe sur les particules d'AIP et croît sur les films d'oxydes, ce qui donne au Si une morphologie plate[12].

L'addition de Sr permet d'éliminer les particules d'AIP et les films d'oxydes comme sites de germination préférentiels pour le Si, et l'eutectique Al-Si croît à une température plus basse[48][12].

Il n'existe pas encore de consensus scientifique sur le mécanisme de modification de l'eutectique par le Sr. Il a été montré que l'addition de Sr fait baisser la fréquence de germination des cristaux de Si eutectique[21].

Selon McDonald et al[48]. le Sr altère la germination du Si eutectique à travers l'empoisonnement des sites de germination qui sont les impuretés.

D'après Timpel et al.[70] c'est la co-ségrégation Sr-Al-Si qui inhibe et ralentit la croissance de la phase eutectique du Si et induit un changement de sa morphologie.

Le Sr est ségrégué avec l'Al et le Si dans la phase de Si eutectique selon deux mécanismes différents :

- Type I "Impurity-Induced Twinning" : la ségrégation est responsable de la formation de macles multiples dans le cristal de Si et active sa croissance dans différentes directions cristallographiques.
- Type II : ce type de ségrégations restreignent la croissance du Si eutectique et contrôlent ses ramifications.

1.2.4 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 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 quand 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[42]. 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[77].

Plusieurs phases intermétalliques riches en fer ont été identifiées dans les alliages de fonderie Al-Si, parmi eux α ($\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, ou $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$, β - $\text{Al}_5\text{Fe}_3\text{Si}$, π - $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$, et δ - Al_4FeSi [43]

Le fer est considéré comme l'impureté la plus préjudiciable aux propriétés mécaniques, principalement à cause de la formation du composé intermétallique fragile β -Fe[60]

La phase α -Fe

La phase α -Fe peut se trouver sous forme d'écritures chinoises si la phase se crée lors de la solidification euetctique, comme elle peut se trouver sous forme de polyèdres si elle se précipite comme phase primaire[42][56]

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 maintient et forment des particules solides de la phase $\text{Al}_{15}(\text{FeMnCr})_3\text{Si}_2$ (*Sludge*)[77]

Ces phases à la morphologie en polyèdres ont une dureté, un point de fusion et une densité élevées comparées à la matrice α -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 [77], ce qui les rend indésirables dans les alliages de fonderie.

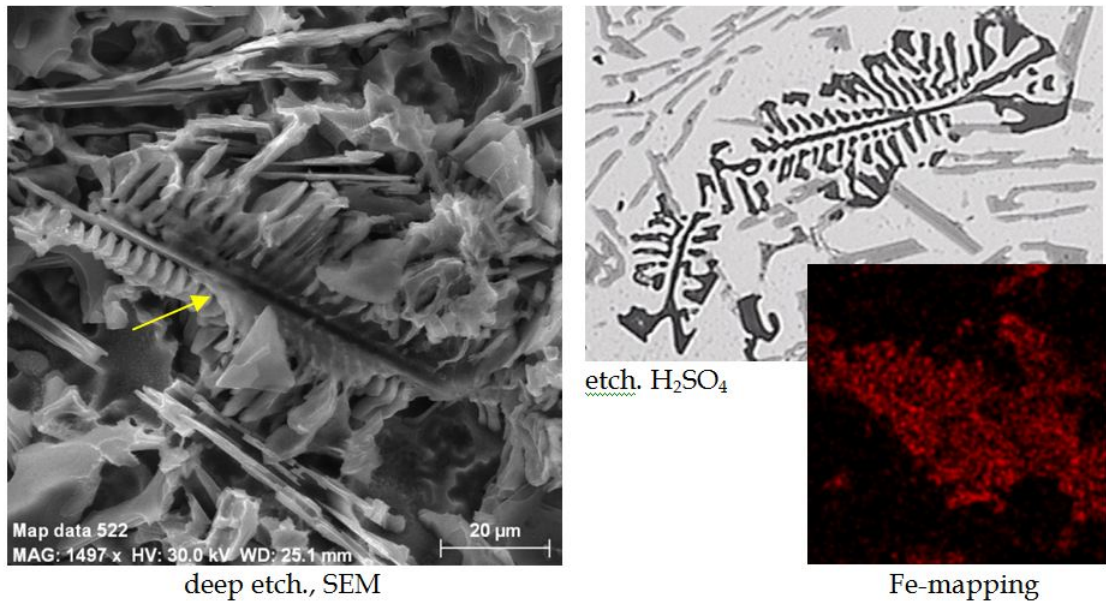


FIGURE 1.4 – Morphologie de la phase α -Fe

De l'autre cote, la morphologie compacte sous forme d'écriture chinoise de la phase α -Fe semble inhiber la propagation des fissures car entourée par une phase ductile, la matrice α -Al[60]

La phase α -Fe sous forme d'écritures chinoises se précipite lors de la solidification eutectique à partir de la phase "Sludge"[72][47], et forme un eutectique avec α -Al, et quand α -Al termine sa coalescence, la croissance de l'eutectique provoque la transition de la morphologie en polyèdres vers la morphologie dendritique [72]. // La morphologie de cette phase dépend des concentrations en éléments d'addition et du Sludge Factor (SF).

Jorstad[34] 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 polyédrales augmente, ces phases commencent à apparaître lorsque la valeur du Sludge Factor atteint environ 1,25% [23][69][53]).

Les composés intermétalliques α -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[13].

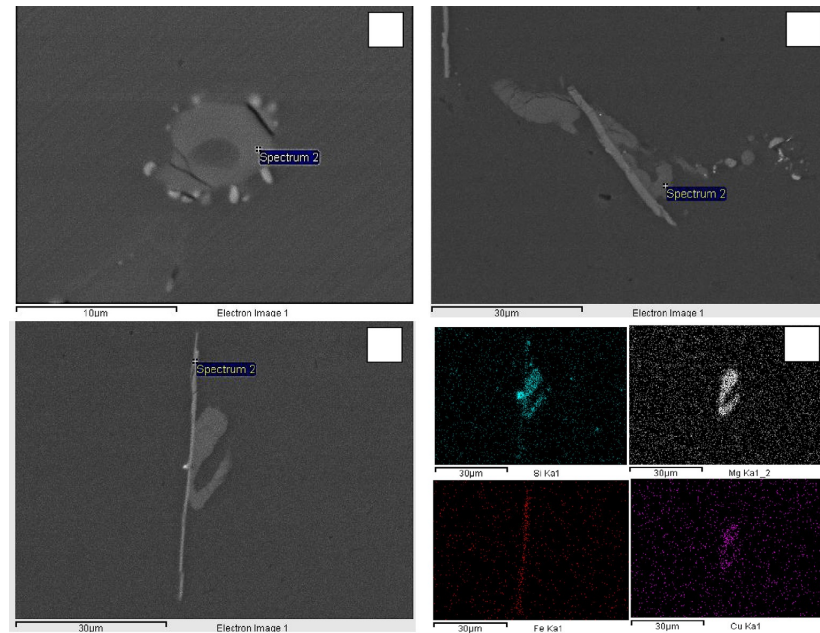


FIGURE 1.5 – Micrographies électroniques montrant (a) La phase π . (b)(c) la phase β -Fe et Q. (d) Mapping EDS[16]

La phase β -Fe

Les phases β - $\text{Al}_5\text{Fe}_3\text{Si}$ se cristallisent durant la solidification même à de faibles teneurs en fer, à cause de la faible solubilité solide du fer dans la matrice α -Al[23].

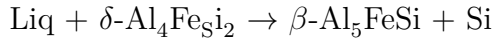
La phase β -Fe est associée à des niveaux de fer proches de 1%, si on se fie au diagramme de phase Al-Si-Fe, mais la ségrégation du fer durant la solidification permet à la phase β de se former même lorsque le taux de Fe est largement inférieur à 1%[42].

Cette phase primaire sous forme de plaquettes, même si elle apparaît comme des aiguilles dans les micrographies optiques, ces aiguilles peuvent atteindre plusieurs millimètres de longueur, et c'est de loin la phase la plus préjudiciable pour la résistance et la ductilité des moules[33].

Il y a eu pendant longtemps des incertitudes sur la structure cristalline de la phase β -Fe, Hwang et al[29] 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 β . À de faibles teneurs en Fe, la phase β -Fe est sensée se former à une température plus faible à travers une réaction eutectique ternaire. Avec des niveaux élevés de fer, la majorité des phases β se précipite avant le Si eutectique conduisant à la formation de grosses plaquettes β -Fe binaires. Cette phase peut bloquer les canaux d'alimentation plus tôt, et causer des problèmes d'alimentation, et des porosités.[43][60]

Selon Samuel et al[56], la variation du ratio atomique Fe/Si dans les analyses des phases β -Fe qu'on trouve dans la littérature serait très probablement due a la transformation partielle de la phase δ vers la phase β a travers la décomposition péritectique suivante :



Suivant cette réaction, les particules de la phase δ commencent leur transformation en phases β 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 δ très fines peuvent finir complètement la décomposition péritectique, car la réaction est entièrement contrôlée par la diffusion du silicium hors de la phase δ , ce qui est généralement lent, surtout lorsque la teneur en Si est élevée.

Dans le cas de larges particules de phase δ , la réaction s'épuise avant son achèvement, résultant en la formation de particules semi composées/semi précipitées δ - β [56]

Les phases β -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[19][67][23]. La précipitation de la phase β -Fe bloque les canaux d'alimentation du réseau interdendritique plus tôt[60].

Différentes mesures sont prises pour neutraliser l'effet nuisible de la phase β -Fe, parmi elles[42]

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 β -Fe[42][33][55], avec des vitesses de solidification élevées, comme c'est le cas dans le moulage sous pression, l'apparition de la phase Al_5FeSi est décalée vers des niveaux de fer supérieurs à 1%[60]

L'augmentation du taux de Si aide à supprimer les grossières phases β -Fe[43].

Des éléments d'addition sont utilisés pour éviter la formation de ces phases β -Fe, ou pour diminuer leurs effets sur les propriétés mécaniques. Le manganèse est l'élément le plus utilisé, il permet d'obtenir la phase α -Fe sous forme d'écritures chinoises au lieu

de la phase β -Al₅FeSi. Un rapport %Fe/%Mn = 2/1 est idéal pour avoir le maximum de α -Fe et le minimum de β -Fe[38][60][59]

Le Mg quand a lui semble contrer l'effet du manganèse et fait augmenter le nombre de phases β -Fe[38].

L'addition de Strontium réduit la quantité et la fraction volumique de la phase β -Al₅FeSi a travers sa dissolution et sa fragmentation, mais aussi en réduisant le phénomène de germination (sympathetic nucleation) en empoisonnant les sites de germination des aiguilles β -Fe[55][42].

La modification au phosphore quand a elle encourage la formation de β -Al₅FeSi[38].

La phase π

Lorsque l'alliage contient du magnésium, la phase intermétallique π -Fe se forme avec une morphologie dendritique et une stœchiométrie proche de Al₈FeMg₃Si₆

La phase π se forme suivant deux réactions :

1. comme le résultat de la transformation de la phase β en une phase π a travers une réaction péritectique ($L + Al_5FeSi \rightarrow Al + Si + Al_8FeMg_3Si_6$)
2. comme le résultat d'une réaction eutectique quaternaire a la fin de la séquence de solidification ($L + Al + Si + Mg_2Si \rightarrow Al_8FeMg_3Si_6$)[19]

Après le traitement thermique, la phase π se décompose en de fine aiguilles de la phase β -Fe[19]

Chapitre 2

Procédure expérimentale

INTRODUCTION

Ce chapitre fournira tous les détails sur le matériel et les matériaux utilisés. Les procédures de fusion et de coulée y seront expliquées. Les différentes techniques de caractérisation microstructurale seront détaillées, telles que la microscopie optique, la microscopie électronique à balayage équipée d'analyseur par sélection d'énergie (EDS, energy dispersive spectroscopy) ainsi que les méthodes utilisées pour la caractérisation des propriétés mécaniques comme la résistance à la traction, la dureté et la résilience des différents alliages étudiés.

Tous les codes des échantillons élaborés et étudiés dans ce travail sont mentionnés dans le tableau 3.2, les mêmes codes seront utilisés dans les chapitres suivants.

2.1 ALLIAGES, ELEMENTS D'ADDITION ET PROCEDURE DE FUSION

Le but de l'élaboration est d'obtenir 4 groupes d'alliages. Dans le premier groupe (S) le taux de Silicium est varié, dans le 2eme on varie le taux de Cuivre et dans le 3eme c'est le taux de Magnésium qui est varié, tandis qu'on varie le taux de Zinc pour le 4eme groupe (figure 3.1).

On a démarré notre élaboration par un alliage commercial dont la composition est détaillée dans le tableau 3.1 auquel on ajoute 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.

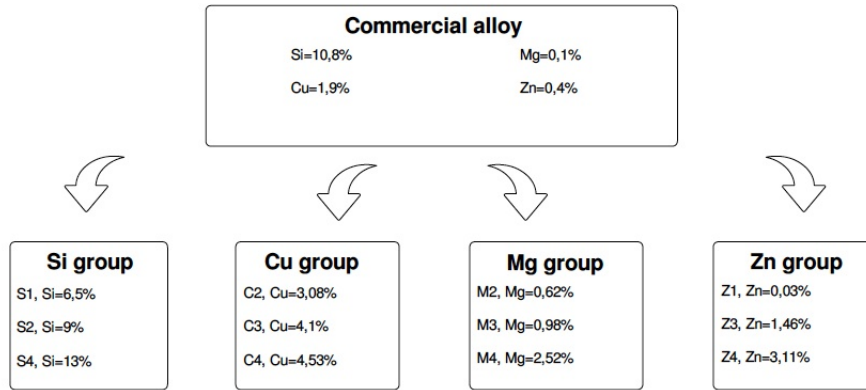


FIGURE 2.1 – Schéma montrant les différents alliages élaborés



FIGURE 2.2 – Four utilisé pour la fusion

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

- Chauffage des creusets jusqu'à la température de 750 °C.



FIGURE 2.3 – Spectrometre à émission optique GNR Metal Lab Plus

- 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 vérifié 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.

2.2 PROCEDURE DE MOULAGE ET PREPARATION DES ECHANTILLONS

Le métal liquide est versé délicatement dans un moule à lingots en fonte, le moule n’est pas préchauffé dans le but d’avoir une vitesse de solidification importante, donc un petit espacement des bras interdendritiques. Des échantillons pour la spectrométrie sont prélevés au même moment dans le but de vérifier la composition chimique finale. Les pièces obtenues sont des lingots d’environ 1KG, les éprouvettes de traction et de résilience sont par la suite usinées à partir de ces lingots, et selon les normes ASTM B557-06 pour la traction, et ASTM E23-16b pour la résilience. Les échantillons pour la métallographie et la dureté sont aussi extraits de ces lingots.

TABLE 2.1 – 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



FIGURE 2.4 – Creuset en graphite et moule à lingot



FIGURE 2.5 – Four a moufle pour traitement thermique

2.3 TRAITEMENT THERMIQUE

Des éprouvettes de traction, de résilience, de dureté, ainsi que des échantillons pour métallographie de chaque alliage ont été traités thermiquement. Tous les traitements thermiques ont été fait à l'aide de fours électriques à moufle Nabertherm (fig 3.5) Le traitement réalisé consiste en une mise en solution à 490 °C pendant 7h, puis les échantillons ont subit une trempe à l'eau tiède (60 °C). Tout de suite après la trempe, les échantillons ont été mis dans un four chauffé à 200 °C pour un traitement de vieillissement de 4h30.

Le délai entre la trempe et le traitement de vieillissement est inférieur à 5 mn et ceci dans le but de prévenir tout vieillissement naturel, qui peut avoir un effet sur les propriétés mécaniques des alliages.

2.4 METALLOGRAPHIE

2.4.1 Préparation des échantillons

Pour les observations microscopiques, des échantillons cylindriques de 30mm de diamètre ont été préparés, deux échantillons pour chaque alliage, un pour l'alliage brut, et l'autre pour celui traité thermiquement (fig 3.7). Les échantillons sont ensuite polis à l'aide de polisseuses de marque PRESI Minitch 263 (fig 3.6) et du papier abrasif (SiC 120 jusqu'au SiC 4000) avec une lubrification à l'eau. Un polissage de finition est



FIGURE 2.6 – Appareil utilisé pour le polissage



FIGURE 2.7 – échantillons utilisés pour la microscopie

ensuite appliqué en utilisant des solutions diamantées de 9, 3 et 1 micromètres.

Les échantillons sont par la suite attaqués chimiquement à l'aide de la solution Keller à la composition suivante : 2,5% HNO_3 , 1,5% HCl , 1% HF et 95% H_2O , la face polie des échantillons est ensuite plongée dans cette solution pendant 15 s, puis rincée abondamment avec de l'eau distillée, et séchée.

2.4.2 Microscopie optique

Les échantillons polis et préparés ont été observés à l'aide d'un microscope optique Zeiss AxioCam MRC (fig 3.8) avec un grossissement $\times 50$ jusqu'à $\times 1000$. La mesure du SDAS (Secondary Dentrite Arm Spacing) s'est faite en analysant les images manuelle-



FIGURE 2.8 – Microscope optique

ment comme le montre la figure 2.1.

