



UNIVERSITE SAAD DAHLAB DE BLIDA
FACULTE DES SCIENCES DE L'INGENIEUR DEPARTEMENT DE MECANIQUE

Projet de Fin d'Etudes

Pour l'obtention du diplôme de Master en Génie Mécanique

Option: Ingénierie des matériaux et des surfaces

Thème:

**Les effets de la teneur en Si sur
les alliages Al-Si-Cu**

Proposé et dirigé par:

Mr. Nemri Yacine

Présenté Par :

Baroun Omar

Mehareb Nassim

Zouad Ahmed

Année universitaire : 2020/2021

Remerciement :

On remercie dieu le tout puissant de nous avoir donné la santé et la volonté d'entamer et de terminer ce mémoire.

*Tout d'abord, ce travail ne serait pas aussi riche et n'aurait pas pu avoir le jour sans l'aide et l'encadrement de **Mr Nemri Yacine**, on le remercie pour la qualité de son encadrement exceptionnel, pour sa patience, sa rigueur et sa disponibilité durant notre préparation de ce mémoire.*

Et aussi grâce à son aide pratique et son soutien moral et ses encouragements. Nos remerciements s'adressent également à tous nos professeurs pour leurs générosités et la grande patience dont ils ont su faire preuve malgré leurs charges académiques et professionnelles.

Résumé :

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

Le traitement thermique après la déformation joue un rôle très important dans l'amélioration des propriétés mécaniques de ces alliages. Le traitement de vieillissement peut favoriser la précipitation des précipités de Cu et Mg, ces phases ont un potentiel de durcissement structural qui confère à ces alliages d'intéressantes propriétés mécaniques. Généralement des vieillissements artificiels sont appliqués pour provoquer la formation des phases durcissantes.

L'objectif de notre travail de recherche est l'étude de l'effet conjugué du Silicium et du traitement thermique sur l'évolution structural et les propriétés mécaniques (dureté) de d'aluminium de type Al- Si dureté en fonction de la composition des alliages et du traitement thermique appliqué (mise en solution à 490C pendant cinq heures (5h) suivie d'un refroidissement à l'eau 30°C et d'un vieillissement de douzeheures à 170°C). 4 alliages avec différentes teneurs en Si ont été étudiées S1, S2, S3, S4. Nous avons étudié ces alliés à l'état brut, et traité thermiquement (vieillissement) et nous avons constaté une évolution de la dureté et de l'usure en fonction des taux de Si.

Ce mémoire est divisé en quatre chapitres ;

- Le premier chapitre présente une étude bibliographique sur Les alliages d'aluminium et Généralités Sur Les Alliages D'aluminium De Fonderie
- Le deuxième chapitre concerne Les Traitements thermiques des alliages d'aluminium de fonderie
- Le troisième chapitre concerne le matériau et techniques de expérimentales au cours de la recherche
- Le quatrième chapitre est concerné illustration des résultats et les interprétations associées.
- Enfin, une conclusion générale pour résumer la totalité de nos travaux.

ملخص

تم تصنيع سبائك الألومنيوم الرئيسية منذ عام 1886 من البوكسيت والكربوليت ، وكانت السبائك القائمة على الألومنيوم موضوعًا للعديد من أعمال البحث العلمي ، وهذه السبائك هي الأكثر استخدامًا بعد المسبوكات والفولاذ مباشرة. سمحت خواصها الميكانيكية والكهربائية الممتازة باستخدامها في مختلف قطاعات النشاط مثل صناعة الطيران أو السيارات أو النقل الكهربائي.

تلعب الخواص الميكانيكية والكهربائية لهذه السبائك الناتجة عن المعالجة الحرارية بعد التشوه دورًا مهمًا للغاية في تحسين خصائصها. يمكن أن تعزز درجة حرارة التقسية ترسيب المراحل الجديدة التي تستنفد المحلول الصلب مفرط التشبع وبالتالي تقلل إلى حد كبير من إمكانية التصلب مع تقدم العمر مما يعطي هذه السبائك خصائص ميكانيكية قيمة. بشكل عام ، يتم تطبيق الشبخوخة الاصطناعية لإحداث تكوّن مراحل التصلب.

الهدف من عملنا البحثي هو دراسة التأثير المشترك للمعالجة الحرارية على التطور الهيكلي والخواص الميكانيكية (الصلابة) للألومنيوم من نوع صلابة وفقًا لتكوين السبائك والمعالجة الحرارية المطبقة للذوبان عند 490 درجة مئوية لمدة خمس ساعات (5 ساعات). تمت دراسة Al-Si درجة حرارة التبريد: التبريد بالماء 30 درجة مئوية. التقادم المستخدم هو اثني عشر ساعة (12 ساعات) عند 170 درجة مئوية. ، تم دراسة 4 وكان محتوى السيليكون متنوعًا. لقد درسنا هؤلاء الحلفاء في الحالة الخام والمعالجة بالحرارة S1 ، S2 ، S3 ، S4 سبائك لها نفس التركيب Si. (التعتيق) ولاحظنا تطور الصلابة والاعتصاب وفقًا لمحتوى

تنقسم هذه الرسالة إلى ثلاثة فصول

- يعرض الفصل الأول دراسة ببليوغرافية عن سبائك الألومنيوم ومعلومات عامة عن سبائك الألومنيوم المسبك
- يتناول الفصل الثاني المعالجات الحرارية لسبائك الألومنيوم
- الفصل الثالث يختص بالمواد والتقنيات التجريبية أثناءها
- يُعنى الفصل الرابع بتوضيح النتائج والتفسيرات المرتبطة بها
- وأخيرًا، خاتمة عامة تلخص كل أعمال

Sommaire :

CHAPITRE I: GENERALITES SUR LES ALLIAGES D'ALUMINIUM DE FONDERIE

I.1. Introduction :	1
I.1. Historique :	1
I.2. L'obtention d'aluminium :	2
I.3. l'aluminium :	2
I.3.1. Principales propriétés :	3
I.3.1.1. Légèreté :	3
I.3.1.2. Résistance mécanique :	3
I.3.1.3. Résistance à la corrosion :	3
I.3.1.4. Conductivité thermique et électrique :	3
I.3.1.5. Ductilité, malléabilité :	3
I.3.1.6. Recyclable :	3
I.3.1.7. Imperméabilité, effet barrière :	3
I.3.1.8. Propriétés réfléchissantes :	4
I.4. Types d'alliages d'aluminium (Corroyage - Fonderie) :	4
I.4.2. Alliages d'aluminium de corroyage :	4
I.4.2.1. Alliages non trempant :	4
I.4.2.2. Alliages trempant :	4
I.4.2.3. Alliages thermodurcissables :	4
I.4.2.4. Alliages non thermodurcissables :	5
I.4.3. Alliages d'aluminium de fonderie :	6
I.4.3.1. Propriétés des alliages de fonderie :	7
I.5. Différent famille d'alliages aluminium de fonderie:	8
I.5.1. Alliages aluminium-silicium :	8
I.5.2. Alliages aluminium-cuivre :	9
I.5.3. Alliages aluminium-magnésium :	9
I.5.4. Alliages Al-Si + Cu ou Mg :	10
I.5.5. Alliages Al-Zn :	10
I.5.6. Alliages Al-Sn :	11
I.6. Alliages Normalisés :	11
I.6.1. Alliages Al-Cu :	12
I.6.2. Alliages AlSiMgTi :	13
I.6.3. Alliages AlSi7Mg :	13
I.6.4. Alliages AlSi10Mg :	13

I.6.5. Alliages AlSi :	14
I.6.6. Alliages AlSi5Cu :	14
I.6.7. Alliages AlSi9Cu :	15
I.6.8. Alliages AlSi(Cu) :	15
I.6.9. Alliages AlSiCuNiMg :	15
I.6.10. Alliages AlMg :	15
I.6.11. Alliages AlZnMg :	16
I.7. Alliages Non Normalisés :	16
I.7.1. Alliages Autotrepants :	16
I.7.2. Alliages à Très Haute Résistance Mécanique :	16
I.7.3. Alliages Ductiles pour Moulage Sous Pression :	16
I.7.4. Alliages Aluminium-Manganèse :	17
I.8. Effets des Eléments D'Addition :	17
I.8.1. Silicium Si :	17
I.8.2. Cuivre Cu :	18
I.8.3. Magnésium Mg :	18
I.8.4. Fer Fe :	18
I.8.5. Nickel Ni :	18
I.8.6. Zinc Zn :	18
I.8.7. Titane Ti :	18
I.8.8. Chrome Cr :	18
I.8.9. Strontium Sr :	19
I.9. La Microstructure des Alliages d'Aluminium Fonderie Al Si :	19
I.9.1. Alliages Aluminium-Silicium :	19
I.9.1.1. Effet De Silicium :	20
I.9.1.2. Solidification :	20
I.9.1.3. SDAS :	21
I.9.1.4. L'Eutectique Al-Si :	22
I.9.1.5. Phases Intermétalliques :	23
CHAPITRE II : LES TRAITEMENTS THERMIQUES DES ALLIAGES D'ALUMINIUM DE FONDERIE	
II.1. Traitements Thermiques :	29
II.1.2. Traitement Thermique Des Alliages Aluminium-silicium-Magnésium :	29
II.1.2.1 Traitement Thermique Simple (T5) :	29
II.1.2.2 Traitement Thermique T6 :	30
II.1.3. Principes De Durcissement Par Précipitation :	35
II.1.3.1. Les Mécanismes De Précipitation :	36