2.4.3 Microscopie électronique a balayage

l'identification des phases s'est faite a l'aide d'un microscope électronique a balayage (MEB) Quanta 650, couple a un spectrometre rayon x a dispersion d'énergie, la figure 3.9 montre le dispositif expérimental utilisé.

2.5 ESSAIS MECANIQUES

Les propriétés mécaniques étudiées dans ce travail sont la dureté, la résistance a la traction et la résilience. Cette sous-section détaille les dispositifs expérimentaux utilisés pour mesurer ces propriétés.

2.5.1 Test de dureté

Les échantillons utilisés pour les essais de dureté sont des cylindres de diamètre 30mm et 10mm de hauteur, dont la surface a été polie. L'essai de dureté a été réalisé avec un duromètre INNOVATEST NEMESIS 9000 (fig 3.10) avec une charge de 10 kgf (98,1 N) pendant 10s, utilisant une bille de 1mm de diamètre.

Un minimum de 5 indentations ont été faite sur chacun des échantillons, les valeurs minimales et maximales ont été écartées, et une moyenne des autres valeurs a été faite.

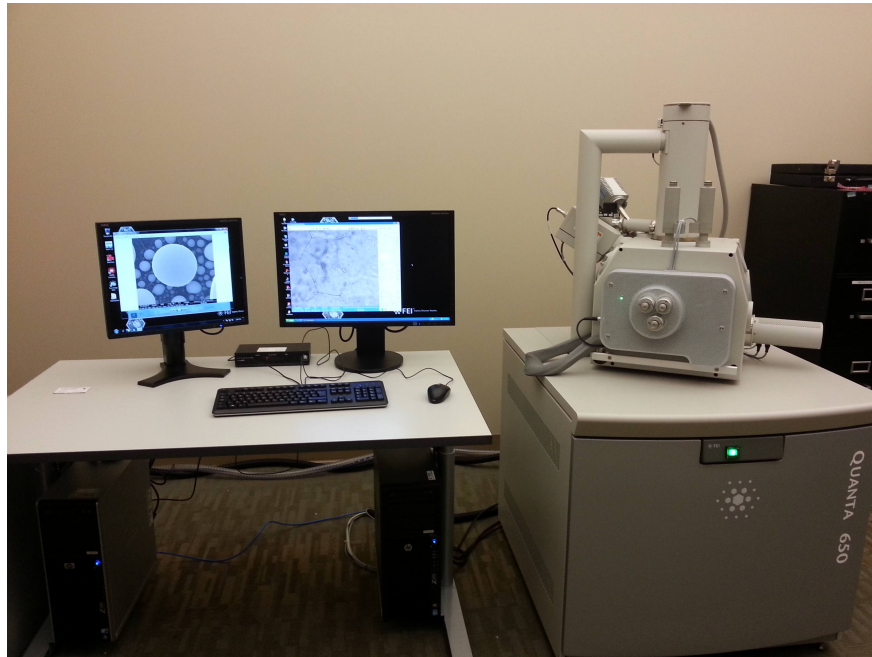


FIGURE 2.9 – Microscope électronique à balayage

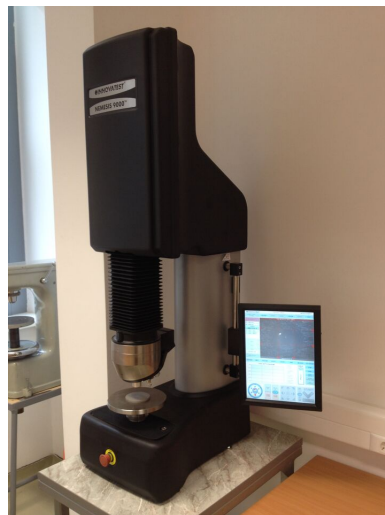


FIGURE 2.10 – duromètre INNOVATEST NEMESIS 9000



FIGURE 2.11 – Machine de traction MTS

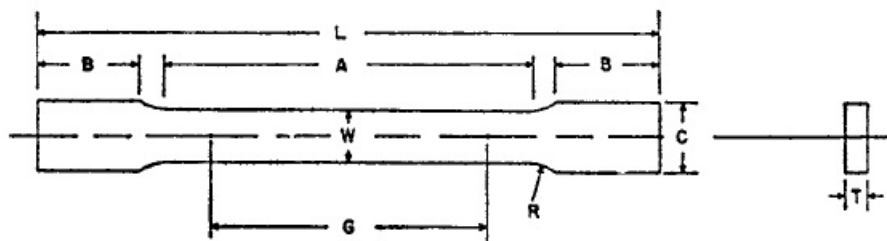


FIGURE 2.12 – Éprouvette de traction

2.5.2 Essais de traction

Figure montre l'éprouvette de traction utilisée et de ses cotations. Les éprouvettes de traction ont été conçues selon la norme ASTM : B557-06 (fig 3.12) avec une distance $L_0 = 50\text{mm}$. 03 éprouvettes ont été testées pour chaque alliage dans leurs états bruts et traités thermiquement.

Une machine de type MTS (fig 3.11) a été utilisé pour ce test avec une vitesse d'extension de 1mm/mn . Un extensomètre est raccordé à l'éprouvette pour mesurer le taux d'élongation, le tout est relié à un ordinateur qui calcul les valeurs de l'élongation à la rupture et de la limite élastique (en tenant compte de la compensation standard de $0,2\%$), l'élongation à la rupture a été calculé en divisant la valeur d'élongation totale sur L_0 .

2.5.3 Essais de résilience

Les éprouvettes de résilience ont été usinées selon les dimensions suivantes $10\text{mm} \times 10\text{mm} \times 50\text{mm}$ et les échantillons ont été polis pour enlever les traces d'usinage.

Une machine de résilience assistée par ordinateur a été utilisée, comme le montre la figure 3.11.



FIGURE 2.13 – Mouton de Charpy

03 échantillons ont été testés pour chaque alliage pour déterminer les énergies totales absorbées.

Chapitre 3

Effet du Silicium et du cuivre sur les propriétés mécaniques

3.1 INTRODUCTION

Les alliages d'aluminium contenant du Silicium et du cuivre sont les plus utilisés parmi les alliages d'aluminium de fonderie. Leur bonnes résistances, et leurs excellentes propriétés de moulage les rendent indispensables dans l'industrie automobile et aéronautique.

Le cuivre améliore la résistance mécanique et l'usinabilité, et le silicium permet aux alliages d'avoir une bonne moulabilité et réduit le retrait à la solidification. [6][62][78] Les alliages Al-Si se caractérisent par la formation d'un eutectique Al-Si aux environs de 11,5%-12% Si[7]. Suivant le taux de silicium on peut distinguer 3 types d'alliages Al-Si, les alliages hypoeutectiques, contenant 5% à 10% Si, les alliages eutectiques contenant entre 10,5% et 12,5% Si, et les alliages hypereutectiques, avec un niveau de silicium supérieur à 13%. Le Silicium est présent uniquement sous forme de phase eutectique dans les alliages hypoeutectiques et eutectiques, mais dans les alliages hypereutectiques il se solidifie aussi sous forme de phase primaire à la morphologie polygonale et améliore sensiblement la résistance à l'usure[68].

Les propriétés mécaniques des alliages Al-Si-Cu sont très influencées par la présence de phases intermétalliques et de précipités. Le Cu forme plusieurs phases intermétalliques avec l'Al, Si et le Mg, notamment les phases $W-Al_xCu_4Mg_5Si_4$, $S-Al_2CuMg$ et $\theta-Al_2Cu$, et se précipite après le traitement thermique de vieillissement sous forme de précipité métastable Al_2Cu [79].

Dans ce chapitre on va voir l'effet des taux de Si et de Cu sur la microstructure ainsi que sur la dureté, la résistance mécanique à la traction et l'élongation à la rupture.

TABLE 3.1 – compositions chimiques des alliages des séries S et C

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

3.2 MICROSTRUCTURE

3.2.1 Particules de Silicium

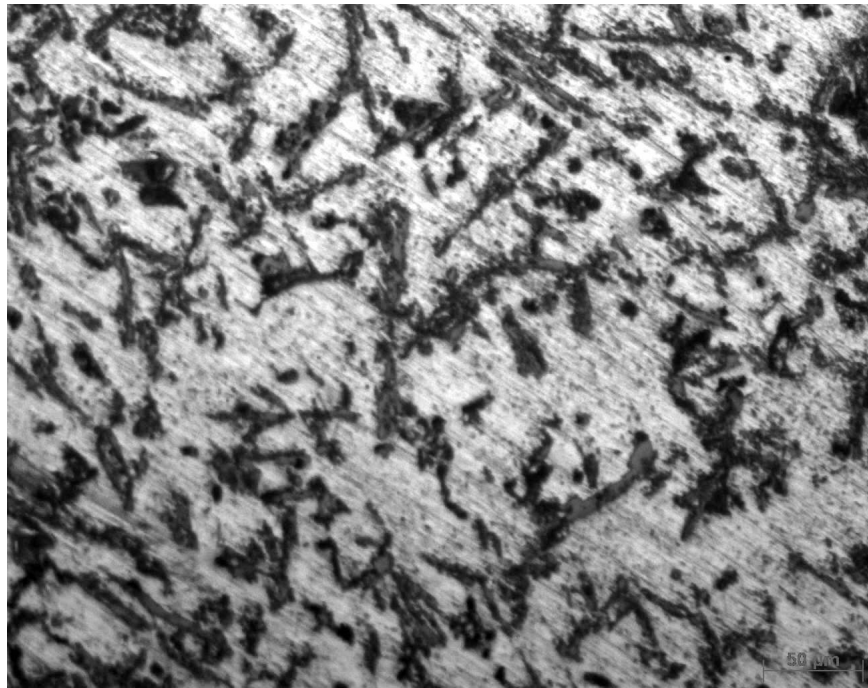


FIGURE 3.1 – Micrographie optique de l'alliage hypoeutectique S2 brut avec 9% Si

Effet du Silicium Les figures 4.1 et 4.2 montrent les microstructures optiques des alliages S2 hypoeutectique et S4 hypereutectique non traités, On remarque que les particules de silicium ont une morphologie aciculaire/lamellaire. Pour l'alliage S2, on observe une microstructure typique des alliages hypoeutectique, avec des dendrites de Si eutectique.

Pour l'alliage S4 (fig 4.2) on voit l'apparition de phases de Si primaire a la morphologie polygonale, et l'absence de structure dendritique.

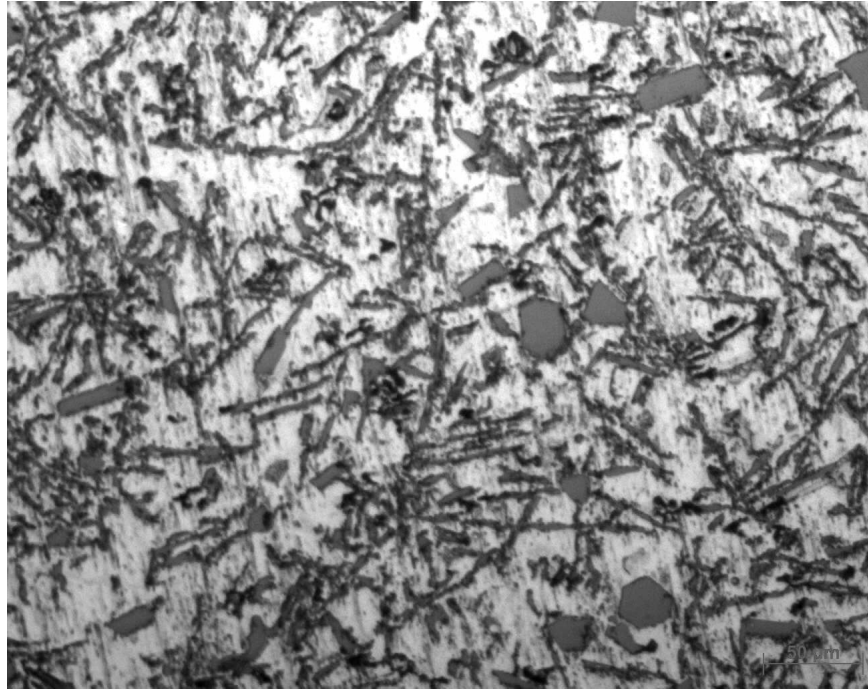


FIGURE 3.2 – Micrographie optique de l’alliage hypoeutectique S4 brut avec 13% Si

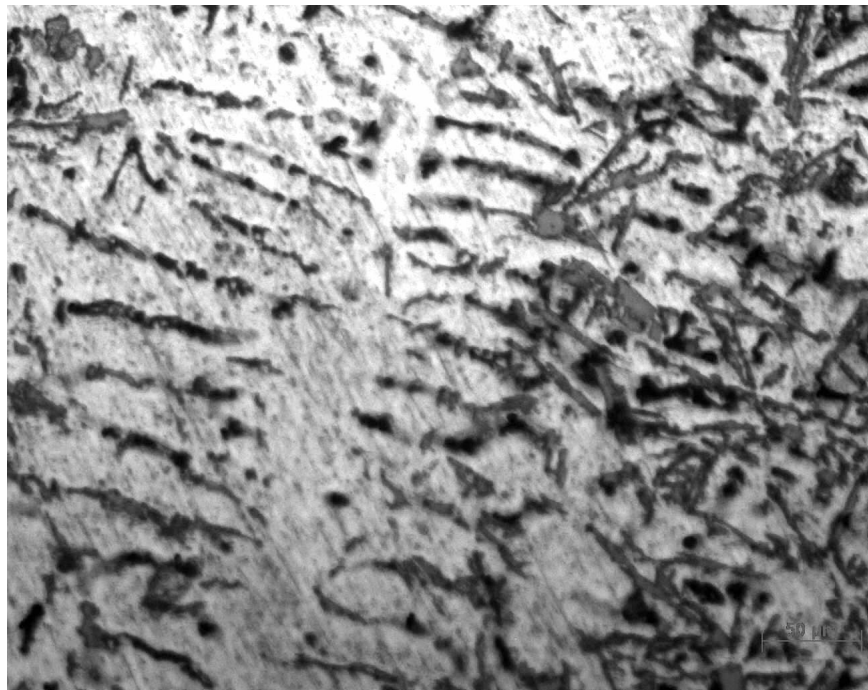


FIGURE 3.3 – Micrographie optique de l’alliage C2 brut avec 3% Cu

Effet du Cuivre Une structure typique des alliages Al-Si proches de l’eutectique est observée, avec une structure dendritique assez prononcée comme le montre la figure 4.3.

On note aussi que l’ajout de Cu grossit les dendrite α -Al, la même observation a été faite par Tao Lu et Al.[44], mais le cuivre n’a pas d’effet sur la morphologie du silicium

eutectique.

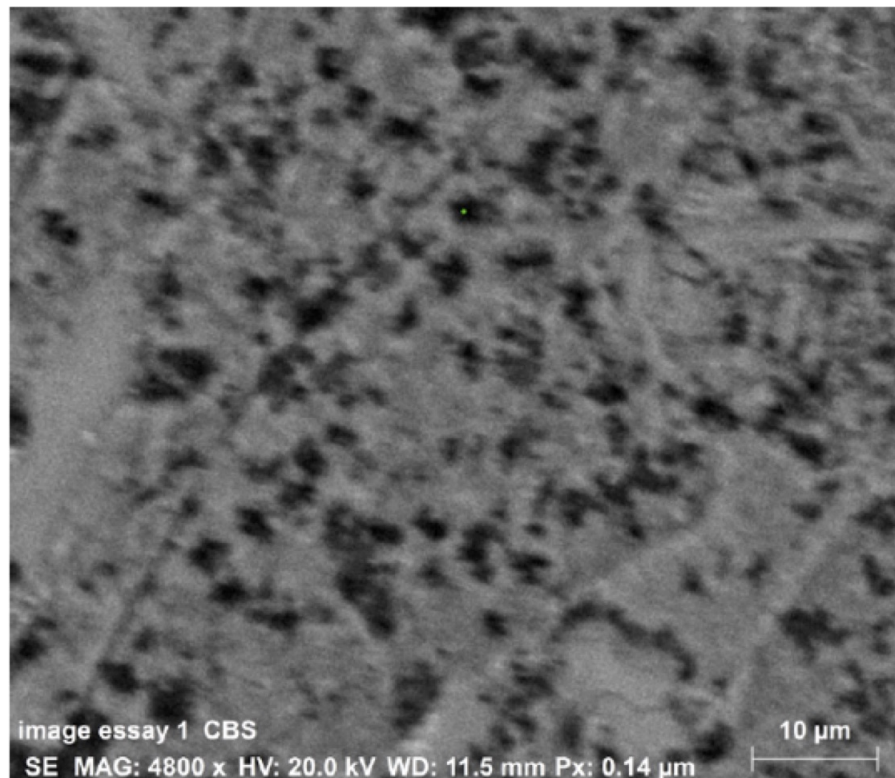


FIGURE 3.4 – Micrographie électronique de l’alliage C2 traité thermiquement, montrant la fragmentation et la sphéroïdisation des particules de Si

Effet du traitement thermique Après le traitement thermique qui consiste en une mise en solution à 490 °C, suivie d’une trempe dans de l’eau tiède (60 °C) puis d’un revenu à 200 °C pendant 4h30, on constate une fragmentation et une sphéroïdisation des particules de Si eutectique.(Fig 4.4)

Selon Z.Ma et Al[46] le processus de sphéroïdisation suite au traitement thermique s’opère en deux étapes, d’abord la fragmentation, ou la dissolution des branches de Si, puis la sphéroïdisation des branches séparées. Aucun changement significatif de la morphologie ou de la taille de la phase de Si primaire n’a été observé, la même remarque a été faite par E.R. Wang et Al[72].