II.1.4. Influence De La Précipitation Sur Les Propriétés Mécaniques :.....	37
--	----

CHAPITRE III : LES PRCEURE EXPERIMENTAL

III.1. Introduction :.....	39
III.2. Etudiez l'alliage en détail:	39
III.3. Préparation et traitement thermique:.....	40
III.3.1. Introduction:	40
III.4. Polissage	41
III.4.1. Meulage et polissage (grossier) :.....	41
III.4.2. Polissage de finition :	41
III.4.3. Le gel diamante :	42
III.5. Microscope optique:.....	42
III.6. Les principaux traitements thermiques :	43
III.6.1. Mise en solution:.....	43
III.6.2. Trempe:	43
III.6.3. Vieillessement :	43
III.7. Essai de dureté :	44

CHAPITRE IV: RESULTATS ET INTERPRETATIONS

V.1. Microstructure:.....	46
V.2. Dureté:.....	48
V.3. Interprétations sur les graphes :	49
V.4. Mécanisme de durcissement:	49
CONCLUSION GENERALE	50

LISTE DES FIGURES

Figure 1: Premiers culots et lamelles d'aluminium	1
Figure 2: Diagramme Al – Si.....	8
Figure 3: Diagramme Al – Cu	9
Figure 4: Diagramme Al – Mg.....	9
Figure 5: Diagramme Al – Si.....	19
Figure 6: Micrographie optique illustrant la mesure des espacements	20
Figure 7: Diagramme et Diagramme Al-Si[18]	22
Figure 8: Micrographiesoptiques d'un alliage AlSi11.[11]	22
Figure 9: Morphologie de la phase α -Fe intermétallique, avec différentes morphologies. [18]	24
Figure 10: Micrographies électroniques montrant.....	25
Figure 11: Propriétés mécaniques de l'alliage A356 en fonction de la température (a) et du temps de vieillissement 154°C (b).	29
Figure 12: Schéma de caractérisation du changement de morphologie du silicium.....	31
Figure 13: Variation de la morphologie du silicium pour l'alliage 356.	31
Figure 14: Variation de la vitesse de grossissement de la phase de silicium en fonction de la température de mise en solution pour l'alliage 3564	32
Figure 15: Courbes de refroidissement de l'alliage.....	33
Figure 16: Effet de la température de l'eau de trempe sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356.	33
.....	
Figure 17: Effet du délai avant la trempe sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356	34
Figure 18: Effet du temps de pré-vieillessement sur les propriétés mécaniques des alliages traités thermiquement.	34
Figure 19: Effet de la température de vieillissement et du temps sur les propriétés mécaniques de l'alliage	
Figure 20: un four à gaz de marque CIFE Impianti	35
Figure 21: un spectromètre de marque GNR MetalLab Plus.....	39
Figure 22: Le four utilisé pour le traitement de mise en solution.....	40
Figure 23: creuset en graphite et moule a Cylindre ouvert en acier	40
Figure 24: Les quatre échantillons "S1. S2. S3. S4"	40
Figure 25: Appareil de polissage de finition.....	41
Figure 26: Peau de chamois	42
Figure 27: Gel diamanté.....	42
Figure 28: Microscope optique	42
Figure 29: Duromètre.....	44
Figure 30: Microstructuredel'alliage S2avanttraitementthermique	46
Figure 31: Microstructuredel'alliage S3avanttraitementthermique	46
Figure 32: Microstructure de l'alliage S4 avant traitement thermique	46
Figure 33: Microstructure de l'alliage S2 après traitement thermique	47
Figure 34: Microstructure de l'alliage S3 après traitement thermique	47
Figure 35: Microstructure de l'alliage S4 après traitement thermique	47
Figure 36: Dureté En Fonction De Pourcentage De Si	48

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1: carte d'identité de l'aluminium. [3]	2
Tableau 2: propriétés générales des alliages d'aluminium de fonderie [4]	7
Tableau 3: alliage d'aluminium normalisée sous la norme européen EN	12
Tableau 4: Compositions chimiques des alliages étudiant	40
Tableau 5: Les Valeurs De Dureté Des Echantillons Avant Le Traitement	47
Tableau 6: Les Valeurs De Dureté Des Échantillons Apres Le Traitement	47

Introduction Générale

Les matériaux en général et les métaux en particulier prennent une place importante dans tout développement industriel ou progrès technologique. Vu les exigences de l'industrie moderne, nombreux programmes de recherches sont en route pour le développement d'autres matériaux plus performants et moins coûteux l'aluminium et ses alliages se sont vite imposés comme la meilleure alternative grâce à leur nombreux avantages techniques et économiques.

On peut distinguer deux grandes familles d'alliages d'aluminium :

Les alliages corroyés et les alliages de fonderie, Dans le cas des alliages corroyés on procède à la mise en forme des produits finis par déformation à chaud des lingots ou des billettes selon un mode de coulée continue.

Pour les alliages de fonderie, les pièces coulées ont leur forme définitive après démoulage et ne subissent pas de déformation plastique ultérieure.

Dans notre travail on s'intéressera uniquement aux alliages d'aluminium de fonderie et à l'évolution des propriétés des alliages d'aluminium de fonderie en fonction de divers paramètres microstructuraux comme les traitements thermiques.

CHAPITRE I

Généralités Sur Les Alliages D'aluminium De Fonderie

I. Généralités Sur Les Alliages D'aluminium De Fonderie

Introduction :

L'aluminium et ses alliages font de plus en plus partie de notre vie quotidienne. Peut-être trouvé dans une variété d'applications, que ce soit comme emballage, canettes, canettes de boissons gazeuses ou comme matériaux de construction (poutres, couvertures, fenêtres, etc.)

Dans ce chapitre, dans notre cadre de recherche, la recherche bibliographique dépasse parfois notre champ de recherche, offrant à notre recherche un panorama global de l'état actuel de la métallurgie de l'aluminium. Par conséquent, nous présenterons les principales caractéristiques des fonderies d'aluminium et d'alliages d'aluminium. Nous nous intéressons particulièrement à l'évolution des propriétés de fonderie des alliages d'aluminium avec divers paramètres de microstructure (tels que la composition chimique, le traitement thermique).

I.1. Historique :

L'aluminium a fait son apparition en 1854 lors d'une présentation à l'Académie des sciences par le chimiste français Sainte-Claire Deville sous la forme d'un lingot. Cette pièce avait été obtenue par voie chimique. En 1886 fut inventer le procédé d'électrolyse de l'aluminium par Paul Héroult(France) et Charles Martin Hall (USA). Depuis l'aluminium a connu un développement très important grâce notamment à son utilisation dans les industries ayant attrait au transport : aviation, automobile, Marine. Il est aussi employé dans l'emballage, le bâtiment, l'électricité, la mécanique etc



Figure 1: Premiers culots et lamelles d'aluminium

I.2. L'obtention d'aluminium :

L'aluminium est un métal très répandu sur la terre ; il constitue le troisième élément après l'oxygène et le silicium. Les bauxites qui sont des roches riches en aluminium (45 à 60%) constituent actuellement la source quasi exclusive de ce métal [1]. L'élaboration de l'aluminium consiste à extraire l'alumine pure de la bauxite, puis à réduire cette dernière en aluminium pur. Le cycle de fabrication est celui du procédé Bayer, breveté en 1887 et toujours en service [1].

❖ La bauxite :

L'aluminium est un métal très répandu sur la terre, le troisième élément après l'oxygène et le silicium. Les bauxites qui sont des roches riches en aluminium (45 à 60%) constituent actuellement la source quasi exclusive de ce métal.

❖ L'alumine :

L'alumine est extraite de la bauxite par le procédé Bayer : la bauxite est broyée puis attaquée à chaud par de la soude. On obtient une liqueur qui après séparation des oxydes de fer et de silicium est envoyée dans des décomposeurs pour précipitation de l'alumine.

❖ L'aluminium :

L'aluminium est obtenu à partir de l'alumine par électrolyse dans une cuve comportant un garnissage en carbone (cathode). L'aluminium formé par électrolyse se dépose au fond de la cuve.

I.3. l'aluminium :

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

Tableau (1) : carte d'identité de l'aluminium. [3]

I.3.1. Principales propriétés :

La demande pour des produits en aluminium ou intégrant de l'aluminium dans leur composition ne cesse de croître année après année. Au-delà de la croissance démographique mondiale et de l'augmentation du pouvoir d'achat dans les pays émergents, la consommation d'aluminium augmente

aussi en Europe et en France par l'effet de substitution l'aluminium remplaçant progressivement d'autres matériaux) grâce à une combinaison unique de propriétés telles que légèreté, résistance mécanique et résistance à la corrosion, conductivité, ductilité, recyclable et de nombreuses autres propriétés.

I.3.1.1. Légèreté :

L'aluminium est un métal très léger dont la densité spécifique est de 2,7 g/cm³, soit environ un tiers de celle de l'acier (7-8 g/cm³) ou du cuivre (8,96g/cm³).

I.3.1.2. Résistance mécanique :

L'aluminium est utilisé très majoritairement sous forme d'alliages dont le constituant principal est l'aluminium, les éléments d'addition pouvant représenter jusqu'à 15% de son poids. La résistance de l'alliage d'aluminium est adaptée à l'application requise. A titre d'exemple, on considère qu'un kilogramme d'aluminium peut remplacer deux kilogrammes d'acier dans des applications automobiles.

I.3.1.3. Résistance à la corrosion :

L'aluminium génère naturellement une couche d'oxyde qui le protège de la corrosion. Différents types de traitement de surface peuvent encore améliorer cette résistance (anodisation, laquage,...).

I.3.1.4. Conductivité thermique et électrique :

L'aluminium est un excellent conducteur de la chaleur et de l'électricité. La conductivité thermique de l'aluminium est utilisée dans de nombreuses applications d'évacuation de la chaleur, c'est-à-dire de refroidissement (comme les systèmes d'air conditionné dans les véhicules).

A poids égal, l'aluminium offre une conductivité électrique deux fois supérieure à celle du cuivre, ce qui explique son emploi privilégié dans les applications de transport d'électricité à haute tension sur grande distance.

I.3.1.5. Ductilité, malléabilité :

L'aluminium peut être facilement travaillé à basse température et déformé sans se rompre, ce qui permet de lui donner des formes très variées.

I.3.1.6. Recyclable :

L'aluminium est recyclable à 100% sans dégradation de ses propriétés. Son recyclage ne nécessite que peu d'énergie : 5% seulement de l'énergie utilisée pour la production de métal primaire.

I.3.1.7. Imperméabilité, effet barrière :

Même à très faible épaisseur, une feuille d'aluminium est totalement imperméable et ne laisse passer ni lumière, ni micro-organismes, ni odeurs. De plus le métal lui-même ne libère ni odeur ni goût, ce qui en fait un élément de choix pour l'emballage alimentaire ou pharmaceutique.

I.3.1.8. Propriétés réfléchissantes :

L'aluminium possède un pouvoir réfléchissant élevé de la lumière ainsi que de la chaleur ce qui, ajouté à son faible poids, en fait un matériau idéal pour les réflecteurs dans les matériels d'éclairage ou les couvertures de survie.

I.4. Types d'alliages d'aluminium (Corroyage - Fonderie) :

Un alliage d'aluminium est une composition chimique où d'autres éléments sont ajoutés à l'aluminium pur afin d'améliorer ses propriétés. La principale raison est d'augmenter sa résistance mécanique. Ces éléments comprennent le fer, le silicium, le cuivre, le magnésium, le manganèse et le zinc à des concentrations combinées pouvant représenter jusqu'à 15% de l'alliage en poids. Les alliages sont identifiés par un numéro à quatre chiffres dans lequel le premier chiffre identifie une série caractérisée par ses principaux éléments d'alliage.

I.4.2. Alliages d'aluminium de corroyage :

I.4.2.1. Alliages non trempant :

Les alliages non trempant peuvent être les alliages des séries 1xxx (aluminium presque pur), 3xxx (contenant du manganèse), 5xxx (contenants du magnésium), et les 8000.

Le durcissement est produit par l'écrouissage, ce qui peut être augmenté par la solution solide et le durcissement par dispersions des particules intermétalliques [5]. Tous Alliages non trempant ont une résistance élevée à la corrosion généralisée. Les alliages d'aluminium de la série 1xxx ont une résistance mécanique relativement basse [6,7]. L'écrouissage induit une modification de la structure en raison de la déformation plastique. L'écrouissage augmente la résistance et la dureté mécaniques, mais diminue la ductilité.

I.4.2.2. Alliages trempant :

Les alliages trempant sont principalement les alliages des séries 2xxx (contenant du cuivre), 6xxx (contenants du silicium et du magnésium), et 7xxx (contenant du zinc). Dans le type d'alliages trempant, le durcissement est produit généralement par (1) une mise en solution à 460–565 °C pour dissoudre les éléments d'alliage solubles, (2) une trempe pour les maintenir dans la solution solide, et (3) traitement de vieillissement, le traitement global est appelé traitement de durcissement structural. Vieillessement naturel (maturation) ou bien artificiel (115 –195°C) permet la précipitation des éléments en sursaturation dans la solution solide. Recuit (accéléré le vieillissement), et le laminage à froid sont employés pour obtenir certaines propriétés de ces alliages. Alliages de séries.2xxx, 6xxx, et 7xxx peuvent être durcis par mise en solution et trempe, et le durcissement par laminage à froid (déformation à la température ambiante).

I.4.2.3. Alliages thermodurcissables :

Certains alliages sont renforcés par traitement thermique. C'est un procédé en trois étapes : mise en solution, trempe et vieillissement. Le traitement thermique chauffe l'aluminium à un point spécifique. Les éléments en alliage, appelés soluté, sont distribués de façon homogène avec l'aluminium. Le métal est ensuite refroidi. Les atomes de soluté se combinent en conséquence dans un précipité finement réparti. Cela se produit à température ambiante, appelé vieillissement naturel ou dans une opération de four à basse température appelée vieillissement artificiel.

- **Série 2000**

Dans la série 2000, le cuivre est utilisé comme principal élément d'alliage et permet d'augmenter la résistance à la traction grâce au traitement thermique par solution. Ces alliages n'ont pas le même niveau de

résistance à la corrosion atmosphérique comme beaucoup d'autres alliages d'aluminium. Par conséquent, ces alliages sont généralement protégés par anodisation. Ils sont généralement revêtus d'un alliage de haute pureté ou d'un alliage de la série 6000 pour résister à la corrosion. Puisque les alliages de la série 2000 sont difficiles à souder, ils sont utilisés dans les structures boulonnées ou rivetées. De plus, son utilisation se fait principalement dans le domaine militaire, dans la fabrication d'avions et des réservoirs cryogéniques. L'alliage le plus connu de la série est le 2024 qui sont utilisé dans le transport militaire et civil.

- **Série 6000**

Les séries 6000 sont polyvalentes, therm durcissables, hautement malléables, soudables et possèdent une bonne résistance mécanique ainsi qu'une bonne résistance à la corrosion. Les alliages de cette série contiennent du silicium et du magnésium pour former du siliciure de magnésium dans l'alliage. Les produits d'extrusion des séries 6000 sont le premier choix pour les applications architecturales et structurelles. Ils peuvent être soudés et anodisés. L'alliage 6061 est l'alliage le plus utilisé dans cette série et est souvent utilisé dans les caravanes, les boîtes de camion, les lampadaires et les applications maritimes. Le 6063 sont utilisés pour les applications architecturales puisqu'il est facilement extrudable comme le 6061.

- **Série 7000**

Le zinc est le principal agent d'alliage pour cette série. Pour améliorer les propriétés mécaniques, il faut que le magnésium soit ajouté en une petite quantité. D'autres éléments tels que le cuivre et le chrome peuvent également être ajoutés en petites quantités. Néanmoins, ces alliages sont difficiles à produire et à fabriquer. C'est pourquoi ils sont utilisés dans des applications très spécifiques requérant une grande résistance mécanique comme la fabrication d'un avion ou d'un pare-choc automobile. Les alliages les plus connus sont 7050 et 7075, largement utilisés dans l'industrie aéronautique. La plupart des alliages de cette série ont une couche protectrice puisqu'ils ont une moins bonne résistance à la corrosion.

I.4.2.4 Alliages non therm durcissables :

Les alliages non traités thermiquement sont renforcés par le travail à froid. Le travail à froid se produit pendant les méthodes de laminage, filage ou pliage. C'est l'action de « travailler » le métal pour le rendre plus fort. Par exemple, lorsque l'aluminium est aplati, il devient plus fort puisque les grains sont déformés. Les éléments d'alliage comme le magnésium intensifient cet effet, ce qui entraîne une résistance encore plus élevée.

- **Série 3000**

Le manganèse est le principal élément d'alliage de cette série, souvent avec une petite quantité de magnésium. Cependant, seul un pourcentage limité de manganèse peut être ajouté efficacement à l'aluminium, soit de 1.0 % à 1.5 %. Le 3003 est un alliage populaire à usage général et peut être utilisé dans des applications telles que tôles de toiture, réservoirs d'entreposage, articles ménagers, échangeurs de chaleur et ustensiles de cuisine. L'alliage 3304, qui a une plus grande résistance mécanique, est utilisé dans les canettes de bière ou de boissons gazeuses en aluminium.

- **Série 4000**

La série 4000 représente un cas particulier puisqu'elle est à la fois traitable et non traitable thermiquement. La plupart des alliages de cette série ne sont pas traitables thermiquement. Par contre, lorsqu'ils sont utilisés pour souder des alliages traitables thermiquement, ils s'emparent de certains éléments d'alliage de ces derniers et peuvent, par la suite, réagir à certains traitements thermiques. Les alliages de la série 4000 sont combinés avec du silicium, qui peut être ajouté en quantité suffisante pour abaisser le point de fusion de l'aluminium, sans affecter sa fragilité. Pour cette raison, la série 4000 produit un excellent fil de soudure et des alliages de brasage où un point de fusion plus bas est nécessaire. L'alliage 4043 est l'un des alliages de remplissage les plus utilisés pour le soudage d'alliages de la série 6000 pour les applications structurelles et automobiles.

- **Série 5000**

Le magnésium est le principal agent d'alliage de la série 5000 et est l'un des éléments d'alliage les plus efficaces et les plus utilisés pour l'aluminium. La concentration doit être supérieure à 7% pour être efficace. Les alliages de cette série possèdent une bonne résistance mécanique, ainsi qu'une soudabilité efficace en plus de présenter une forte résistance à la corrosion dans les milieux marins. Pour cette raison, les alliages d'aluminium et de magnésium sont grandement utilisés dans les applications structurales comme dans les bâtiments et les ponts. Les exemples d'applications communes d'alliage incluent :

5005 pour les feuilles anodisées des applications architecturales ;

5052 en électronique ;

5056 pour les citernes routières et les bennes de camion ;

5082 pour les couvercles de contenants de boisson en aluminium ;

5083 et 5083 dans des applications marines et les plates-formes de forage ;

5454, 5754 et 5154 dans les bâtiments, travaux publics, transport et industries mécaniques.