3.2.2 Phases intermétalliques

Intermétalliques à base de Fer

Les intermétalliques à base de Fer dans les alliages Al-Si sont principalement α -Fe, et β -Fe.

α -Fe peut apparaître sous forme d’écritures chinoises, d’étoiles, ou de sludge (phases

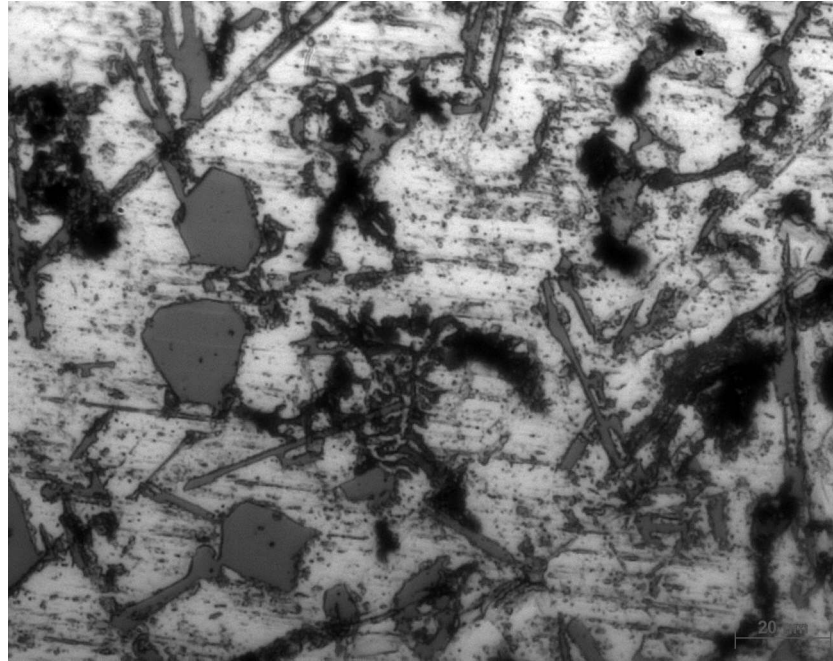


FIGURE 3.5 – Micrographie optique de l'alliage hypereutectique S4 brut montrant une phase intermétallique α -Fe sous forme d'écritures chinoises à côté de phases de Si primaire

polyèdres). On observe la présence de la phase α -Fe sur tous les échantillons brutes, et cette phase ne change pas après le traitement thermique, comme cela est rapporté par la littérature[50].

La phase β - Al_5FeSi est observée en petite quantité sur les alliages bruts, après le traitement thermique elle apparaît en grande quantité sur tout les échantillons, sous forme d'aiguilles de plusieurs dizaines de micromètres de longueur, avec des bords pointus, même chose observée par Muzaffer Zeren et al.[79] Cet intermétallique est le plus nuisible aux propriétés mécaniques.[45] [39]

Selon Mondolfo[51] la phase α -Fe est une solution solide du Fe et du Cr dans la matrice cubique $\text{Al}_15\text{Mn}_3\text{Si}_2$, ou 90% des atomes de Mn peuvent être substitués par les atomes de Fe et de Cr, pour une stœchiométrie finale de $\text{Al}_15(\text{Fe, Mn, Cr})_3\text{Si}_2$.

La phase α -Fe sous forme d'écriture chinoise germe à partir de la phase sludge [72][46], elle forme un eutectique avec α -Al, et quand α -Al achève sa croissance, la croissance de l'eutectique cause une transition dans la morphologie polyèdre vers la morphologie dendritique [72]. α -Fe se précipite généralement dans des réaction Co-eutectiques, ou post eutectiques.[50] mais peut se précipiter en phase primaire si la quantité totale du Fe, Mn, et Si est inférieure à 10wt% [24].

La nature des phases intermétalliques du Fer dépend des proportions d'éléments d'alliages, notamment le ratio Fe/Mn, et le Sludge Factor. Un ratio Fe/Mn de 2 :1 est idéal pour avoir une quantité maximale de la phase α -Fe, et minimale de β -Fe qui est nocif

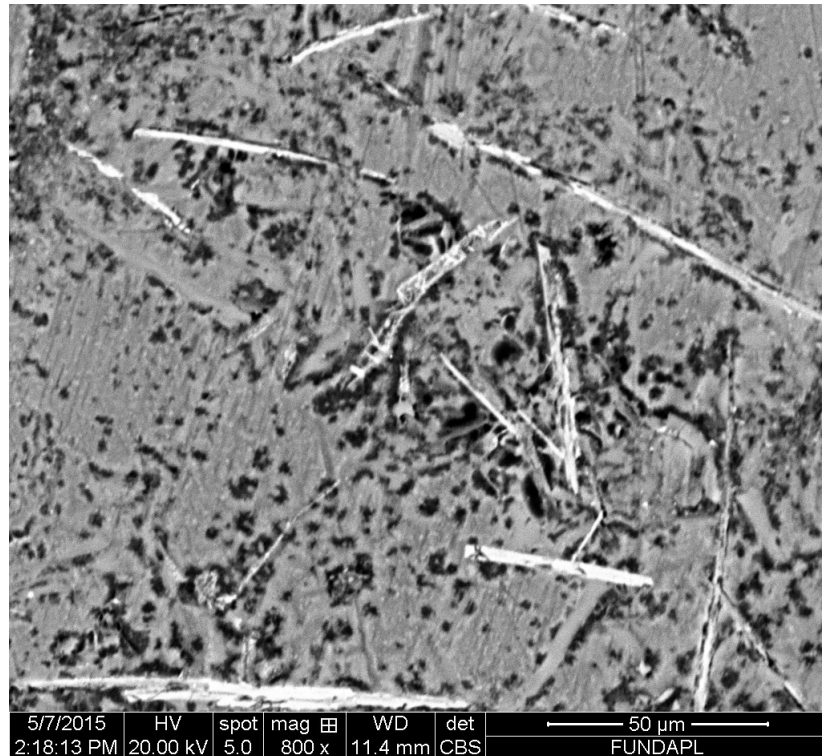


FIGURE 3.6 – Micrographie électronique montrant une distribution de phases intermétalliques β -Fe sous forme d'aiguilles

pour les propriétés mécaniques. J.Y. Hwang et al.[30] montrent que lorsque ce ratio est à 2, la totalité des phases β -Fe sont converties en α -Fe sous forme d'écritures chinoises.

Le Sludge Factor est défini comme suit[34] :

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

Plus la valeur de Sludge Factor augmente plus la proportion des phases polyèdres augmente. Les valeurs du Sludge Factor pour les différents alliages utilisés dans ce travail sont affichées dans Tableau 4.1. On remarque que les phases polyèdres sont apparues pour les alliages ayant une valeur de SF supérieure à 1,26%. Des résultats très proches de ceux de la littérature, 1,25% pour Ferraro et Al.[23] et 1,27% pour Timelli et al[69].

D'après E.R. Wang[72] la taille des phases intermétalliques de Fe diminue lorsque le taux de Cu augmente à 5%, ce résultat n'est pas en contradiction avec nos observations.

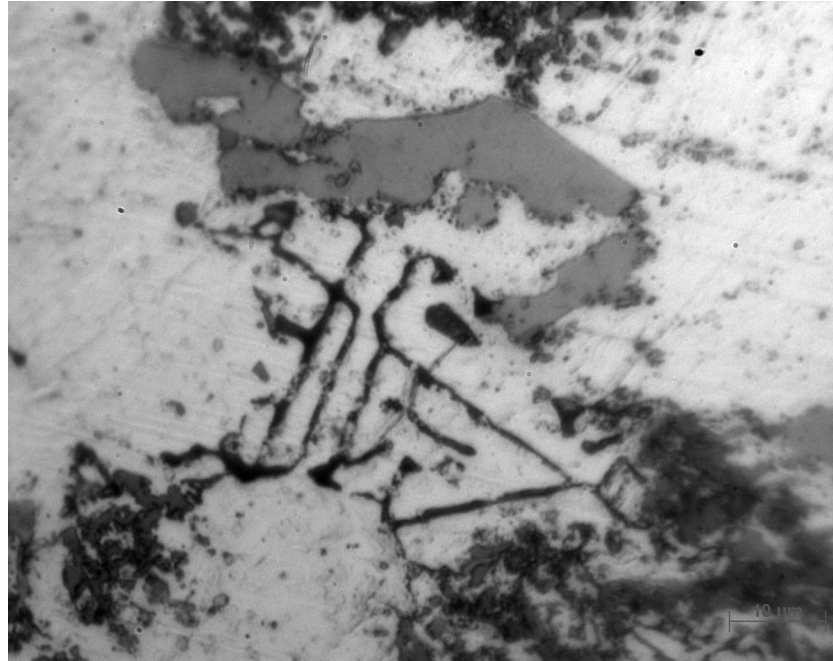


FIGURE 3.7 – Micrographie optique montrant les phases intermétalliques d'équilibre β -Mg sous forme d'écritures chinoises à côté de la phase Q- $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$

Intermétalliques à base de Mg et Cu

Les phases prédites par le diagramme de phase Al-Si-Cu-Mg[11] qui correspondent à nos compositions d'alliages sont les phases d'équilibres θ - Al_2Cu , β - Mg_2Si , et Q- $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$. Les phases β et Q sont présentes uniquement sur les alliages bruts contenant de hautes teneurs en Mg (M2, M3, M4). Fig 4.6 montre les phases d'équilibres β - Mg_2Si , et Q- $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ dans l'échantillon brut M4.

Les phases θ et β sont dissoutes durant le traitement de mise en solution, ces phases sont réputées pour être faciles à dissoudre [52] [66] même si une certaine quantité de non dissout subsiste toujours pour cause de saturation de la matrice[39].

La phase Q- $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ se précipite à la fin de la réaction eutectique Al- Al_2Cu [57] et est insoluble[65][6], car sa dissolution commence à 530 °C[40] , mais ses effets sur les propriétés mécaniques sont insignifiants [44]

A la solidification, la température de formation de la phase θ - Al_2Cu est inférieure à celle de la transition eutectique L-Al + α -Al (655°C)[51] par conséquent les cristaux de α -Al offrent des sites de germination pour les phases de cuivre, le reste de ces phases se précipite au joints de grains α -Al.

TABLE 3.2 – Tableau récapitulatif des propriétés mécaniques pour les series S et C

	Dureté (HB)		σ_M (MPa)		Elongation (%)		Quality Index (MPa)	
	Brut	Traité	Brut	Traité	Brut	Traité	Brut	Traité
S1	71	91	204	242	3	3.5	276	324
S2	74	91	209	246	3.2	3.4	285	326
S3	75	89	217	252	3.7	5.4	302	362
S4	86	104	230	262	2.9	4.4	300	359
C1	75	89	217	252	3.7	5.4	302	362
C2	74	87	236	268	2.4	5.1	293	374
C3	89	122	258	300	1.8	4.8	296	402
C4	92	123	264	311	1.7	4.9	299	414

Précipitation des phases de Cuivre Après un traitement de mise en solution, et un refroidissement rapide, la solution solide est sursaturée en atomes de soluté, aux premiers instant du traitement de vieillissement, des zones GP se forment, ces zones ont une interface cohérente avec la matrice, et une distribution uniforme, cette étape est suivie par la précipitation de la phase θ'' -Al₂Cu métastable et cohérente avec la matrice, puis celle de θ' , semi cohérente, la taille de ces particules augmente avec le temps de vieillissement [46], puis si la durée du traitement de vieillissement est trop grande, ou la température trop élevée. Ces phases se transforment en phases intermétalliques d'équilibre, beaucoup plus grandes, et non cohérentes avec la matrice, et beaucoup moins utiles pour les propriétés mécaniques.

L'augmentation du taux de Cu fait augmenter la quantité des phases intermétalliques Al₂Cu pour les alliages brutes et traités. Pour les alliages bruts, l'augmentation du taux de Cu provoque des surfusions locales, ce qui facilite la précipitation de phases riches en Cu depuis le liquide résiduel [72]. Pour les alliages traités, avec l'augmentation du taux de Cu, le nombre de zones GP augmente, et par conséquent le nombre de précipités.

Précipitation des phases de Mg La phase de Mg qui se précipite est β -Mg₂Si, son mécanisme de précipitation est plus complexe que celui de Al₂Cu, et peut être résumé comme suit :

SSSS \rightarrow clusters Independents of Mg and Si \rightarrow Co-clusters de Si et Mg \rightarrow Zones GP (sphériques) \rightarrow Si rich phase \rightarrow β'' (Aiguilles) β' (Batonnets) \rightarrow β (Mg₂Si) (Plaquettes)[26][76][1]

3.3 PROPRIETES MECANIQUES

Le principal type de durcissement qui intervient dans les alliages d'aluminium pour fonderie est le durcissement par précipitation. Les dislocations interagissent avec les précipités et entraînent une action durcissante.

Lorsque le précipité est cohérent, la dislocation v suivre le réseau et le cisailer, et dans le cas d'un précipité incohérent, plus dur que la matrice α -Al, les dislocations sont obligés de le contourner (Looping) (Mécanisme d'Orowan). Dans la plupart du temps, les alliages Al de fonderie sont soumis au contournement.

Les zones GP sont petites et cohérentes et cèdent au cisaillement, leur résistance augmente avec leurs tailles, et leur transformation en θ'' et θ' semi cohérentes. Le durcissement s'accroît jusqu'à ce que le contournement devienne compétitif avec le cisaillement. La valeur maximale de la dureté est atteinte lorsque le taux de précipités cohérents est à son maximum [46]. Lorsque les phases intermédiaires θ' , et β' apparaissent, l'adoucissement commence [46]. La taille des phases métastables augmente avec le temps de vieillissement, ce qui fait augmenter leur dureté, mais réduit l'énergie nécessaire à leur contournement, car plus le précipité est gros, plus le rayon de courbure de la dislocation est grand, et plus l'énergie de franchissement est faible. Avec la coalescence des précipités, les plus grands se comportent comme des puits de potentiel pour les atomes de soluté, et croissent, tandis que les petits sont dissouts, ce qui induit une augmentation de la distance inter-précipités, et provoque une chute de la dureté[41].

Dans le cas d'un sur-vieillissement (Over Aging), la coalescence continue jusqu'à l'émergence des phases d'équilibre θ -Al₂Cu, et β -Mg₂Si, ce qui provoque une chute de la dureté [46][79].

3.3.1 dureté

Effet du Silicium

La dureté augmente avec l'augmentation du taux de Si comme le montre fig 4.8, que ce soit pour les échantillons brutes ou vieillis, l'augmentation est plus significative entre 11% et 13%. Lorsque le taux de Si augmente, le nombre de particules de Si augmente, ces particules de seconde phase sont plus dures que la matrice α -Al, ce qui provoque une augmentation de la dureté. L'augmentation plus importante entre 11% et 13% est due à l'apparition de la phase de Si primaire (polygonal).

Après le traitement thermique, les particules de Si se sphéroidisent et se fragmentent, ce qui provoque une augmentation de la dureté. Le traitement thermique provoque la dissolution d'une grande partie des phases d'équilibre du Cu, et Mg (Al₂Cu, et Mg₂Si) et la précipitation de nouvelles phases métastables cohérentes ou semi cohérentes avec la matrice, ce qui provoque un durcissement.

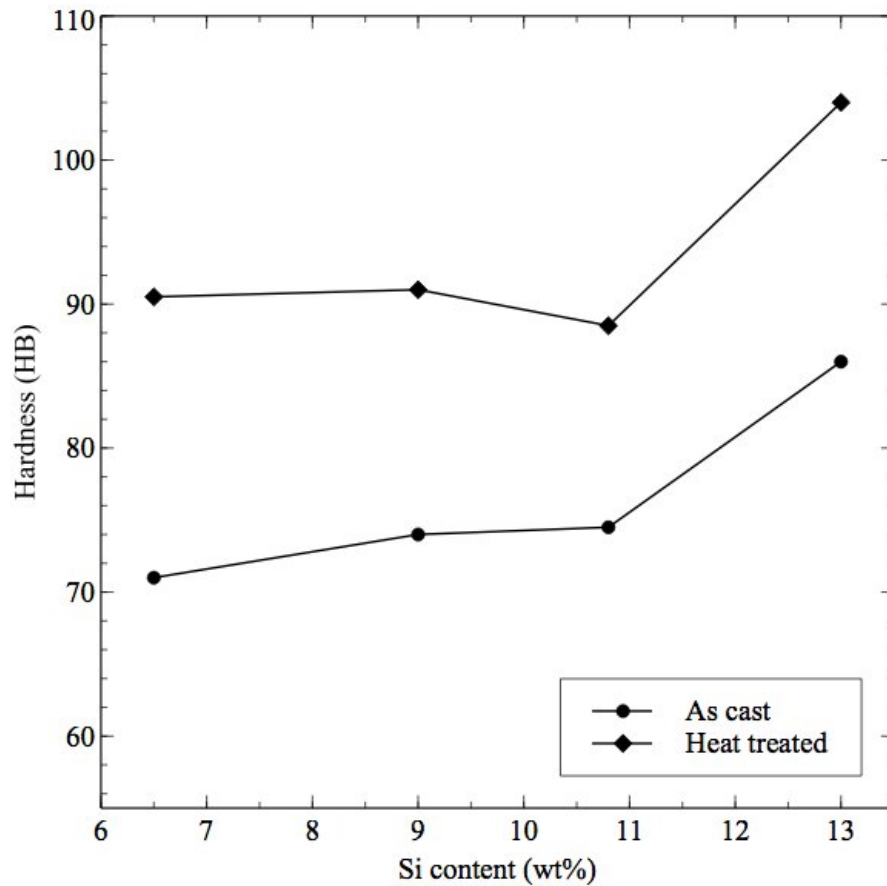


FIGURE 3.8 – Évolution de la dureté en fonction du taux de Silicium

Effet du Cuivre

La dureté augmente proportionnellement au taux de cuivre, que ce soit pour les alliages bruts, ou traités thermiquement (fig 4.9) avec une grande différence de valeurs en faveur des échantillons traités. Pour les échantillons bruts, le durcissement est due en grande partie à la présence de la phase intermétallique Al_2Cu , qui se précipite à la solidification sous forme de blocks, entre les joints de grains $\alpha\text{-Al}$, et les dendrites $\alpha\text{-Fe}$ [?][79]. En augmentant le taux de Cu dans l'alliage, la quantité de ces phases intermétalliques augmente, ce qui explique l'augmentation de dureté pour les échantillons bruts.

Après le traitement thermique, l'augmentation très significative de la dureté par rapport aux échantillons bruts est dû à deux phénomènes : (i) La fragmentation et la sphéroïdisation des particules de Silicium eutectique. (ii) La dissolution des intermétalliques d'équilibre $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ de grande taille, et incohérentes avec la matrice, et l'apparition de phases métastables cohérentes (θ'') ou semi cohérentes (θ') avec la matrice $\alpha\text{-Al}$.

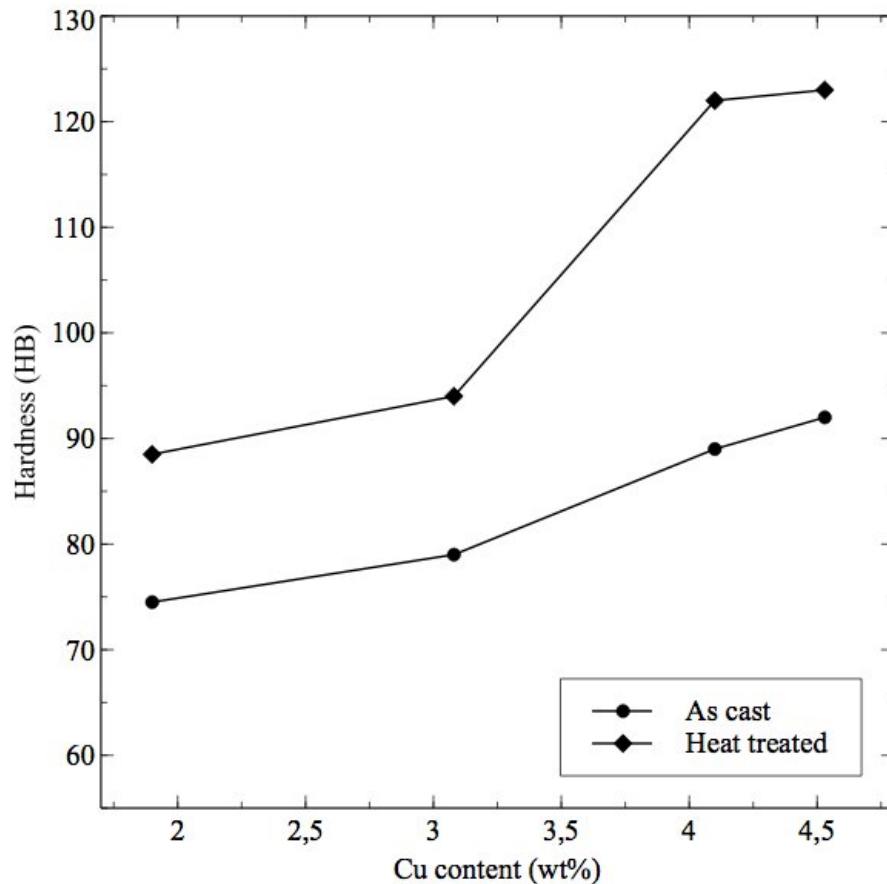


FIGURE 3.9 – Évolution de la durété en fonction du taux de Cuivre

3.3.2 Résistance à la traction

Effet du Silicium

L'UTS augmente avec le taux de Silicium de façon légère et continue, cela est dû à l'augmentation des particules de Silicium secondaire, ainsi qu'à l'apparition des particules de Si primaire pour l'alliage S4. La différence entre les échantillons bruts et ceux traités est due aussi à la dissolution des phases d'équilibre et la précipitation des phases métastables.

Pour ce qui est de l'élongation, elle augmente avec l'augmentation du taux de Si, avec un pic pour l'alliage eutectique S3 (10,8% Si), puis elle redescend pour l'alliage S4 à 13% Si, et cela est dû à l'apparition de la phase de Silicium primaire, ces phases de morphologie polygonale et de quelques dizaines de micromètre de diamètre ont un effet assez néfaste sur l'élongation.

Après le traitement thermique on constate que l'élongation n'augmente pas beaucoup pour les alliages hypoeutectique (S1 et S2), contrairement à l'alliage eutectique S3, et

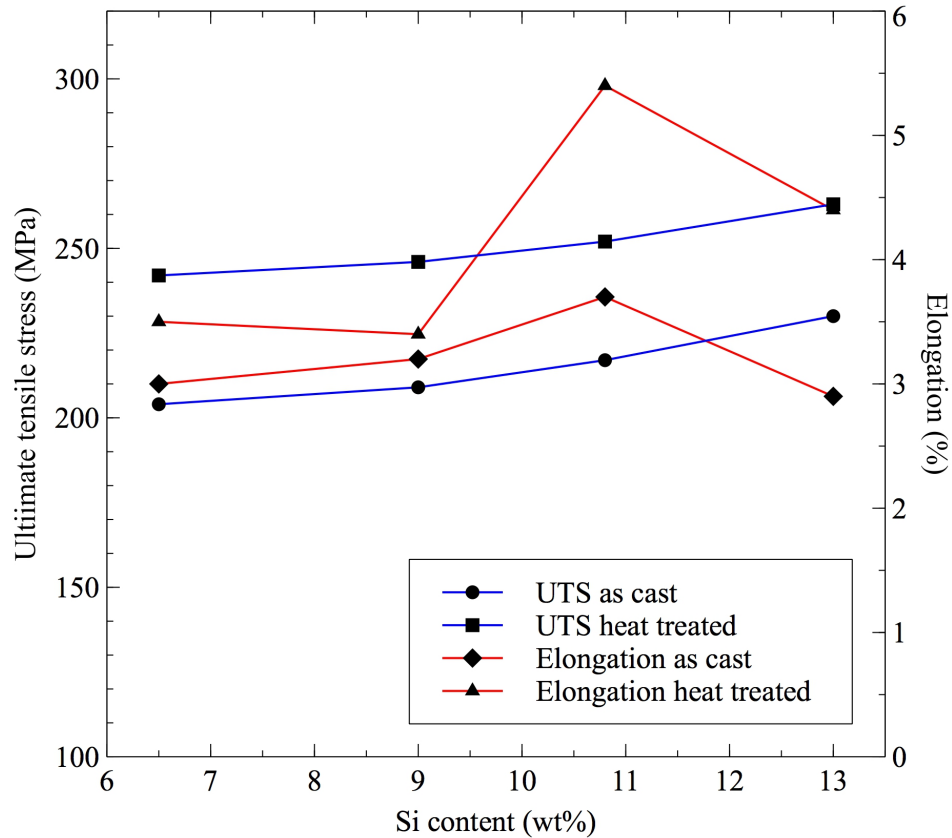


FIGURE 3.10 – Évolution de la résistance mécanique a la traction et de l'élongation a la rupture en fonction du taux de Silicium

hypereutectique S, pour lesquelles l'augmentation de l'élongation à la rupture est très importante.

Fig 4.11 montre la variation du Quality Index en fonction du taux de Silicium. On constate qu'il augmente légèrement pour se stabiliser pour les alliages S3 et S4.

Effet du Cuivre

L'UTS augmente avec le pourcentage de Cuivre de la même manière que la dureté, que ce soit pour les alliages bruts ou traités thermiquement pour atteindre une valeur de 363 MPa pour l'alliage traité C4 à 4,5% Cu. Pour les alliages bruts cela est dû à l'augmentation de la quantité des phases θ -Al₂Cu présentes, et pour les alliages traités thermiquement c'est le durcissement par précipitation qui est la cause de l'augmentation de l'UTS, car la quantité de précipités augmente avec le taux de cuivre.

En ce qui concerne le pourcentage d'élongation à la rupture, il chute de moitié pour

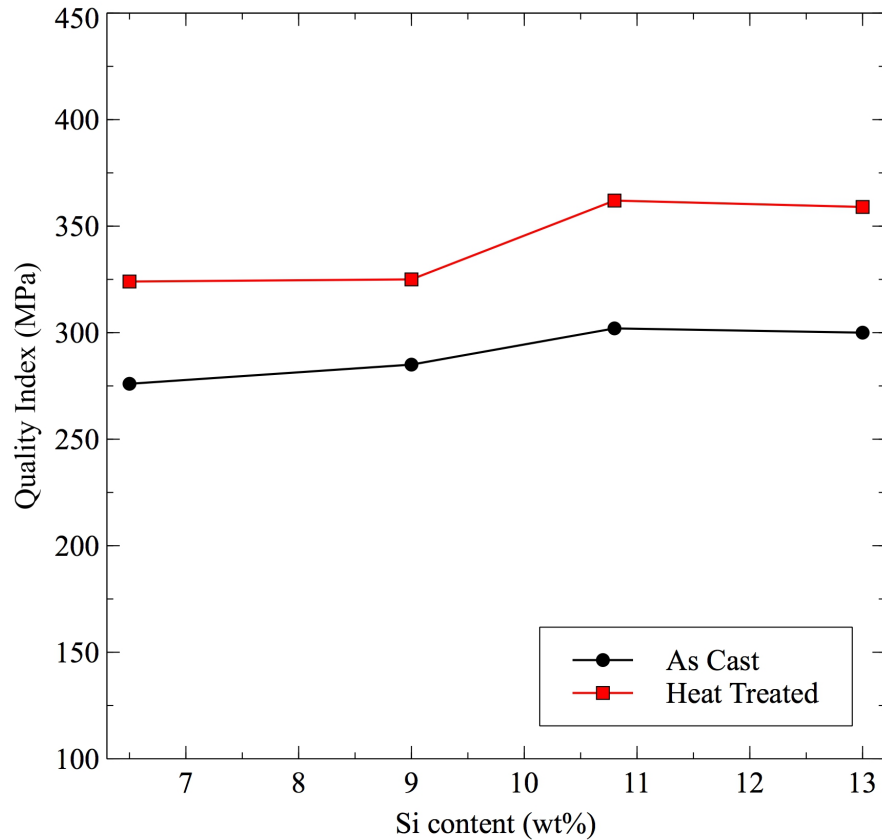


FIGURE 3.11 – Évolution du Quality Index en fonction du taux de Silicium

les échantillons bruts (C1 à C4), et la cause est essentiellement la présence de la phase d'équilibre θ -Al₂Cu aux joints de grains, cette phase agit comme un concentrateur de contrainte et fait chuter l'élongation.

L'élongation est élevée pour les alliages traités thermiquement (environ 5%) et ne varie pas de manière significative entre les alliages C1 et C4, ce qui indique que la phase d'équilibre θ -Al₂Cu a été dissoute lors du traitement de mise en solution et remplacée au cours du traitement de vieillissement par des précipités métastables, cohérents ou semi cohérent avec la matrice α -Al.

Le Quality Index (QI) augmente continuellement avec l'augmentation du taux de cuivre pour les alliages traités thermiquement pour atteindre la valeur de 414 MPa. Pour les alliages bruts, la baisse de l'élongation est compensée par l'augmentation de la résistance, ce qui donne une courbe plate. (variation entre 293 MPa et 302 MPa)

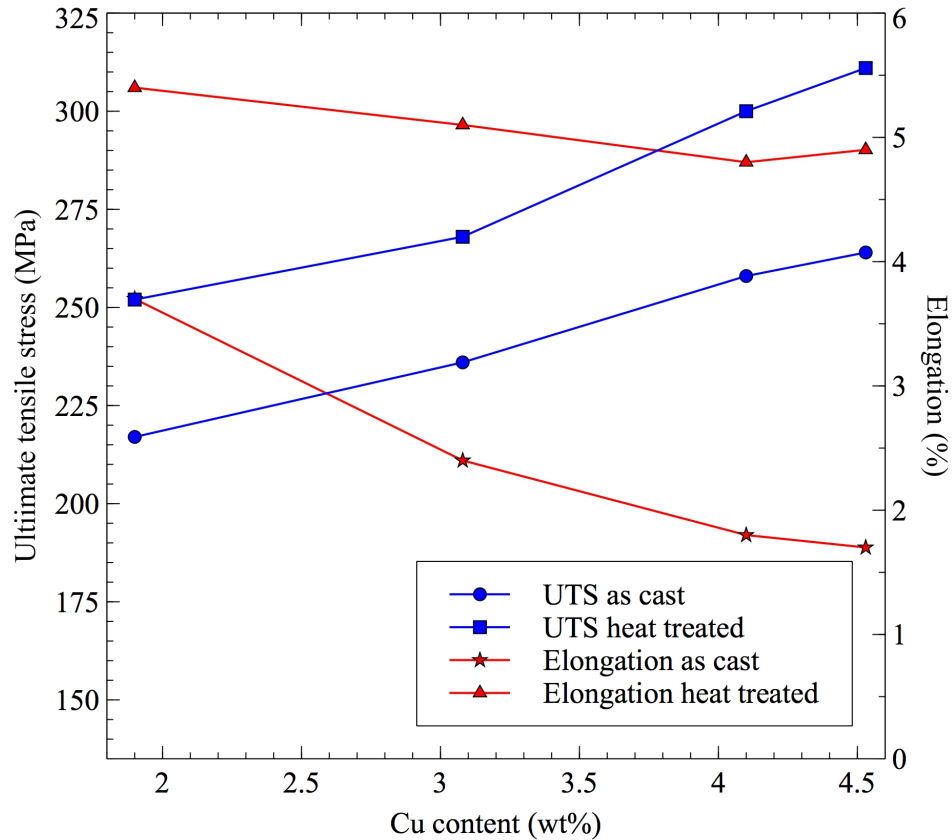


FIGURE 3.12 – Évolution de la résistance mécanique a la traction et de l'élongation a la rupture en fonction du taux de Cuivre

3.4 CONCLUSION

Les conclusions suivantes peuvent être tirées sur l'effet du Si et du Cu sur la microstructure et les propriétés mécaniques des alliages de fonderie Al-Si-Cu-Mg :

- Sur tous les alliages les particules de Si affichent une morphologie aciculaire-lamellaire.
- L'addition de Cu grossit les dendrites α -Al.
- Après le traitement thermique, on observe une fragmentation, et une sphéroïdisation des particules de Si eutectique sur tous les alliages étudiés.
- L'ajout de Si fait augmenter la dureté et la résistance mécanique, tandis que la meilleure valeur de ductilité est affichée par l'alliage proche de l'eutectique.
- L'augmentation du taux de Cu améliore sensiblement la dureté et la résistance mécanique, cette amélioration est d'autant plus importante pour les alliages traités thermiquement.