Pour voir tous les alliages selon leur application, voir Aluminium Design Manuel 2015 par The Aluminium Association p.IV-17 à IV19.

I.4.3. Alliages d'aluminium de fonderie :

Des alliages d'aluminium sont produits par plusieurs procédés. Le rapport de production des alliages d'aluminium de fonderie à ceux de corroyage augmente principalement en raison des quantités plus grandes de d'alliages de fonderie employés pour des applications industrielles tels que les véhicules à moteur. Ce rapport change d'un pays à l'autre et en 2004 il était approximativement 1/2 par exemple pour les Etats-Unis d'Amérique.

Un éventail d'alliages d'aluminium de fonderie est disponible pour l'usage commercial et, par exemple, presque 300 compositions ont été inscrites à l'association d'aluminium des Etats-Unis en 2005. Les plus largement répandus sont Al-Si, Al-Si-Mg, et Al-Si-Cu. En général, les alliages sont classés comme "primaires" si ils sont préparés à partir de nouveaux métaux et "secondaire" si ils sont préparés à partir des matériaux réutilisés. Les alliages secondaires (de seconde fusion) contiennent habituellement des éléments plus indésirables sous la forme d'impureté qui compliquent leur métallurgie et mènent souvent aux propriétés inférieures à ceux des alliages primaires (de première fusion) équivalents. Dans tous les secteurs,

les alliages de fonderie ont des propriétés mécaniques de résistance inférieures à celles des produits de corroyage.

Des produits d'aluminium de fonderie sont élaborés par moulage en sable, moulage sous pression et le moulage permanent souvent en moule métallique (par gravitation).

Beaucoup d'alliages réagissent au traitement thermique (les alliages trempant) car leurs éléments d'alliages sont solubles dans l'aluminium. Ces traitements incluent la mise en solution, recuit, et traitement de durcissement structural. Les alliages de fonderie de traitements thermiques sont durcis par la dissolution des éléments d'alliage solubles et la précipitation de composés à base de ces éléments et par coalescences de ces derniers, ceci représente une maturation ou bien un vieillissement. Des alliages qui n'ont pas d'aptitude aux traitements thermiques (les alliages non trempant) sont durcis par la présence de composés intermétallique constitués des éléments d'alliage insolubles dans la matrice d'aluminium.

I.4.3.1. Propriétés des alliages de fonderie :

Les propriétés générales des alliages d'aluminium de fonderie sont données par le Tableau 2

Propriété	Valeur
Résistance à la traction, MPa	70–505 (10–72)
Élongation, %	51–30
Dureté, HB	30–150
Conductivité électrique, % IACS	18–60
Conductivité thermique, W/m .K à 25°C (Btu .in./h .ft2 °F at 77 °F)	85–175 (660–1155)
Limite de fatigue, MPa	55–145 (8–21)
Coefficient de dilatation thermique linéaire à 20–100 °C (68–212 °F)	(17.6–24.7).10 ⁻⁶ /°C ((9.8–13.7).106/°F)
Résistance au cisaillement, MPa	42–325 (6–46)
Module d'élasticité, GPa (106 psi)	65–80 (9.5–11.2)
Densité	2.57–2.95

Tableau (2) : propriétés générales des alliages d'aluminium de fonderie [4]

I.5. Diffèrent famille d'alliages aluminium de fonderie:

Les différentes familles d'alliages ont des caractéristiques qui leur sont propres. Incidemment, elles sont destinées à des usages particuliers. De plus, la coulabilité varie d'une famille d'alliages à l'autre. Il en

résulte des possibilités d'utilisation qui diffèrent. En effet, un procédé en particulier ne permet pas nécessairement d'utiliser tous les types d'alliages. La section suivante présente succinctement quelques particularités des séries d'alliages.

I.5.1. Alliages aluminium-silicium :

Le diagramme d'aluminium montre l'existence de deux solutions solides α et β . La première contient jusqu'à 1,65 % de Si, la seconde contient jusqu'à 3 % d'aluminium. Un eutectique existe à 12,7 % de Si.

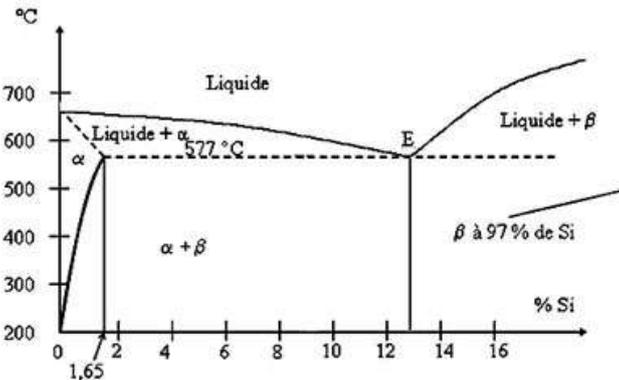


Figure 2 : Diagramme Al – Si

La faible solubilité du Si dans l'aluminium et le phénomène de surfusion ne font que le Si (b) de l'eutectique forme des cristaux polyédriques importants qui rendent l'alliage fragile et difficilement usinable.

Pour cette raison, tous les alliages Al-Si hypo-eutectiques doivent subir un traitement de modification. On traite le bain de fusion avec du sodium (Na), du strontium (Sr) ou encore de l'antimoine (Sb) avant la coulée. Le traitement d'affinage a pour but d'augmenter le nombre de sites de cristallisation de la phase pro-eutectique et consiste à ajouter des éléments affinant au bain de fusion comme le titane ou le bore pour les hypo-eutectiques ou du phosphore pour les hyper eutectiques. Ces deux traitements ont pour effet d'augmenter la résistance mécanique :

Le silicium a pour effet :

- d'améliorer la coulabilité
- de réduire la criquabilité et l'aptitude à la retassure
- de diminuer le coefficient de dilatation

D'une manière générale, les Al-Si sont les alliages d'aluminium qui présentent les meilleures propriétés de fonderie.

Applications : Automobile, aviation, mécanique, appareillages électriques, chimie.

I.5.2. Alliages aluminium-cuivre :

Le diagramme d'équilibre Al-Cu fait paraître l'existence d'une solution solide à présente jusqu'à 5,65 % de Cu. L'eutectique se situe à 33 % de Cu. On remarque l'existence d'un composé défini Al_2Cu .

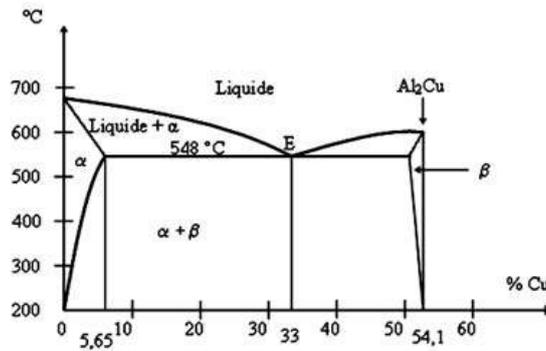


Figure 3: Diagramme Al – Cu

Les alliages aluminium-cuivre utilisés dans l'industrie ne dépassent pas une proportion de cuivre supérieure à 12 %.

Avantage :

- le cuivre accroît les propriétés mécaniques et en particulier la dureté.
- la coulabilité est améliorée par rapport à l'aluminium pur pour des concentrations en cuivre comprises entre 7 et 8 %.

Inconvénients :

- mauvaise tenue à la corrosion
- criquabilité importante

I.5.3. Alliages aluminium-magnésium :

Les alliages contiennent jusqu'à 12 % de magnésium. Il existe une solution solide à contenant jusqu'à 15 % de Mg à 450 °C.

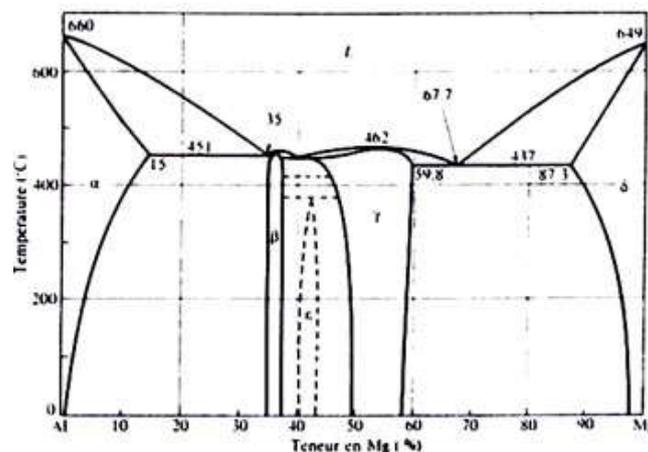


Figure 4 : Diagramme Al – Mg

Les alliages industriels Al-Mg ont tous pour constituant la solution solide α mais la variation importante de solubilité du Mg et sa faible vitesse de diffusion à l'état solide, font que les alliages contenant plus de 6 % de Mg ne sont pas homogènes à l'état brut de coulée : on trouve α et l'eutectique α+β. Un traitement d'homogénéisation est alors nécessaire.

Propriétés :

- La coulabilité est moins bonne que pour les alliages précédents.
- La criquabilité est plus élevée que pour les Al-Si, équivalente à celle des Al-Cu.

Les alliages de magnésium sont recherchés pour leur bonne usinabilité mais surtout pour leur très grande résistance à la corrosion.

I.5.4. Alliages Al-Si + Cu ou Mg :

- Alliages traitables thermiquement/pour moulage au sable, en coquille ou sous pression.
- Fluidité excellente, résistance élevée; quelques alliages avec une résistance à la fatigue élevée.
- Applications typiques pour pièces d'automobiles (pistons, pompes) et pièces électriques.
- Alliages courants 356.0 - A356.0 - 359.0 - A360.0.
- Résistance à la rupture typique comprise entre 131 et 275 MPa.

Les alliages de la série 3xx.x sont les plus utilisés, car ils permettent beaucoup de flexibilité attribuable à leur haute teneur en silicium, qui confère aux alliages de cette série une bonne fluidité. De plus, ces alliages répondent bien aux traitements thermiques, ce qui offre plusieurs options au niveau des propriétés mécaniques. Par ailleurs, les alliages de la série 3xx.x peuvent aussi être coulés à l'aide de la majorité des techniques de fonderie, dont les nouvelles technologies de thixomoulage et de Squeeze Casting.

Parmi les alliages les plus utilisés de la série, on retrouve le 319.0 et le 356.0/A356.0 pour le moulage au sable et le moulage en coquille; les 360.0, 380.0/A380.0 et 390.0 pour le moulage sous pression; le 357.0/A357.0 pour plusieurs types de moulage, dont spécialement le moulage-forgeage et le Squeeze Casting. L'alliage 332.0 est également très employé compte tenu du fait qu'il peut être produit presque exclusivement à partir de rebuts recyclés.

I.5.5. Alliages Al-Zn :

- Alliages traitables thermiquement/pour le moulage au sable et en coquille (difficiles à couler).
- Usinabilité excellente.
- Finis de surface d'une qualité exceptionnelle.
- Tenue excellente face à la corrosion.
- Applications typiques : meubles, outils de jardinage, équipements de bureau et équipements miniers.
- Alliages courants 713.0 – 712.0.
- Résistance à la rupture typique comprise entre 205 et 380 MPa.

Les alliages de la série 7xx.x sont utilisés uniquement lorsque d'excellents états de surface ou une usinabilité hors pair sont nécessaires, car cette famille d'alliages est difficile à couler.

I.5.6. Alliages Al-Sn :

- Alliages traitables thermiquement/pour le moulage au sable et en coquille (difficile à couler).
- Usinabilité excellente.
- Tenue excellente face à la corrosion et l'usinabilité.
- Applications typiques : roulements et raccords de tous genres.
- Alliages représentatifs : 850.0 – 851.0.

- Résistance à la rupture typique comprise entre 103 et 205 MPa.

Tout comme les alliages de la série 7xx.x, ceux de la série 8xx.x sont difficiles à mouler. Ils sont utilisés seulement lorsque leur facilité d'usinage et leurs qualités, en tant que raccords, sont essentielles.

I.6. Alliages Normalisés :

La norme européenne EN 1706 distingue onze groupes alliages différents, 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. [8]

Les onze groupes d'alliages d'aluminium selon la norme EN 1706[10]		
Groupe d'alliage	Désignation numérique EN	Désignation symbolique EN
AlCu	EN AC-21000	EN AC-Al Cu4MgTi
	EN AC-21100	EN AC-Al Cu4Ti
AlSiMgTi	EN AC-41000	EN AC-Al Si2MgTi
AlSi7Mg	EN AC-42000	EN AC-Al Si7Mg
	EN AC-42100	EN AC-Al Si7Mg0,3
	EN AC-42200	EN AC-Al Si7Mg0,6
AlSi10Mg	EN AC-43000	EN AC-Al Si10Mg(a)
	EN AC-43100	EN AC-Al Si10Mg(b)
	EN AC-43200	EN AC-Al Si10Mg(Cu)
	EN AC-43300	EN AC-Al Si9Mg
	EN AC-43400	EN AC-Al Si10Mg(Fe)
AlSi	EN AC-44000	EN AC-Al Si11
	EN AC-44100	EN AC-Al Si12(b)
	EN AC-44200	EN AC-Al Si12(a)
	EN AC-44300	EN AC-Al Si12(Fe)
	EN AC-44400	EN AC-Al Si9
AlSi5Cu	EN AC-45000	EN AC-Al Si6Cu4
	EN AC-45100	EN AC-Al Si5Cu3Mg
	EN AC-45200	EN AC-Al Si5Cu3Mn
	EN AC-45300	EN AC-Al Si5Cu1Mg
	EN AC-45400	EN AC-Al Si5Cu3
AlSi9Cu	EN AC-46000	EN AC-Al Si9Cu3(Fe)
	EN AC-46100	EN AC-Al Si11Cu2(Fe)
	EN AC-46200	EN AC-Al Si8Cu3
	EN AC-46300	EN AC-Al Si7Cu3Mg
	EN AC-46400	EN AC-Al Si9Cu1Mg
	EN AC-46500	EN AC-Al Si9Cu3(Fe)(Zn)
	EN AC-46600	EN AC-Al Si7Cu2
AlSi(Cu)	EN AC-47000	EN AC-Al Si12(Cu)
	EN AC-47100	EN AC-Al Si12Cu1(Fe)
AlSiCuNiMg	EN AC-48000	EN AC-Al Si12CuNiMg
AlMg	EN AC-51000	EN AC-Al Mg3(b)
	EN AC-51100	EN AC-Al Mg3(a)
	EN AC-51200	EN AC-Al Mg9
	EN AC-51300	EN AC-Al Mg5
	EN AC-51400	EN AC-Al Mg5(Si)
AlZnMg	EN AC-71000	EN AC-Al Zn5Mg

Tableau (3) : alliage d'aluminium normalisée sous la norme européen EN

I.6.1 Alliages Al-Cu :

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. [8]

I.6.2. 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. [8]

I.6.3. Alliages AlSi7Mg :

Ce sont des alliages à hautes propriétés mécaniques.

La teneur en silicium, moyenne, permet l'obtention d'excellentes propriétés de fonderie, et la teneur en magnésium rend possibles les traitements thermiques T6 ou T64.

On peut obtenir ainsi des degrés de durcissement variables et donc des compromis intéressants entre charge de rupture et limite d'élasticité d'une part, et allongement d'autre part.[8]

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. [8]

I.6.4. 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^{re} fusion, les quatre autres sont des alliages de 2^e 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.[8]

I.6.5. 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 Paczen 1920, a permis d'améliorer considérablement les propriétés mécaniques de cet alliage par transformation de la structure naturellement aciculaire en structure fibreuse.

Cela a contribué à l'essor des alliages de fonderie à cette époque.

Les alliages de cette famille sont eutectiques ou voisins de l'eutectique.

On réservera les alliages eutectiques EN AC-Al Si12(a) et EN AC-Al Si12(b) à la coulée de pièces en coquille minces et complexes à cause de leur très bonne aptitude au moulage, la première variante ayant une teneur en cuivre plus faible favorisant une bonne tenue à la corrosion Les variantes hypo-eutectiques sont d'usage plus général, et la nuance EN AC-Al Si11 est très utilisée par exemple pour la réalisation de roues de voitures à l'état non traité thermiquement.

Les nuances EN AC-Al Si12(Fe) et EN AC-Al Si9 sont utilisées en moulage sous pression, la dernière variante présentant des allongements importants à cause des impuretés en faible teneur. [8]

I.6.6. 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) [8]

I.6.7. 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 ACAISi7Cu3Mg, 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 [8]

I.6.8. 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. [8]

I.6.9. 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.

I.6.10. 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. [8]

I.6.11. Alliages AlZnMg :

Cette nuance EN AC-Al Zn5Mg est dite autotrempeant, 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. [8]

I.7. 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

I.7.1. Alliages Autotrempeants :

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 fonderies rapprochant de celles des alliages Al-Si hypo-eutectiques.

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.[8]

I.7.2. 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.[7]

I.7.3. 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

En particulier, les teneurs en fer et en manganèse, éléments qui favorisent le non collage des alliages, mais diminuent leurs propriétés mécaniques, doivent faire durcir que les alliages pour moulage sous pression classiques.

L'objet d'une optimisation précise. [8]

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. [8]

I.7.4. 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.

I.8. Effets des Eléments D'Addition :

I.8.1. Silicium Si :

L'effet du silicium dans les alliages d'aluminium est l'amélioration des caractéristiques de la fonderie l'Additions de silicium améliore la fluidité de façon spectaculaire, et la résistance à chaud.

Les compositions les plus utilisées dans tout le processus de moulage l'aluminium sont celle dans lesquels le silicium joue un rôle majeur.

Les alliages commerciaux couvrent les gammes hypo eutectiques et hyper eutectiques jusqu'à environ 30 % de Si L'augmentation de la teneur en silicium améliore la fluidité de remplissage des parois minces et pour reproduire des modèles plus complexes et les détails.

Les alliages aluminium-silicium sont généralement plus résistants à la fissuration de solidification et présentent une excellente coulabilité.

Le pourcentage de liquide dans l'intervalle de solidification est dicté par la première composition et par le degré de refroidissement.

Pour processus solidification des taux plus élevés tels que moulage sous pression et coulée en moule permanent et pour des sections plus minces dans lequel plus rapide solidification a lieu, le retrait porosité est fortement affectée par la température à laquelle la masse de l'alimentation de liquide à partiellement structures solidifiées ne se produit plus.

L'alimentation pour minimiser le rétrécissement porosité d'autant meilleure que la fraction volumique solidifiée est augmentée à la température à laquelle la masse de l'alimentation cesse.

Pour cette raison, teneur en silicium la plus désirable de l'aluminium – silicium alliages correspond à la vitesse de solidification des processus caractéristique.