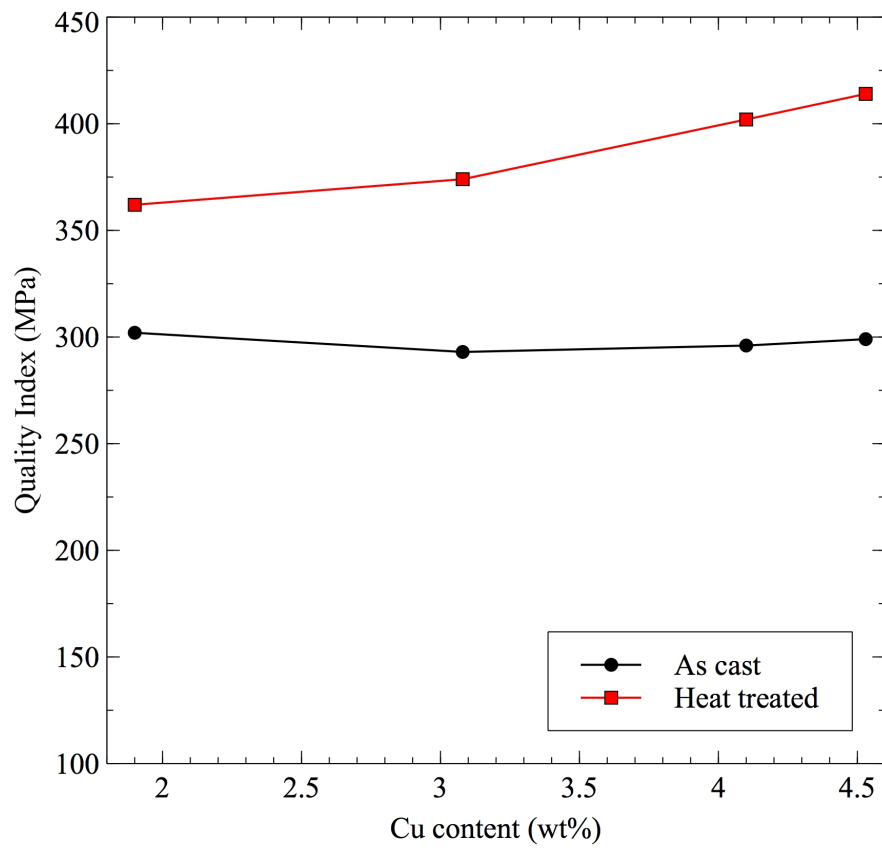


FIGURE 3.13 – Évolution du Quality Index en fonction du taux de Cuivre

Chapitre 4

Effets du Magnésium et du Zinc sur la microstructure et les propriétés mécaniques

4.1 INTRODUCTION

Les alliages de fonderie Al-Si-Cu-Mg sont largement utilisés dans l'industrie automobile à cause de leur excellente moulabilité, leurs bonnes propriétés mécaniques et tribologiques, leur faible coefficient d'expansion thermique, et leur ratio résistante/poids élevé [72] [50] Leur grande résistance à la corrosion sous différentes conditions et la faible énergie nécessaire à leur refusions, ainsi que la grande diversité de ces alliages leur confère une grande recyclabilité (Ref), ce qui fait que les alliages de seconde fusion sont utilisé de façon croissante. L'un des problèmes posé par l'utilisation de ces alliages est l'accumulation de certains éléments indésirables comme le Zinc, le Fer, et même le magnésium dans certains cas. Parmi ces éléments c'est le Zn qui pose le plus de problèmes, car il n'existe pas de méthodes commerciales pour faire baisser la teneur en Zn d'un alliage d'aluminium, autre que la dilution avec de l'aluminium pur, ou un autre alliage a faible teneur en Zn (Ref), ce qui nous amène à considérer la faisabilité par recyclage dans l'élaboration des alliages d'aluminium.[72], [50]

Les teneurs en magnésium dans les alliage Al-Si-Cu différent d'un alliage a un autre. Dans les alliage Al-Si-Cu pour moulage sous pression, le taux de Mg est limité a 0,1 % pour le A380, 0,4-0,6% pour le A360.0 et 0,2-0,4 % pour le A364.0, respectivement. Dans le cas des alliages Al-Si-Cu pour moules permanent, le Mg est limité a 0,1 % pour le A319, mais peut être de 0,4-0,65 % pour le A390.0 et 0,7-1,3 % dans le A393.0, respectivement.

TABLE 4.1 – compositions chimiques des alliages des series M et Z

Code	Si	Cu	Fe	Mg	Mn	Cr	Zn	Fe/Mn	Sludge Factor	Sludging
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

L'effet du taux de Mg sur les alliages Al-Si-Cu est un sujet assez étudié dans la littérature. (dasgupta) [28],[75] L'effet de la teneur en magnésium (0,06% à 0,55%) sur les propriétés mécaniques d'alliages Al-Si-Cu a été étudié par Dasgupta et al. (dasgupta) Ils ont trouvés que l'augmentation du taux de Mg a un petit effet sur les propriétés mécaniques, et aucun changement microstructural significatif n'a eu lieu pour les alliages bruts ou traités. De la même façon Hwang et al.[28] ont étudiés les alliages Al-Si-Cu sans Mg, puis avec 0,45% Mg et ont trouvé que l'addition de magnésium améliore de manière significative les propriétés mécaniques des alliages bruts et traités. D'un autre côté Yang et al.[75] a rapporté que le taux de magnésium peut être contrôlé à un niveau qui peut aller jusqu'à 0,73% pour augmenter la résistance et garder une ductilité acceptable pour les alliages bruts ou traités thermiquement

Cependant le taux de Zinc est limité respectivement à 3% dans l'alliage d'aluminium A380, 0,5% dans le A360 et 0,3% dans le A383. On ne trouve pas d'études récentes sur l'effet du zinc sur les propriétés mécaniques des alliages Al-Si-Cu-Mg.

Le but de ce chapitre est d'étudier l'effet des additions du Mg (0,1-2,52%) et du Zn (0,03-3,11%) sur la microstructure et les propriétés mécaniques des alliages Al-Si11-Cu2-Zn0,4% et Al-Si11-Cu2-Mg0,1%.

4.2 MICROSTRUCTURE

4.2.1 Particules de Silicium

Les figures 5.1 et 5.2 montrent les micrographies optiques des alliages bruts des groupes M et Z, les particules de silicium ont une morphologie aciculaire / lamellaire. On observe une structure typique des alliages Al-Si proches de l'eutectique, avec une structure dendritique plus ou moins prononcée.

L'augmentation du taux de zinc dans les alliages Al-Si-Cu-Mg n'a pas d'effets sur

la structure dendritique ni sur le silicium eutectique, comme le montre la figure 5.2. Cependant, l'augmentation de la teneur en Mg dans les alliages Al-Si-Cu-Mg amplifie la structure dendritique et change la morphologie du silicium eutectique et lui confère une forme lamellaire plutôt qu'aciculaire, comme le montre la figure 5.1. Ce résultat est cohérent avec le travail d'Aguilera et al. [2] qui montre un changement de la morphologie aciculaire du Si eutectique quand le taux de Mg augmente de 0,4% à 0,6%.

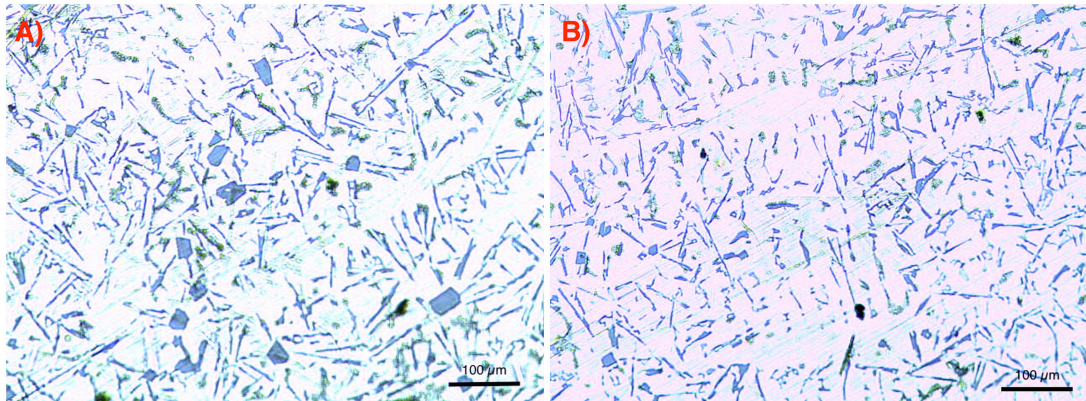


FIGURE 4.1 – micrographies optiques montrant l'effet du Mg sur la microstructure des alliages bruts. (A) M1 avec 0,1% Mg. (B) M4 avec 2,52% Mg.

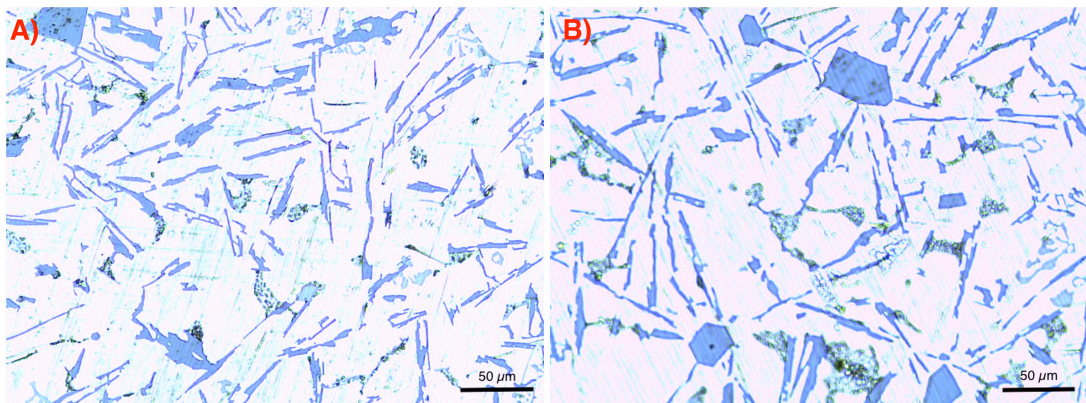


FIGURE 4.2 – micrographies optiques montrant l'effet du Zn sur la microstructure des alliages bruts. (A) Z1 avec 0,03% Zn. (B) Z3 avec 1,46% Zn.

Les alliages d'aluminium bruts ont été soumis à un traitement thermique T6, qui consiste en une mise en solution à 490 °C pendant 7 h, suivi d'une trempe dans l'eau tiède (60 °C), puis d'un vieillissement à 200 °C pendant 4,5 h. Figure 5.3 montre des micrographies électroniques des alliages Z1 et Z4 traités thermiquement, avec les analyses EDS des zones marquées dans les figures. La fragmentation et la sphéroïdisation des particules de Si eutectique se fait lors du traitement thermique, et ce phénomène

est plus marqué dans l'alliage sans Zn (Z1) par rapport aux alliages avec Zn, comme le montre la figure 5.3.

4.2.2 Phases Intermétalliques

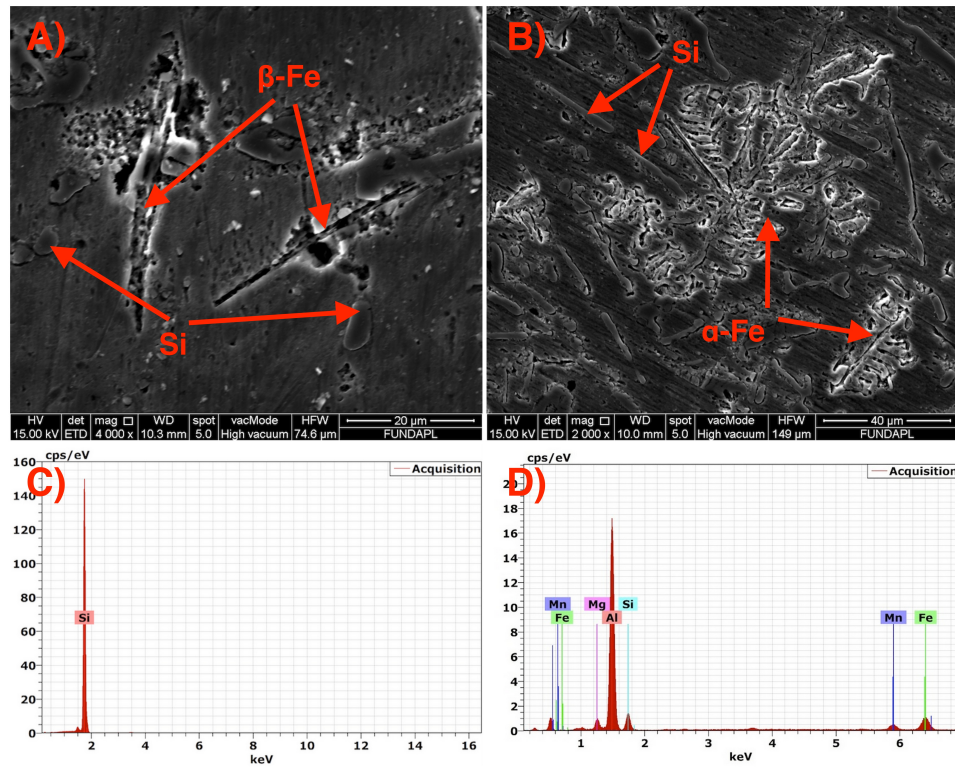


FIGURE 4.3 – (A) micrographies électroniques de l'alliage traité Z1. (B) (A) micrographies électroniques de l'alliage traité Z4. (C) Analyse EDS d'une particule de Si fragmenté. (D) Analyse EDS de la phase α -Fe

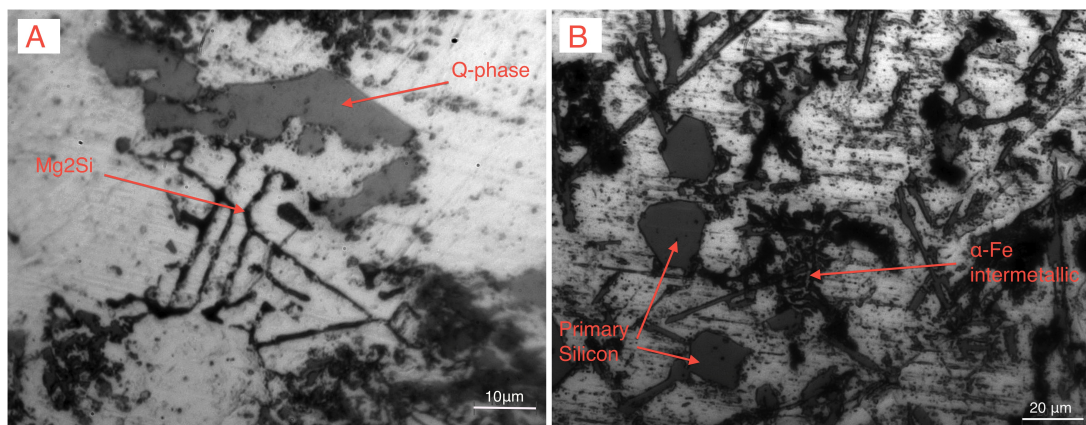


FIGURE 4.4 – (A) micrographies optiques des alliages : (A) M4 brut (1000). (B) Z2 brut (500)

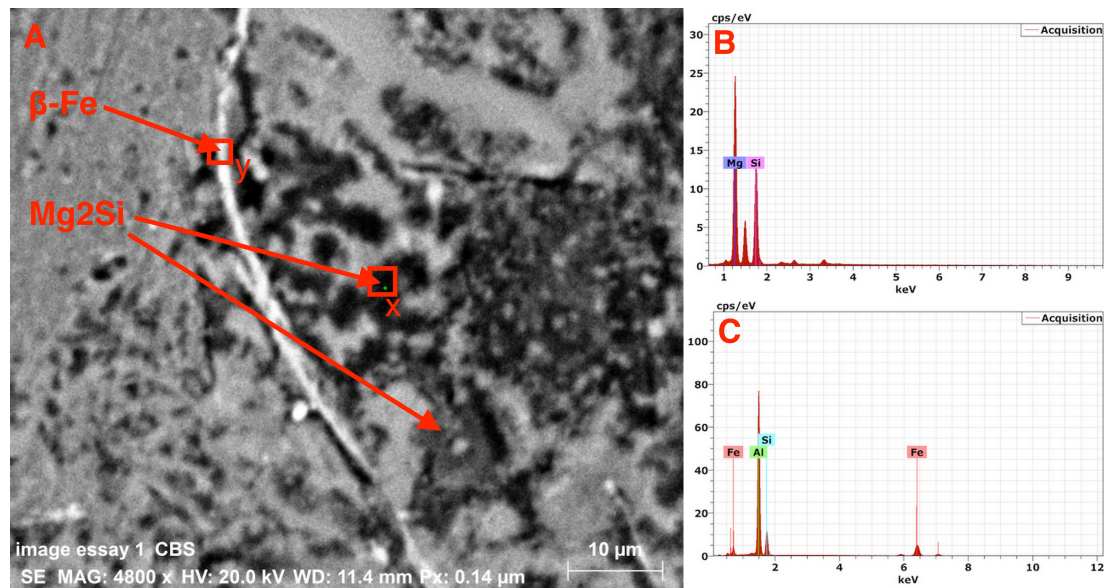


FIGURE 4.5 – (A) micrographies électroniques et analyses EDS de l’alliage traité M3. (A) Image MEB. (B) spectre EDS de la phase $\beta''\text{-Mg}_2\text{Si}$. (C) spectre EDS de la phase $\beta\text{-Fe}$.

Les intermétalliques à base de Fer dans les alliages Al-Si sont principalement $\alpha\text{-Fe}$, et $\beta\text{-Fe}$.

$\alpha\text{-Fe}$ peut apparaître sous forme d’écritures chinoises, d’étoiles, ou de sludge (phases polyèdres). Figure 5.4 montre les microstructures des alliages bruts M4 et Z2 ($Zn = 0,4\%$), montrant respectivement les phases $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$ et $Q\text{-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$, les particules de Si primaire et la phase intermétallique $\alpha\text{-Fe}$. Cette dernière est présente sur tous les échantillons bruts, et n’est pas dissoute lors de la mise en solution, comme rapporté par Mohamed et al.[50].

La phase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ est observée en petite quantité sur les alliages bruts, après le traitement thermique elle apparaît en grande quantité sur tout les échantillons, sous forme d’aiguilles de plusieurs dizaines de micromètres de longueur, avec des bords pointus, même chose observée par Muzaffer Zeren et al.[79] Cet intermétallique est le plus nuisible aux propriétés mécaniques des alliages Al-Si-Cu-Mg[45] [39].

Selon Mondolfo[51] la phase $\alpha\text{-Fe}$ est une solution solide du Fe et du Cr dans la matrice cubique $\text{Al}_15\text{Mn}_3\text{Si}_2$, ou 90% des atomes de Mn peuvent être substitués par les atomes de Fe et de Cr, pour une stœchiométrie finale de $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Cr})_3\text{Si}_2$.