Pour lente refroidissement des processus de taux tels que le plâtre, l'investissement nt et le sable, la gamme préférée est de 5 à 7%, pour le moule permanent 7 à 9%, et pour moulage sous pression de 8 à 12%.

Les bases de ces recommandations sont la relation entre le taux de refroidissement et de la fluidité et de l'effet de pourcentage d'eutectique sur l'alimentation que la solidification progresse.

Le silicium se combine avec le magnésium pour former Mg_2Si dans les alliages traitables thermiquement.

Il se combine avec le fer et d'autres éléments pour former phases insolubles complexe. Silicium et permet également de réduire l'effet spécifique du coefficient d'expansion thermique. [9]

I.8.2. Cuivre Cu :

L'effet du cuivre dans les alliages d'aluminium est l'amélioration des propriétés mécaniques par durcissement structural principalement la résistance mécanique et de la dureté, des alliages soumis à des traitements thermiques. [10]

I.8.3. Magnésium Mg :

Le magnésium (Mg) est un élément de renforcement structural plus puissant que le cuivre, Son rôle principal dans ces alliages consiste à la modification des composés de fer de la forme α à la forme β . il augmente la résistance à la corrosion,

La coulabilité est moins bonne que pour les alliages précédents. [10]

I.8.4. Fer Fe :

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

I.8.5. Nickel Ni :

Utilisé avec le cuivre pour améliorer la résistance à haute température, on le retrouve dans des concentrations importantes dans les alliages pour pistons.

I.8.6. Zinc Zn :

En tant qu'élément allié aux alliages d'aluminium de fonderie contenant du cuivre et du magnésium en proportions suffisantes et étant soumis à des traitements thermiques appropriés, permet d'obtenir une microstructure intéressante et une bonne résistance mécanique.

Dans un système Al-Zn-Mg-Cu, le zinc et le magnésium conditionnent le processus de vieillissement, et le cuivre contribue à accélérer le vieillissement en augmentant le degré de sursaturation de la phase CuMg. [11]

I.8.7. Titane Ti

L'addition de ces éléments améliore la résistance à haute température et la dureté en formant des nano-précipités [11].

I.8.8. Chrome Cr

Ajoute en faible proportion pour donner de la stabilité à certains alliages et supprimer le grossissement du grain.

Il entre aussi dans la composition de certaines phases intermétalliques, notamment les phases sludges, et a un effet positif sur la dureté [10].

I.8.9. Strontium Sr

Comme mentionné précédemment, le silicium des alliages eutectiques est généralement de forme aciculaire ; et une addition de strontium, en conjugaison avec des traitements thermiques, transforme celle-ci en une morphologie fibreuse ou globulaire. Bien que le silicium apparaisse sous forme de particules discrètes, celui-ci est en fait constitué d'un réseau de fibres interconnectées.

Comme dans toute microstructure de ce type, les propriétés de contraintes mécaniques et de ductilité, mesurées en pourcentage de déformations, ne sont pas aussi élevées que celles associées à des constituants de dimensions plus fines et de formes arrondies [12].

I.9. La Microstructure des Alliages d'Aluminium Fonderie Al Si :

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

I.9.1. Alliages Aluminium-Silicium :

Le diagramme d'aluminium montre l'existence de deux solutions solides α et β .

La première contient jusqu'à 1,65 % de Si, la seconde contient jusqu'à 3 % d'aluminium.

Un eutectique existe à 12,7 % de Si.

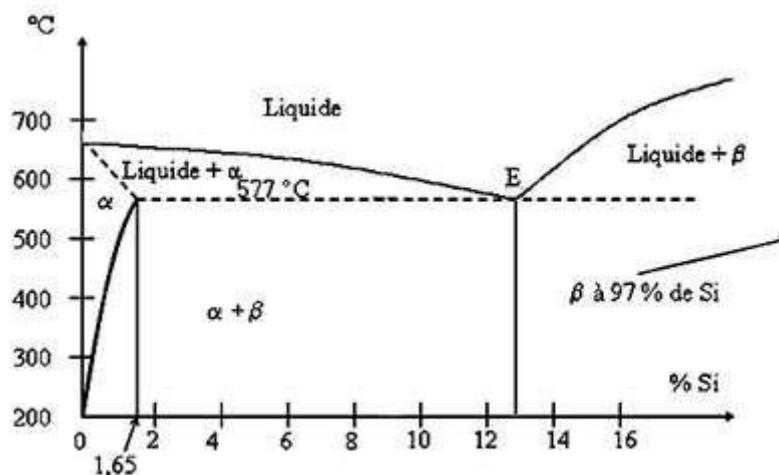


Figure 5 : Diagramme Al – Si

La faible solubilité du Si dans l'aluminium et le phénomène de surfusion ne font que le Si

(b) de l'eutectique forme des cristaux polyédriques importants qui rendent l'alliage fragile et difficilement usinable.

Pour cette raison, tous les alliages Al-Si hypo-eutectiques doivent subir un traitement de modification.

On traite le bain de fusion avec du sodium (Na), du strontium (Sr) ou encore de l'antimoine (Sb) avant la coulée.

Le traitement d'affinage a pour but d'augmenter le nombre de sites de cristallisation de la phase pro-eutectique et consiste à ajouter des éléments affinant au bain de fusion comme le titane ou le bore pour les hypo-eutectiques ou du phosphore pour les hyper eutectiques.

Ces deux traitements ont pour effet d'augmenter la résistance mécanique :[11]

I.9.1.1.Effet De Silicium :

D'améliorer la coulabilité de réduire la criquabilité et l'aptitude à la retassure. de diminuer le coefficient de dilatation.

D'une manière générale, les Al-Si sont les alliages d'aluminium qui présentent les meilleures propriétés de fonderie.

Applications : Automobile, aviation, mécanique, appareillages électriques, chimie.[15]

I.9.1.2. Solidification :

Pour l'aluminium pur, la solidification se fait à température constante à 660 °C.

Quand un second élément est ajouté à l'aluminium, il fait baisser la température de fusion (de solidification) c'est le cas du Si qui fait baisser le point de fusion de l'aluminium, et l'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 :



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

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

Pour un alliage Al-Si hypo-eutectique, la première étape de la solidification est la formation des premiers cristaux d'aluminium contenant 1% Si, la solidification continue et la concentration du Si dans le métal liquide augmente car le Si est ségrégué et s'accumule dans la phase liquide, le diagramme de phase dit qu'à l'équilibre seulement 13% de silicium se trouve dans l'aluminium solide, les 87% restants sont dans le métal liquide qui entoure les cristaux d'aluminium solidifiés, et plus le Si s'accumule dans le liquide plus son point de fusion baisse.[16]

La ségrégation continue jusqu'au point où le liquide contient 12,6% Si pour refroidir à la température eutectique et former le mix eutectique Al-Si à la morphologie dendritique.

Pour les alliages hyper-eutectiques, une partie du silicium se précipite en premier et forme une phase primaire à la morphologie polygonale.

La seconde phase à se former étant des petites fractions volumiques de dendrites d'aluminium, ensuite c'est la réaction eutectique qui prend place.

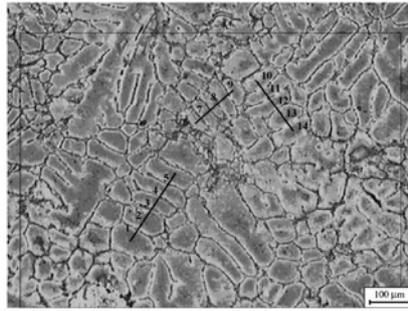


Figure 6 : Micrographie optique illustrant la mesure des espacements des bras dendritiques secondaires (SDAS) [18]

I.9.1.3. SDAS :

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

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

- Dendrite Arm Spacing
- Dendrite Cell Interval
- Dendrite cell

L'espacement des bras dendritiques secondaires (SDAS) reste néanmoins la mesure la plus utilisée pour quantifier le raffinement microstructural et la vitesse de solidification.

La valeur du SDAS est inversement proportionnelle à la vitesse de solidification, et un faible SDAS est préférable pour les propriétés mécaniques.

Puisque le SDAS dépend quasi exclusivement de la vitesse de solidification, ses valeurs varient en fonction du procédé de moulage, de 100 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. 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

Le mode de rupture est lui aussi influencé par les valeurs du SDAS.

Wang et al. a trouvé que pour les grandes valeurs de SDAS (>50 µm) la rupture se fait au niveau des joints de grains.

Tandis que pour les faibles valeurs de SDAS, la rupture est inter granulaire et le mode de rupture est ductile, tandis que pour les alliages à SDAS élevé, la fracture se fait par cisaillement.

Le SDAS a aussi un effet sur la taille des phases intermétalliques de fer, car une grande vitesse de solidification laisse peu de temps aux composés intermétalliques de croître.

Cet effet sur la taille des composés intermétalliques est d'autant plus important quand le taux de Si est élevé. [15]

I.9.1.4. L'Eutectique Al-Si :

La formation de l'eutectique Al-Si Durant la solidification des alliages hypo-eutectiques Al-Si, les dendrites d'Al germent et croient en premier, suivi par la germination et la croissance de l'eutectique Al-Si.

Shankar et Al 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 ces traces de fer joue un rôle important [15]

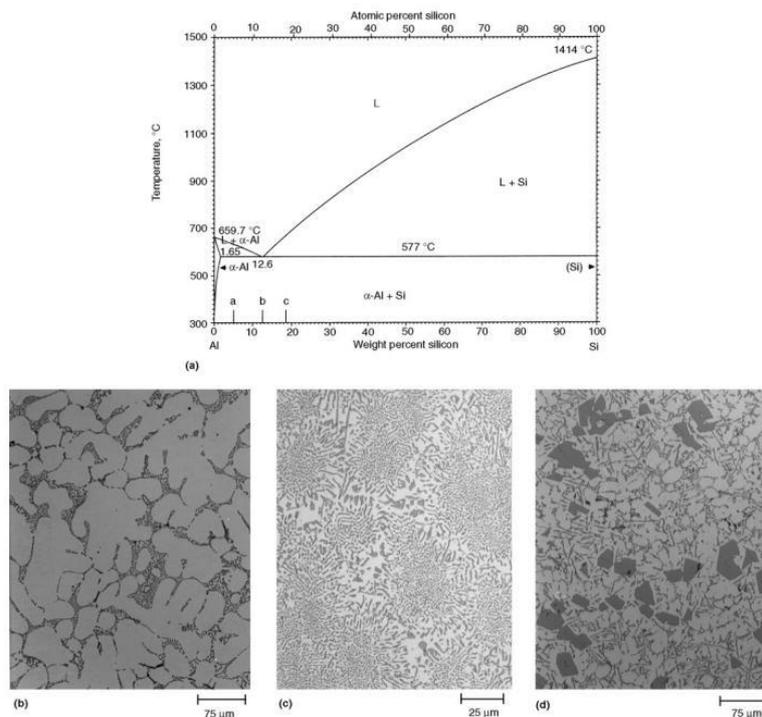


Figure 7 : Diagramme et Diagramme Al-Si[18]

- ✓ (a) Diagramme d'équilibre Al-Si.
- ✓ (b) Microstructure d'un alliage hypo-eutectique
- ✓ (c) Microstructure d'un alliage eutectique.
- ✓ (d) Microstructure d'un alliage hyper-eutectique ($\times 150$)

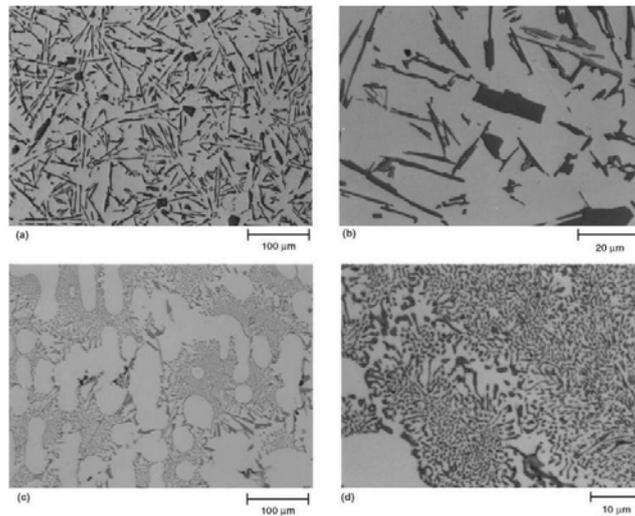


Figure 8 : Micrographies optiques d'un alliage AlSi11.[11]

- ✓ (a)(b) alliage brut, $\times 150$ et $\times 750$ respectivement.
- ✓ (c)(d) alliage modifié, $\times 150$ et $\times 1200$ respectivement dans la germination.

I.9.1.4.1. 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 calcium est un faible modifiant mais bon marché et l'antimoine a un effet durable mais donne un eutectique la malaise fin au lieu de la structure fibreuse.

L'addition de Sr permet d'éliminer les particules d'AIP et les films d'oxydes comme sites de germination préférentielles pour le Si, et l'eutectique Al-Si croît à une température plus basse. 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. Le Sr altère la germination du Si eutectique à travers l'empoisonnement des sites de germination que sont les impuretés. 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 : 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 restreint la croissance du Si eutectique et contrôlent ses ramifications.[16]

I.9.1.5. Phases Intermétalliques :

I.9.1.5.1. 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 quant à elle est très faible, seulement 0,05% à 660 °C, et encore moins à température ambiante, ou en présence d'autres éléments d'alliages qui forment des composés avec le fer.

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. . [15]

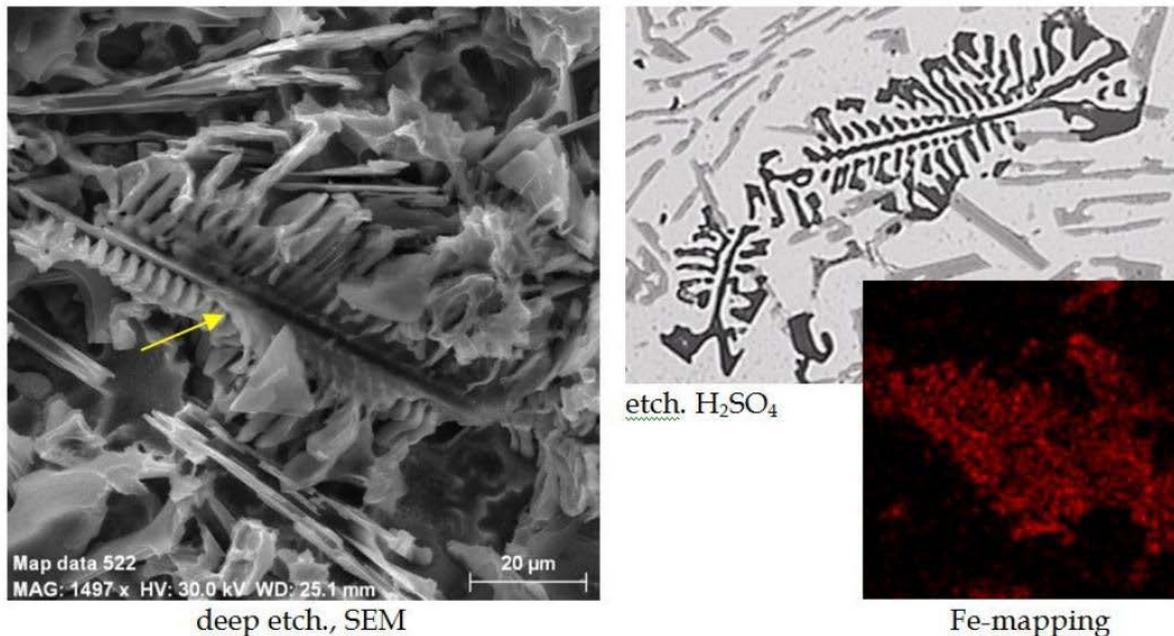


Figure 9 : Morphologie de la phase α -Fe intermétallique, avec différentes morphologies. [18]

I.9.1.5.2. 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 eutectique, comme elle peut se trouver sous forme de polyèdres si elle se précipite comme phase primaire.

La présence d'éléments comme le chrome favorise l'apparition de la phase en polyèdre, appelée phase "Sludge", car le chrome comme le fer et le manganèse ont tendance

à se ségréger au fond du bain ou des fours du maintien et forment des particules solides de la phase $\text{Al}_{15}(\text{FeMnCr})_3\text{Si}_2$ (Sludge)[15]

Ces phases à la morphologie en polyèdres ont une dureté, un point de fusion et une densité élevés comparés 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, ce qui les rend indésirables dans les alliages de fonderie.

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

La phase α -Fe sous forme d'écritures chinoises se précipite lors de la solidification eutectique à partir de la phase "Sludge", 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.

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 due aux oxydes dans les alliages d'aluminium de fonderie.

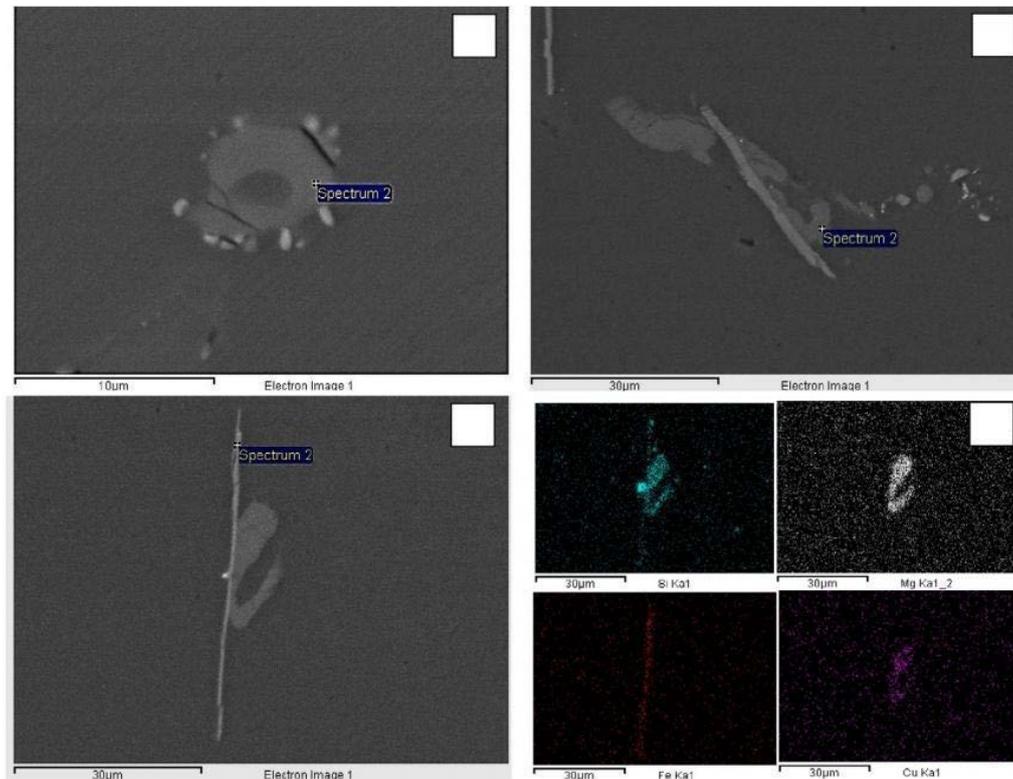


Figure 10 : Micrographies électroniques montrant.