La phase $\alpha\text{-Fe}$ sous forme d’écriture chinoise germe à partir de la phase sludge [72][46], elle forme un eutectique avec $\alpha\text{-Al}$, et quand $\alpha\text{-Al}$ achève sa croissance, la croissance de l’eutectique cause une transition dans la morphologie polyèdre vers la morphologie dendritique [72].

La nature des phases intermétalliques du Fer dépend des proportions d’éléments d’alliages, notamment le ratio Fe/Mn, et le Sludge Factor. Un ratio Fe/Mn de 2 :1 est idéal

pour avoir une quantité maximale de la phase α -Fe, et minimale de β -Fe qui est nocif pour les propriétés mécaniques. J.Y. Hwang et al.[30] montrent que lorsque ce ratio est à 2, la totalité des phases β -Fe sont converties en α -Fe sous forme d'écritures chinoises.

Le Sludge Factor est défini comme suit[34] :

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

Plus la valeur de Sludge Factor augmente plus la proportion des phases polyèdres augmente. Les valeurs du Sludge Factor pour les différents alliages utilisés dans ce travail sont affichées dans Tableau 4.1. On remarque que les phases polyèdres sont apparues pour les alliages ayant une valeur de SF supérieure à 1,26%. Des résultats très proches de ceux de la littérature, 1,25% pour Ferraro et Al.[23] et 1,27% pour Timelli et al[69].

D'après E.R. Wang[72] la taille des phases intermétalliques de Fe diminue lorsque le taux de Cu augmente à 5%, ce résultat n'est pas en contradiction avec nos observations.

Les phases prédites par le diagramme de phase Al-Si-Cu-Mg[11] qui correspondent à nos compositions d'alliages sont les phases d'équilibres θ -Al₂Cu, β -Mg₂Si, et Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆. Les phases β et Q sont présentes uniquement sur les alliages bruts contenant de hautes teneurs en Mg (M2, M3, M4). Fig 5.4a montre les phases d'équilibres β -Mg₂Si, et Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆ dans l'échantillon brut M4.

La figure 5.5 montre une micrographie électronique de l'alliage M3 traité avec les spectres EDS des régions dénotées dans la figure, on y voit les phases β -Mg₂Si et β -Al₅Fe₃i.

Les phases θ et β sont dissoutes durant le traitement de mise en solution, ces phases sont réputées pour être faciles à dissoudre [52] [66] même si une certaine quantité de non dissout subsiste toujours pour cause de saturation de la matrice[39].

La phase Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆ se précipite à la fin de la réaction eutectique Al-Al₂Cu [57] et est insoluble[65][6], car sa dissolution commence à 530 °C[40] , mais ses effets sur les propriétés mécaniques sont insignifiants [44]

A la solidification, la température de formation de la phase θ -Al₂Cu est inférieure à celle de la transition eutectique L-Al + α -Al (655°C)[51] par conséquent les cristaux de α -Fe offrent des sites de germination pour les phases de cuivre, le reste de ces phases se précipite au joints de grains α -Al.

TABLE 4.2 – Tableau récapitulatif des propriétés mécaniques pour les séries M et Z

	Dureté (HB)		σ_M (MPa)		Élongation (%)		Quality Index	
	Brut	Traité	Brut	Traité	Brut	Traité	Brut	Traité
M1	74.5 ± 0.7	88.5 ± 3.2	217.0 ± 12.3	251.9 ± 5.4	3.7 ± 0.21	5.4 ± 0.42	302.4 ± 16	362.6 ± 10,5
M2	85.9 ± 1.3	119 ± 3.2	226.2 ± 5.9	270.4 ± 1.9	1.3 ± 0.09	2.2 ± 0.34	243.9 ± 10.4	321.5 ± 12
M3	80.9 ± 3.6	129.1 ± 2.6	223.0 ± 14.2	294.2 ± 8.0	1.3 ± 0.17	2.5 ± 0.2	240.6 ± 22,7	354.2 ± 13,2
M4	93.3 ± 1.5	126.4 ± 2.3	219.8 ± 9.7	287.3 ± 15.1	1.1 ± 0.08	2.3 ± 0.13	226.4 ± 14,4	342.2 ± 18,7
Z1	73.9 ± 2.5	98.3 ± 2.3	187.1 ± 15.9	344.0 ± 6.4	2.9 ± 0.31	3.6 ± 0.42	256.7 ± 22,9	427.8 ± 14
Z2	74.5 ± 3.7	88.5 ± 3.2	217.1 ± 13.7	251.6 ± 13.6	3.7 ± 0.09	5.4 ± 0.3	302.6 ± 15,3	362.4 ± 17,2
Z3	80.8 ± 1.4	87.1 ± 1.3	203.4 ± 7.3	258.7 ± 8.9	4.0 ± 0.23	5.7 ± 0.17	294.0 ± 11	373.0 ± 10,8
Z4	83.0 ± 2.2	89.5 ± 4.6	205.2 ± 10.1	254.0 ± 4.2	4.1 ± 0.11	5.8 ± 0.06	297.0 ± 11,8	368.6 ± 4,9

4.3 PROPRIETES MECANIQUES

4.3.1 Dureté

Effet du Magnesium

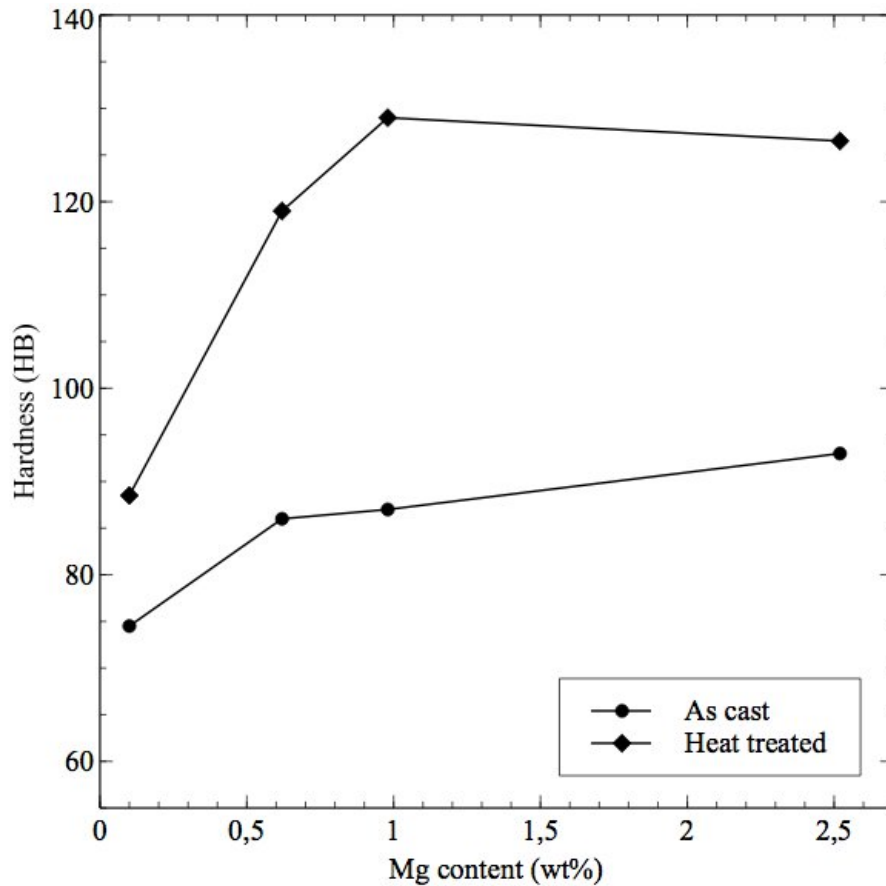


FIGURE 4.6 – Évolution de la dureté en fonction du taux de magnésium

Pour les échantillons bruts, on observe une légère hausse de la dureté avec l'augmentation de la teneur en Magnésium. Cette hausse est due au durcissement par solution solide, ainsi que la précipitation à la solidification des phases intermétalliques d'équilibre β -Mg₂Si, et Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆, le nombre de ces phases augmente avec la teneur en Mg, ce qui explique l'augmentation relativement proportionnelle de la dureté.

Après le traitement thermique, on obtient des valeurs de duretés beaucoup plus élevées qu'avec les échantillons bruts, si pour l'échantillon à 0,1% Mg l'augmentation est légère, elle est très significative pour les autres alliages. Plusieurs facteurs participent au durcissement de ces alliages : La modification de l'eutectique après le traitement thermique participe au durcissement, mais la contribution majeure vient de la précipitation des phases métastables du Mg, et aussi du cuivre β'' -Mg₂Si, β' , θ'' -Al₂Cu, et θ' .

Avec l'augmentation du taux de Magnésium, la quantité des phases β -Mg₂Si augmente et constitue plus d'obstacles aux mouvements des dislocations, ce qui fait augmenter la dureté.

La dureté se stabilise à 1% Mg, car la limite de solubilité de la phase β -Mg₂Si a été atteinte (0,7%)[36].

La modification de la morphologie des particules de Si participe aussi à l'augmentation de la dureté.

Effet du Zinc

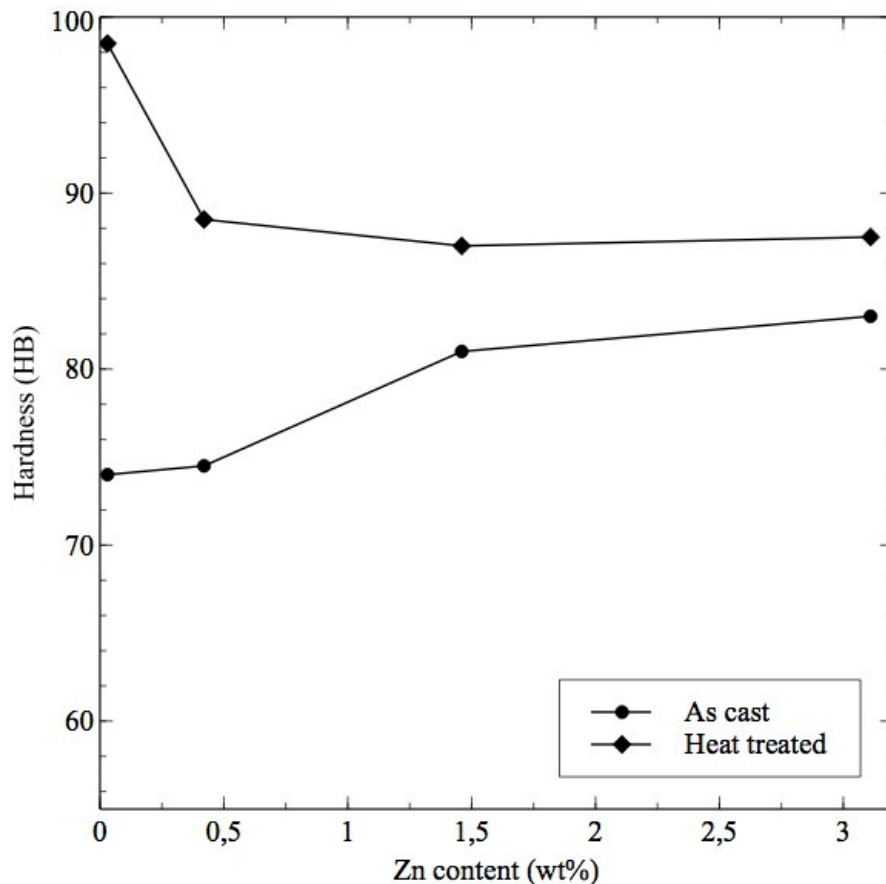


FIGURE 4.7 – Évolution de la dureté en fonction du taux de Zinc

Une légère augmentation de la dureté en fonction de la teneur en Zinc est remarquée sur les alliages bruts. Cette augmentation est due au durcissement par solution solide. Tous le Zn est présent sous forme de solution solide dans la matrice α -Al, a cause de la très grande solubilité du Zn dans l'aluminium (82,8wt%)[27]

Après le traitement thermique, l'alliage qui ne contient pas de Zinc a vu sa dureté augmenter sensiblement. Ce durcissement est du a l'affinement du Silicium eutectique, ainsi qu'a la précipitation des phases durcissantes du Cu et Mg. Pour l'échantillon à 0,4% Zn, l'augmentation de la dureté est beaucoup moins importante, et sur les alliages à 1,5% et 3% l'augmentation de dureté est très légère. Ce qui donne pour les alliages traités thermiquement, une baisse significative de la dureté avec l'ajout de 0,4% Zn, et la stabilisation de cette valeur jusqu'à 3% Zn. Cette baisse a une relation avec la morphologie du Si eutectique, sur les alliages a forte teneur en Zn, la fragmentation et la sphéroïdisation du Si eutectique ne s'est pas produite, contrairement a l'alliage sans Zn ou la sphéroïdisation est complète.

4.3.2 Résistance a la traction.

Effet du Magnésium

L'UTS ne varie pas pour les alliages bruts malgré la variation du taux de magnésium, tandis que pour les alliages traités, elle augmente de 252 MPa pour l'alliage C1 a 294 MPa pour M3, et ce stabilise malgré l'augmentation du taux de magnésium a 2,52% (M4), la raison est que la phase durcissante β'' -Mg₂Si a une limite de solubilité efficace a environ 0,7% Mg, au dela de ce taux aucun durcissement supplémentaire n'a lieu[36].

L'élongation chute drastiquement avec l'augmentation du Mg de 0,1% Mg a 0,6% Mg que ce soit pour les alliages bruts ou traités thermiquement pour se stabiliser ensuite jusqu'à l'alliage a 2,52% Mg, cette chute est due a la présence de phases d'équilibre β'' -Mg₂Si et Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆. La phase β'' -Mg₂Si est facilement dissoute lors du traitement de mise en solution (ref), ce qui explique l'augmentation de l'élongation pour les échantillons traités par rapport aux échantillons bruts. La phase Q n'est pas dissoute après la mise en solution (ref) et cause la chute de l'élongation pour les alliages a haute teneur en Mg (C1, C2, C3).

Le Quality Index (QI) affiche ses valeurs maximales pour les alliages M1 avec 0,1% Mg

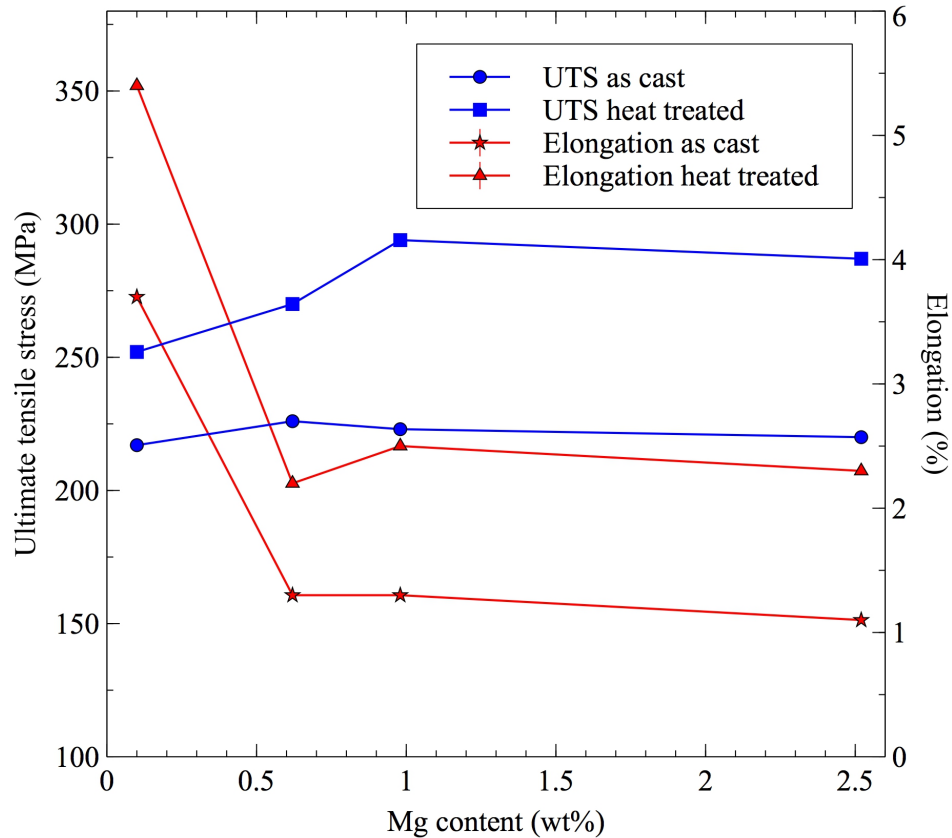


FIGURE 4.8 – Évolution de la résistance à la traction et de l'élongation en fonction du taux de Magnesium

Effet du Zinc

Comme pour les autres séries, la courbe de l'UTS a la même allure que celle de la dureté. Pour les alliages bruts l'échantillon sans Zn (Z1) affiche la valeur minimale, mais c'est ce même alliage qui affiche la résistance maximale après le traitement thermique (187MPa pour le brut et 344 MPa pour celui traité thermiquement). Cette augmentation très importante est due à 2 facteurs principaux : (i) La sphéroidisation complète du Si eutectique. (ii) l'apparition des phases durcissantes du Cu et Mg. En augmentant le taux de Zinc, avec l'augmentation de la teneur en Zn, l'UTS augmente légèrement pour les alliages bruts, mais chute pour les échantillons traités (elle monte à 205 MPa pour Z1 brut, et chute à 254 MPa pour Z1 traité).

On remarque que l'amélioration de la résistance mécanique après le traitement thermique est beaucoup plus importante pour l'alliage sans Zn (Z1), les raisons sont liées aux deux facteurs cités plus haut, on peut affirmer que l'ajout de 0,4% de Zinc empêche la fragmentation et la sphéroidisation du Silicium eutectique, comme le montre la fig 5.3 Plus de recherches sont nécessaires pour savoir si l'ajout de Zn a un effet aussi sur la

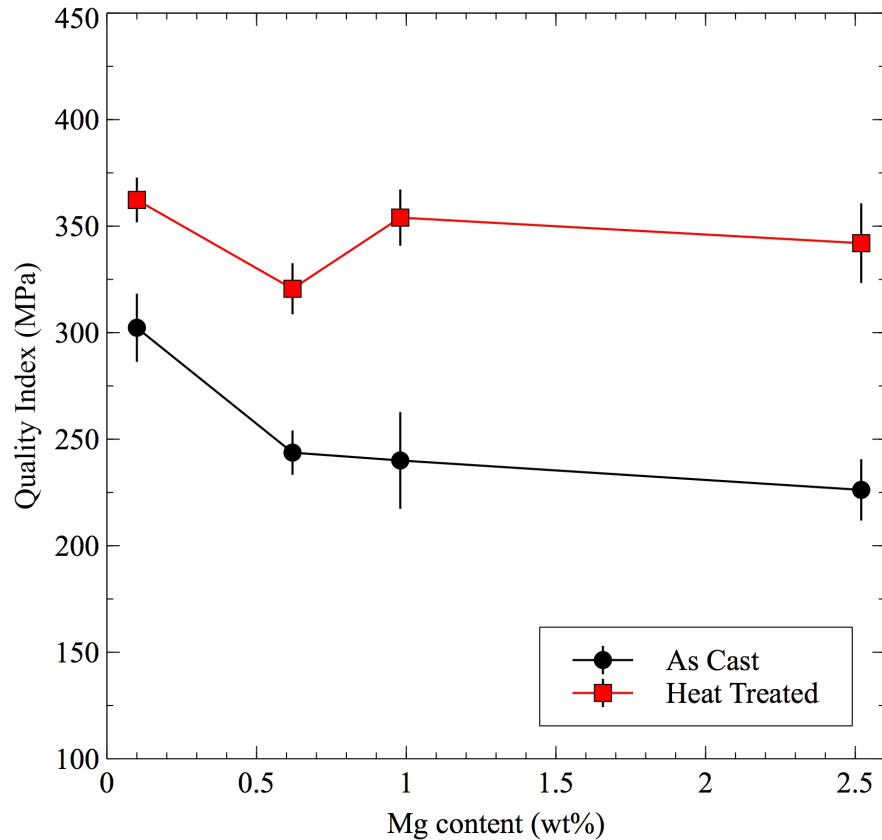


FIGURE 4.9 – Évolution du Quality Index en fonction du taux de Magnesium

précipitation des phases durcissantes (β'' -Mg₂Si et θ'' -Al₂Cu) La valeur de l'UTS reste stable entre 0,4% et 3% Zn que ce soit pour les alliages bruts ou traités.

L'élongation à la rupture augmente avec l'ajout de 0,4% Zn pour les échantillons bruts et traités thermiquement, avec des valeurs plus importantes pour ceux traités, et une valeur maximale de 6% d'élongation pour Z4.

Le Quality Index (QI) varie de la même manière que l'UTS et la dureté avec des valeurs très importantes pour les alliages traités, entre 362 MPa et 428 MPa.

On note une stabilité des propriétés mécaniques entre 0,4% Zn et 3% Zn.

Fractographie

Après l'essai de traction, les faciès de rupture ont été observés au microscope électronique à balayage. Fig 5.12 montre les surfaces des alliages Z1 (sans Zn) et Z2 (0,4% Zn) traités thermiquement, on peut voir que les surfaces de fracture montrent des zones lisses séparées par des crêtes, ces crêtes sont la morphologie la plus commune pour les fractures en quasi-clivage. La surface de fracture affiche un mélange entre une

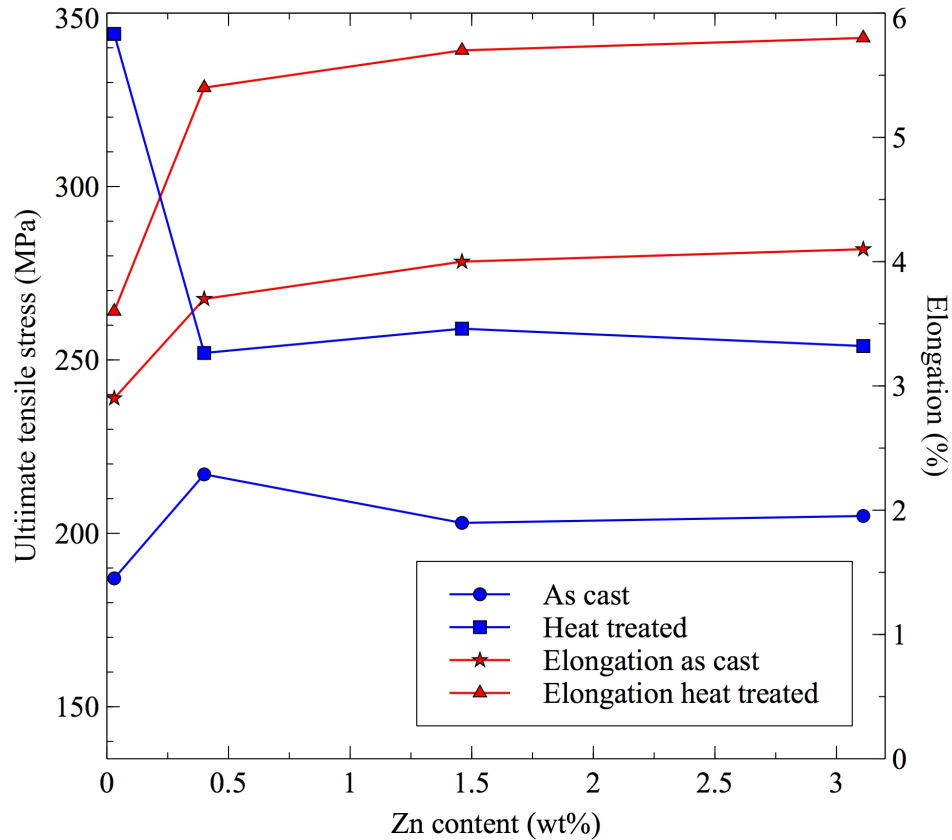


FIGURE 4.10 – Évolution de la résistance à la traction et de l'élongation en fonction du taux de Zinc

morphologie en quasi clivage, et une morphologie en creux (dimple), comme le montre la figure 5.12. L'augmentation de l'élongation entre Z1 et Z2 est due à l'ajout de Zn. Dans l'alliage Z1, la quantité de creux (dimples) est inférieure par rapport à l'alliage Z2. L'addition de Zn réduit certainement le taux de microporosités dans la matrice.

Durant l'essai de traction, les dislocations ne peuvent pas passer à travers les phases dures comme les phases intermétalliques et les particules de Si. Elles s'empilent à l'interface entre les phases et induisent une grande concentration de contrainte, ce qui cause le craquement des phases fragiles, et crée des sites d'initiation de fissures [72]. Comme le montre fig 5.12B, les particules de silicium primaire sont fissurées, ce qui provoque la formation de fissures secondaires (bobet). Dans les alliages d'aluminium de fonderie les fissures commencent généralement par les particules de silicium [30]. D'autres phases intermétalliques comme la β -Fe et la θ -Al₂Cu non dissoute, peuvent faciliter la propagation de la fissure.[72], [30]

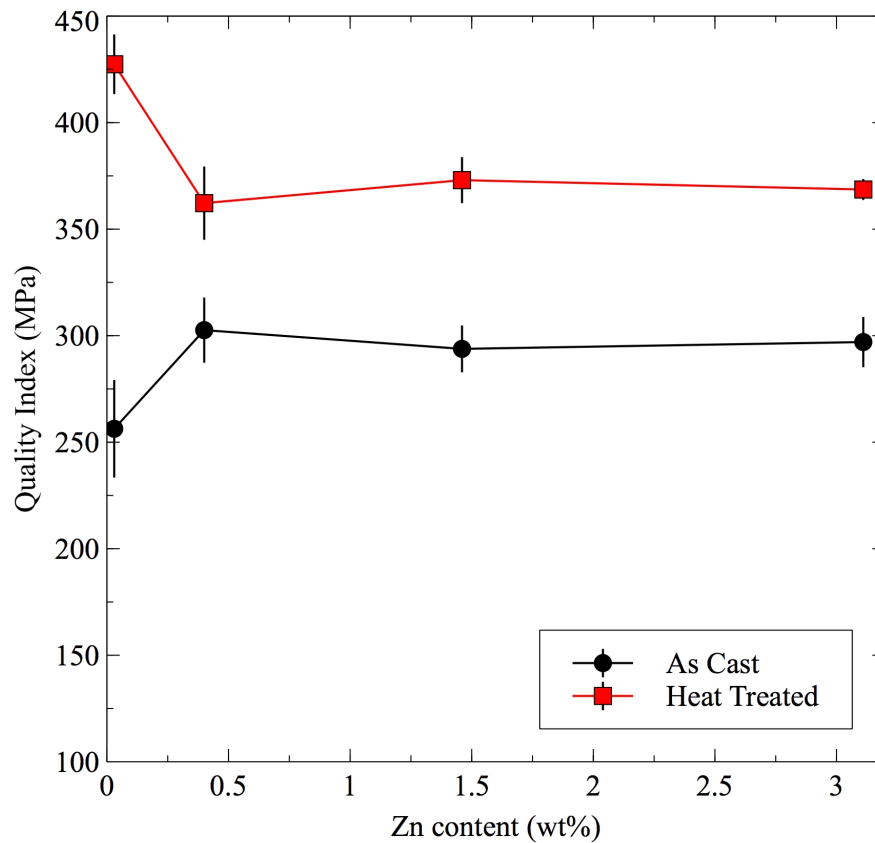


FIGURE 4.11 – Évolution du Quality Index en fonction du taux de Zinc

4.3.3 Resilience

L'augmentation du taux de magnésium diminue sensiblement l'énergie absorbée par les alliages bruts et traités, comme le montre la figure 5.13. Cette baisse est causée par la formation de phases intermétalliques notamment la phase Q et l'augmentation du nombre de phases β -Fe ainsi que les phases d'équilibre β -Mg₂Si.

La figure 5.14 montre l'effet du taux de Zn sur la résilience. On voit que l'ajout de Zn fait augmenter l'énergie totale absorbée, avec un pic pour l'alliage à 0.4% Zn. Cette augmentation est due à l'effet combiné du durcissement par solution solide ainsi que la réduction du taux de microporosités.

Après le traitement thermique, les valeurs d'énergies absorbées sont beaucoup plus importantes et la courbe a la même allure que celle des alliages bruts, ce qui démontre que cette augmentation n'est pas liée au taux de Zn, mais à la précipitation de phases durcissantes du cuivre et du magnésium.

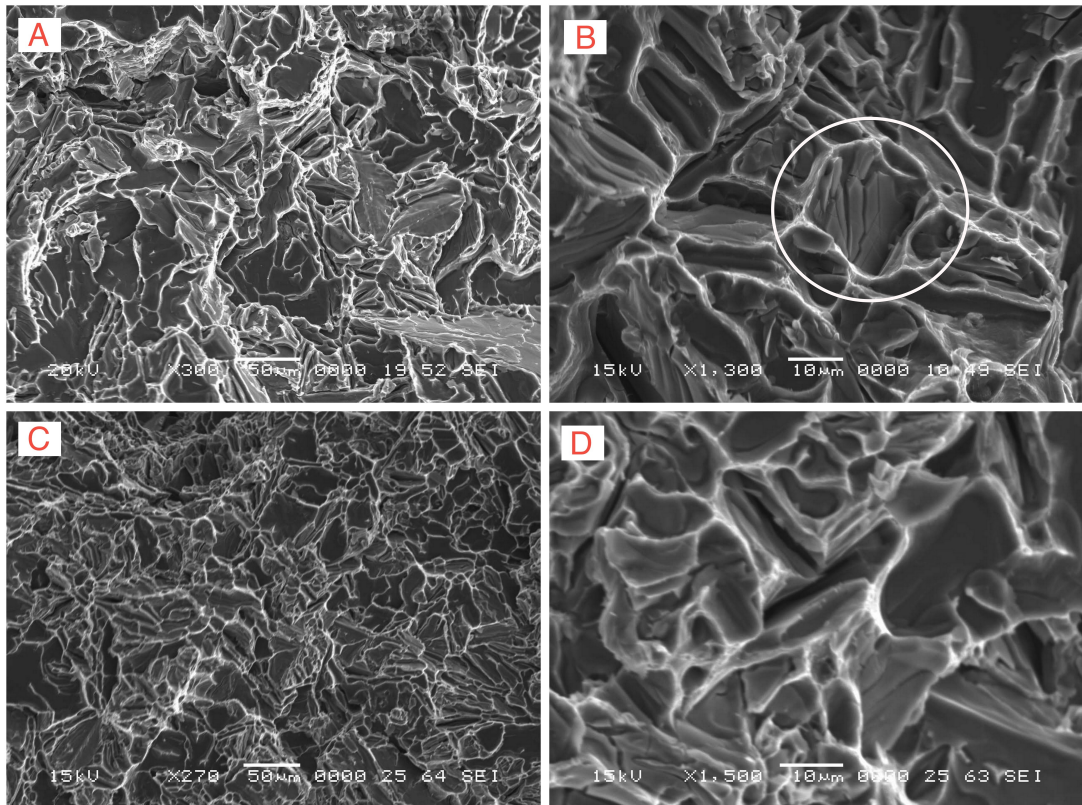


FIGURE 4.12 – Micrographies électroniques des facies de rupture des alliages traités Z1 (A,B) et Z2 (C,D)

4.4 CONCLUSION

L'effet du Mg et Zn sur la microstructure et les propriétés mécaniques des alliages Al-11Si-2Cu-0,4Zn et Al-11Si-2Cu-0,1Mg a été étudié. Les conclusions suivantes peuvent être tirées.

- L'augmentation du taux de Zinc dans les alliages non traités Al-Si-Cu-Mg n'a pas d'effet sur la microstructure du silicium eutectique, ni sur la structure dendritique.
- L'augmentation du taux de magnésium dans les alliages de fonderie Al-Si-Cu-Zn amplifie la structure dendritique et change la morphologie du silicium eutectique de la forme aciculaire vers la forme lamellaire.
- Le processus de fragmentation et spheroidisation des particules de silicium eutectique est plus important dans l'alliage sans Zn.
- Il n'y a pas de changement dans les propriétés mécaniques de l'alliage Al-Si-Cu-Mg quand la teneur en zinc passe de 1,5% à 3,11%

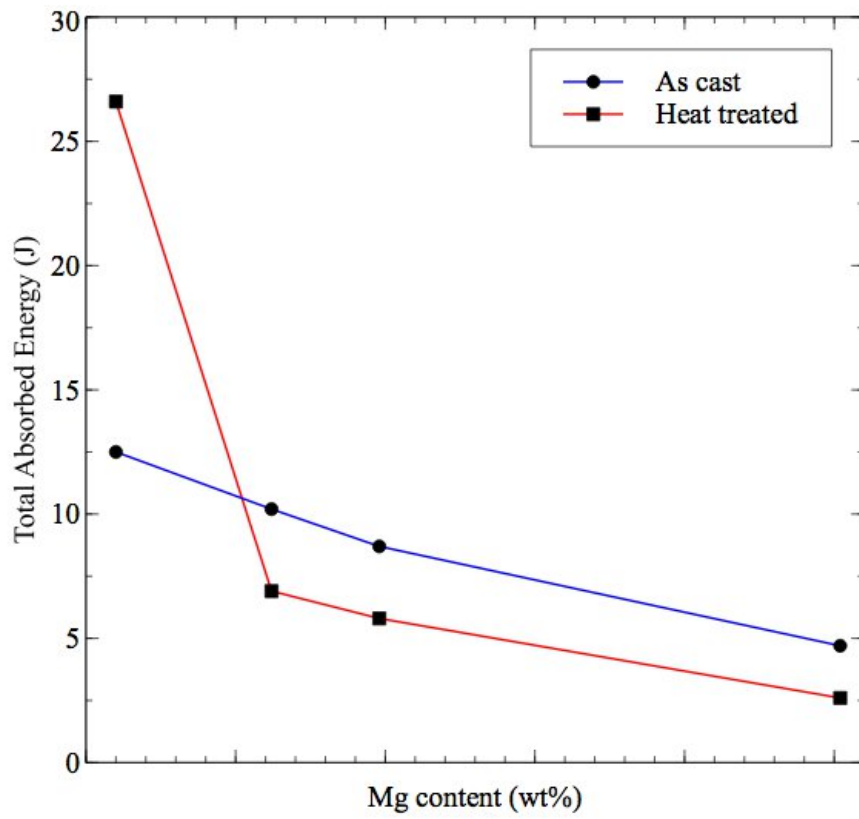


FIGURE 4.13 – Evolution de l'énergie absorbée en fonction du taux de magnésium

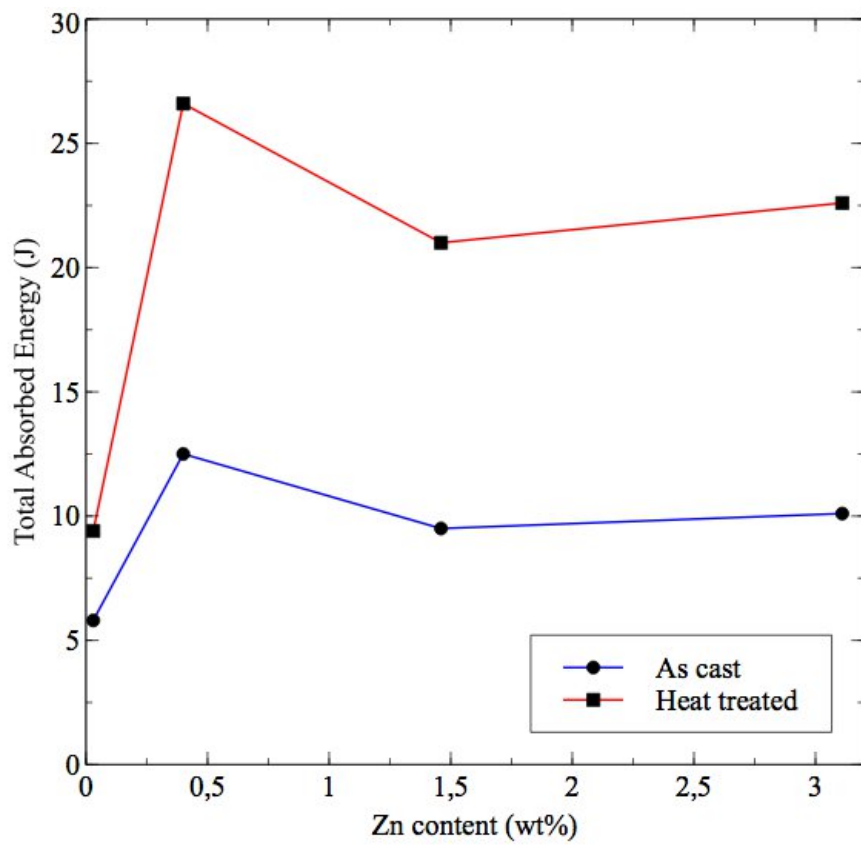


FIGURE 4.14 – Évolution de l'énergie absorbée en fonction du taux de zinc

Chapitre 5

Conclusion Générale

CONCLUSION DE L'ETUDE

L'étude de l'effet du taux de Si, Cu, Mg et Zn sur la microstructure et les propriétés mécaniques des alliages Al-Si-Cu nous a permis de mieux comprendre l'effet de ces éléments d'alliages. Le Si et le Cu font augmenter la dureté et la résistance mécanique à la traction, de même pour le magnésium qui raffine aussi la microstructure. Ces résultats sont conformes à l'étude bibliographique.

L'étude a démontré l'importance de la fragmentation et de la sphéroidisation des particules de silicium eutectique dans l'amélioration des propriétés mécaniques après le traitement thermique.

Il a aussi été constaté que l'addition de Zn diminue sensiblement cette fragmentation et sphéroidisation du Si eutectique, ce qui se répercute négativement sur les propriétés mécaniques.

L'étude a aussi montré une stabilité des propriétés mécaniques lorsque le taux de Zn passe de 0,4% à 3%.

PERSPECTIVES

L'étude a permis de comprendre la cause de la baisse des propriétés mécaniques des alliages traités lors de l'ajout de Zn. Ce dernier est une impureté inévitable pour les alliages industriels de seconde fusion, et la neutralisation de ces effets négatifs sur les propriétés mécaniques devrait être un enjeu majeur dans la recherche sur les alliages d'aluminium de fonderie.

La prochaine étude devrait se concentrer sur le mécanisme qui fait que le Zn bloque la fragmentation et la sphéroidisation du silicium eutectique.

Bibliographie

- [1] M. ABDULWAHAB, I. a. MADUGU, S. a. YARO, S. B. HASSAN et a. P I POPOOLA : Effects of multiple-step thermal ageing treatment on the hardness characteristics of A356.0-type Al-Si-Mg alloy. *Materials and Design*, 32(3):1159–1166, 2011.
- [2] I. AGUILERA-LUNA, M. J. CASTRO-ROMÁN, J. C. ESCOBEDO-BOCARDO, F. a. GARCÍA-PASTOR et M. HERRERA-TREJO : Effect of cooling rate and Mg content on the Al-Si eutectic for Al-Si-Cu-Mg alloys. *Materials Characterization*, 95:211–218, 2014.
- [3] 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.
- [4] 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.
- [5] a.M.a. MOHAMED, F.H. SAMUEL, a.M. SAMUEL et H.W. DOTY : Effects of Individual and Combined Additions of Pb, Bi, and Sn on the Microstructure and Mechanical Properties of Al-10.8Si-2.25Cu-0.3Mg Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 40(1):240–254, 2008.
- [6] H. R. AMMAR, C. MOREAU, a. M. SAMUEL, F. H. SAMUEL et H. W. DOTY : Influences of alloying elements, solution treatment time and quenching media on quality indices of 413-type Al-Si casting alloys. *Materials Science and Engineering A*, 489(1-2):426–438, 2008.
- [7] H. R. AMMAR, a. M. SAMUEL et F. H. SAMUEL : Porosity and the fatigue behavior of hypoeutectic and hypereutectic aluminum-silicon casting alloys. *International Journal of Fatigue*, 30(6):1024–1035, 2008.
- [8] M.B.a. ASMAEL, R. AHMAD, Ali OURDJINI et S. FARAHANY : Effect of Elements Cerium and Lanthanum on Eutectic Solidification of Al-Si-Cu near Eutectic Cast Alloy. *Advanced Materials Research*, 845(JANUARY):118–122, 2013.
- [9] Mohsen Marani BARZANI, Saeed FARAHANY, Noordin Mohd YUSOF et Ali OURDJINI : The Influence of Bismuth, Antimony, and Strontium on Microstructure,

- Thermal, and Machinability of Aluminum-Silicon Alloy. *Materials and Manufacturing Processes*, 28(11):1184–1190, 2013.
- [10] Mohsen Marani BARZANI, Ahmed a.D. D SARHAN, Saeed FARAHANY, Singh RAMESH, Ibrahim MAHER, Mohsen MARANI, Ahmed a.D. D SARHAN, Saeed FARAHANY et Singh RAMESH : Investigating the Machinability of Al–Si–Cu cast alloy containing bismuth and antimony using coated carbide insert. *Measurement*, 62(December):170–178, 2015.
- [11] Aksenov.A.A BELOV.N.A, ESKIN.G : *Multicomponent Phase Diagrams*.
- [12] J. CAMPBELL et M. TIRYAKIOĞLU : Review of effect of P and Sr on modification and porosity development in Al–Si alloys. *Materials Science and Technology*, 26(3): 262–268, 2010.
- [13] X. CAO et J. CAMPBELL : Effect of Sr on primary α -Fe phase in liquid Al-11.5Si-0.4Mg cast alloy. *Materials Science and Technology*, 20(4):514–520, 2004.
- [14] 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.
- [15] 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.
- [16] 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.
- [17] 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.
- [18] O. ELSEBAIE, A.M.A. MOHAMED, A.M. SAMUEL, F.H. SAMUEL et A.M.A. AL-AHMARI : The role of alloying additives and aging treatment on the impact behavior of 319 cast alloy. *Materials & Design*, 32(6):3205–3220, 2011.
- [19] E. a. ELSHARKAWI, E. SAMUEL, a. M. SAMUEL et F. H. SAMUEL : Effects of Mg, Fe, Be additions and solution heat treatment on the γ -AlMgFeSi iron intermetallic phase in Al-7Si-Mg alloys. *Journal of Materials Science*, 45:1528–1539, 2010.
- [20] S FARAHANY, a OURDJINI, M H IDRIS, a V TAKALOO et L T THAI : Combined effect of bismuth content and cooling rate on microstructure and mechanical properties of Al–8 · 5Si–0 · 4Mg–0 · 3Fe alloy. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 52(2):208–216, 2013.

- [21] Saeed FARAHANY, Arne K. DAHLE, Ali OURDJINI et Alireza HEKMAT-ARDAKAN : Flake-fibrous transition of silicon in near-eutectic Al-11.7Si-1.8Cu-0.8Zn-0.6Fe-0.3Mg alloy treated with combined effect of bismuth and strontium. *Journal of Alloys and Compounds*, 656(December 2015):944–956, 2016.
- [22] Saeed FARAHANY, Ali OURDJINI, Tuty Asma ABU BAKAR et Mohd Hasbullah IDRIS : A new approach to assess the effects of Sr and Bi interaction in ADC12 Al-Si die casting alloy. *Thermochimica Acta*, 575:179–187, 2014.
- [23] 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.
- [24] Tong GAO, Yuying WU, Chong LI et Xiangfa LIU : Morphologies and growth mechanisms of α -Al(FeMn)Si in Al-Si-Fe-Mn alloy. *Materials Letters*, 110:191–194, 2013.
- [25] 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.
- [26] GEORGE E. TOTTEN D. SCOTT MACKENZIE, éditeur. *Handbook of Aluminum*. MARCEL DEKKER, New York, volume 1 édition, 2003.
- [27] John E. HATCH : *Aluminum Properties and Physical Metallurgy*. ASM International, Ohio, 1 édition, 1984.
- [28] J Y HWANG, R BANERJEE, H W DOTY et M J KAUFMAN : The effect of Mg on the structure and properties of Type 319 aluminum casting alloys. *Acta Materialia*, 57(4):1308–1317, 2009.
- [29] 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.
- [30] J.Y. HWANG, H.W. DOTY et M.J. KAUFMAN : The effects of Mn additions on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu casting alloys. *Materials Science and Engineering : A*, 488(1-2):496–504, 2008.
- [31] M F IBRAHIM, S A ALKAHTANI, Kh A ABUHASEL et F H SAMUEL : Microstructural Characterization of Beryllium Treated Al-Si Alloys. 2015, 2015.
- [32] 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.
- [33] 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.
- [34] JL JORSTAD : Understanding" Sludge. *Die Cast. Eng*, 30(6):30–36, 1986.
- [35] Wojciech KASPRZAK, Babak Shalchi AMIRKHIZ et Marek NIEWCZAS : Structure and properties of cast Al-Si based alloy with Zr-V-Ti additions and its evaluation of high temperature performance. *Journal of Alloys and Compounds*, 595:67–79, 2014.
- [36] J Gilbert KAUFMAN et Elwin L ROOY : *Castings Properties , Processes , and Applications*. 2004.
- [37] J.G KAUFMAN : *Introduction to Aluminum Alloys and Tempers*. 2000.
- [38] W. KHALIFA, a. M. SAMUEL, F. H. SAMUEL, H. W. DOTY et S. VALTIERRA : Metallographic observations of β -AlFeSi phase and its role in porosity formation in Al–7%Si alloys. *International Journal of Cast Metals Research*, 19(3):156–166, 2006.
- [39] J.M Rodriguez-Ibabe L LASA : Characterization of the dissolution of the Al 2 Cu phase in two Al – Si – Cu – Mg casting alloys using calorimetry. 48:371–378, 2002.
- [40] L LASA : Evolution of the main intermetallic phases in Al-Si-Cu-Mg casting alloys during. 9:1343–1355, 2004.
- [41] Z LI, A.M SAMUEL, F.H SAMUEL, C RAVINDRAN, H.W DOTY et S VALTIERRA : Parameters controlling the performance of AA319-type alloys. *Materials Science and Engineering : A*, 367(1-2):111–122, 2004.
- [42] L. LIU, A.M.A MOHAMED, A.M. SAMUEL, F.H. SAMUEL, H.W. DOTY et S. VALTIERRA : Precipitation of β -Al 5 FeSi phase platelets in Al-Si based casting alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 40A(October):2457–2469, 2009.
- [43] 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.
- [44] 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.
- [45] Z. MA, a. M. SAMUEL, F. H. SAMUEL, H. W. DOTY et S. VALTIERRA : A study of tensile properties in Al-Si-Cu and Al-Si-Mg alloys : Effect of β -iron intermetallics and porosity. *Materials Science and Engineering A*, 490:36–51, 2008.
- [46] Z. MA, E. SAMUEL, a. M a MOHAMED, a. M. SAMUEL, F. H. SAMUEL et H. W. DOTY : Influence of aging treatments and alloying additives on the hardness of Al-11Si-2.5Cu-Mg alloys. *Materials and Design*, 31(8):3791–3803, 2010.

- [47] 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.
- [48] Stuart D. McDONALD, Kazuhiro NOGITA et Arne K. DAHLE : Eutectic nucleation in Al-Si alloys. *Acta Materialia*, 52(14):4273–4280, 2004.
- [49] A M A MOHAMED, A M SAMUEL, F H SAMUEL et A M A AL-AHMARI : Effects of Rare Earths on the As-Cast Microstructure of an Al-Si-Mg Alloy. *Transactions of American Foundry Society*, 119(11-056):83–92, 2011.
- [50] A.M.A. MOHAMED, A.M. SAMUEL, F.H. SAMUEL et H.W. DOTY : Influence of additives on the microstructure and tensile properties of near-eutectic Al-10.8%Si cast alloy. *Materials & Design*, 30(10):3943–3957, 2009.
- [51] L. F. MONDOLFO : *Aluminum Alloys : Structure and Properties*. London-Boston, 1st editio édition, 1976.
- [52] 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.
- [53] 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.
- [54] 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.
- [55] a. M. SAMUEL, F. H. SAMUEL et H. W. DOTY : Observations on the formation of β -Al₅FeSi phase in 319 type Al-Si alloys. *Journal of Materials Science*, 31:5529–5539, 1996.
- [56] 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.
- [57] F. H. SAMUEL, a. M. SAMUEL et H. LIU : Effect of magnesium content on the ageing behaviour of water-chilled Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn (380) alloy castings. *Journal of Materials Science*, 30(10):2531–2540, 1995.
- [58] 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.
- [59] Salem SEIFEDDINE, Sten JOHANSSON et Ingvar L. SVENSSON : The influence of cooling rate and manganese content on the β -Al₅FeSi phase formation and

- mechanical properties of Al-Si-based alloys. *Materials Science and Engineering A*, 490(1-2):385–390, 2008.
- [60] 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.
- [61] Sumanth SHANKAR, Yancy W. RIDDLE et Makhlof M. MAKHLOUF : Nucleation mechanism of the eutectic phases in aluminum-silicon hypoeutectic alloys. *Acta Materialia*, 52(15):4447–4460, 2004.
- [62] Sang-Soo SHIN, Eok-Soo KIM, Gil-Yong YEOM et Jae-Chul LEE : Modification effect of Sr on the microstructures and mechanical properties of Al–10.5Si–2.0Cu recycled alloy for die casting. *Materials Science and Engineering : A*, 532:151–157, 2012.
- [63] Geoffrey K. SIGWORTH : Fundamentals of solidification in aluminum castings. *International Journal of Metalcasting*, 8(1), 2014.
- [64] Tharmalingam SIVARUPAN, John Andrew TAYLOR et Carlos Horacio CÁCERES : 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.
- [65] E SJÖLANDER et S SEIFEDDINE : Artificial ageing of Al – Si – Cu – Mg casting alloys. 528:7402–7409, 2011.
- [66] Emma SJÖLANDER et Salem SEIFEDDINE : The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(10):1249–1259, 2010.
- [67] B. SUÁREZ-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.
- [68] 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.
- [69] 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.
- [70] M. TIMPEL, N. WANDERKA, R. SCHLESIGER, T. YAMAMOTO, N. LAZAREV, D. ISHEIM, G. SCHMITZ, S. MATSUMURA et J. BANHART : The role of strontium in modifying aluminium-silicon alloys. *Acta Materialia*, 60(9):3920–3928, 2012.

- [71] MICHAEL V. GLAZOFF VADIM S. ZOLOTOREVSKY, NIKOLAI A. BELOV : *Casting Aluminum Alloys*. Elsevier Ltd., Oxford, 1st édition, 2007.
- [72] 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.
- [73] 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.
- [74] Małgorzata WARMUZEK : *Aluminum-Silicon Casting Alloys Atlas of Microfractographs*. ASM international, Ohio, 1st édition, 2004.
- [75] Hailin YANG, Shouxun JI, Wenchao YANG, Yun WANG et Zhongyun FAN : Effect of Mg level on the microstructure and mechanical properties of die-cast Al–Si–Cu alloys. *Materials Science and Engineering : A*, 642:340–350, 2015.
- [76] Johan ZANDER et Rolf SANDSTRO : Materials & Design One parameter model for strength properties of hardenable aluminium alloys. 29:1540–1548, 2008.
- [77] 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.
- [78] 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.
- [79] Muzaffer ZEREN, Erdem KARAKULAK et Serap GÜMÜ : Influence of Cu addition on microstructure and hardness of near-eutectic Al-Si- x Cu-alloys. 6326(January): 2–6, 2011.