(a) La phase π . (b)(c) la phase β -Fe et Q. (d) Mapping EDS

I.9.1.5.3. La Phase β -Fe:

Les phases β -Al₁₅FeSi 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.

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%.

Cette phase primaire sous forme de plaquettes, même si elle apparait comme des aiguilles dans les micrographies optiques, ces aiguilles peuvent atteindre plusieurs millimètres de longueur, et c'est de loin la phase la plus préjudiciable pour la résistance et la ductilité des moulages.[15]

Il y a eu pendant longtemps des incertitudes sur la structure cristalline de la phase β -Fe,

Hwang et al 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 . A des faibles teneur 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 de la phase 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.

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.

La précipitation de la phase β -Fe bloque les canaux d'alimentation du réseau inter dendritique plus tôt

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

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

La vitesse de refroidissement est le paramètre le plus important pour Contrôler la taille la distribution de la phase β -Fe 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% L'augmentation du taux de Si aide à supprimer les grossières phases β -Fe.

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 - Al_5FeSi . Un rapport $\% \text{Fe}/\% \text{Mn} = 2/1$ est idéal pour avoir le maximum de α -Fe et le minimum de β -Fe. [15]

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

L'addition de Strontium réduit la quantité et la fraction volumique de la phase

β - Al_5FeSi à travers sa dissolution et sa fragmentation, mais aussi en réduisant le phénomène de germination (sympathienucléation) en empoisonnant les sites de germination des aiguilles β -Fe.

La modification au phosphore quand a elle encourage la formation de β - Al_5FeSi . [15]

I.9.1.5.4. La phase Al_2Cu :

La concentration en cuivre augmente avec l'augmentation de la partie solide et se sépare vers le liquide lors du processus de solidification. $\text{Al}-\text{Al}_2\text{Cu}$ se forme en fin de solidification. Une étude a montré que l'ajout d'éléments d'alliage, tels que les phases Mg et Sr, ne changerait pas la stabilité de l' Al_2Cu [33]. Au cours du processus de solidification finale, la phase $\text{Q Q}-\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Cu}_2$ est développée à partir de particules Al_2Cu .

I.9.1.5.5. La phase Mg₂Si:

Dans tous les alliages Al-Si-Mg, des précipités de Mg₂Si sont généralement observés aux joints de grains de la phase π . Il apparaît sous forme de particules noires dans l'écriture chinoise.

La phase π :

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

La phase se forme suivant deux réactions :

1. comme le résultat de la transformation de la phase π en une phase π à travers une réaction péritectique (L + Al₅FeSi ! Al + Si + Al₈FeMg₃Si₆)
2. comme le résultat d'une réaction eutectique quaternaire à la fin de la séquence de solidification (L + Al + Si + Mg₂Si ! Al₈FeMg₃Si₆)

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

CHAPITRE II

Les Traitements thermiques des alliages d'aluminium de fonderie

II.1. Traitements Thermiques :

Les traitements thermiques sont des techniques utilisées pour l'amélioration des propriétés mécaniques d'un alliage sans affecter sa composition chimique. Certains éléments (Mg, Cu, Ni, etc.) forment des précipités de dureté différente qui augmentent la résistance mécanique de l'alliage. Les traitements thermiques peuvent également avoir comme effet d'améliorer: le comportement à la fatigue et au fluage, les caractéristiques de traction, la susceptibilité à la corrosion, la stabilité dimensionnelle, l'usinabilité etc. Du point de vue de l'utilisation, il y a deux buts majeurs lors de l'exécution d'un traitement thermique:

1. le durcissement, obtention des caractéristiques mécaniques finales par durcissement structural: traitement complexe comportant la mise en solution et la maturation ou le vieillissement;[19]
2. l'adoucissement, rétablissement de la malléabilité, de l'aptitude à la déformation plastique: les recuits. [19]

II.1.2. Traitement Thermique Des Alliages Aluminium-silicium-Magnésium :

Les alliages Al-Si-Mg peuvent subir deux traitements thermiques:

- 1) un simple revenu (T5);
- 2) un traitement thermique de mise en solution suivit d'une trempe et d'un revenu (T6).

II.1.2.1 Traitement Thermique Simple (T5)

Le comportement du matériau, lors du revenu, varie d'une famille d'alliages à une autre et est influencé par les variations de température. A chaque température, au-dessus d'un certain seuil, il existe un maximum de la limite élastique et de la contrainte de rupture qui est atteinte d'autant plus vite que la température de revenu est élevée, et ce maximum est d'autant plus élevé que la température est plus basse. L'allongement à la rupture, par contre diminue lorsque la température du revenu augmente, et ceci d'autant plus rapidement que la température est élevée. Ce n'est que pour des durées relativement longues, et en fonction de la température que l'allongement augmente à nouveau, mais il intervient alors un adoucissement important de l'alliage (figure 10).

Pour un alliage Al-Si-Mg, le résultat de ce traitement est dépendant de la vitesse de solidification de l'alliage après la coulée. Avec une solidification rapide (petit moule permanent) une certaine quantité de Mg est retenue en solution solide et précipite durant le vieillissement en Mg_2Si . Ce traitement est aussi utilisé pour obtenir la stabilité dimensionnelle des échantillons utilisés à température élevée. [20]

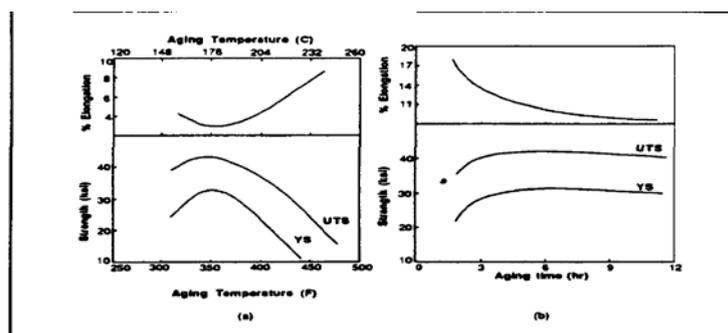


Figure 11 : Propriétés mécaniques de l'alliage A356 en fonction de la température (a) et du temps de vieillissement 154°C (b).

II.1.2.2 Traitement Thermique T6 :

Le but principal est d'homogénéiser l'alliage et d'obtenir une morphologie du précipité qui entraîne des caractéristiques mécaniques plus élevées sans détruire d'autres propriétés. L'alliage est saturé en magnésium en solution solide à une température voisine de 500°C. L'alliage est trempé pour obtenir la saturation et vieillit vers 200°C pour obtenir les précipités complexes de type Mg₂Si. Le traitement de mise en solution favorise la sphéroïdisation du silicium, la dissolution des phases intermétalliques et l'homogénéisation de l'échantillon.[20]

On a aussi d'autre traitement :

T1 : ce traitement englobe les pièces qui ont été refroidies après une mise en forme à haute température et qui ont eu un vieillissement naturel, jusqu'à l'obtention d'un état de Stabilité convenable. [18]

T2 : ce traitement englobe les étapes suivantes : refroidissement après une mise en forme à haute température, écrouissage et vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.. [18]

T3 : mise en solution suivie d'un travail à froid (écrouissage) et d'un vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.. [18]

T4 : mise en solution suivie d'un vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.. [18]

T7 : mise en solution et traitement de stabilisation.. [18]

T8 : mise en solution suivie d'un écrouissage et d'un vieillissement artificiel.. [18]

T9 : mise en solution suivie d'un vieillissement artificiel et d'un écrouissage.. [18]

T10 : refroidissement après une mise en forme à haute température, écrouissage et vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.. [18]

II.1.2.2.1 Mise En Solution :

Les principaux buts de ce traitement sont la dissolution du Mg₂Si, l'homogénéisation et le changement de morphologie du silicium eutectique. La température dépend surtout de la composition de l'alliage. Quand la température de mise en solution est inférieure à la température optimale, la mise en solution est incomplète et les caractéristiques mécaniques finales sont inférieures aux normes. Il sera nécessaire de limiter au maximum la température de la mise en solution si la présence de ségrégations est à craindre. [20]

Au-dessus d'un maximum, il y a surchauffe, risque de brûlures, fusion locale principalement aux joints des grains, décohésions fragilisant et éventuellement criques lors de la trempe, parfois formation de cloques et oxydation.

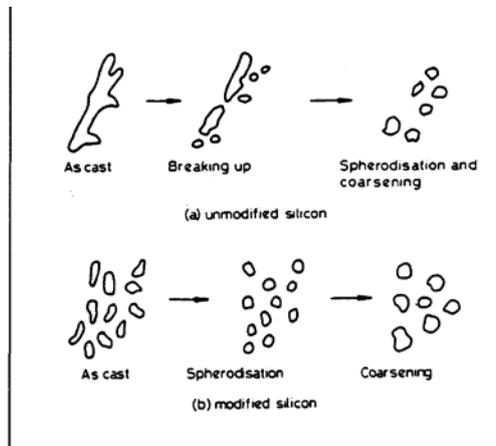


Figure12 : Schéma de caractérisation du changement de morphologie du silicium.

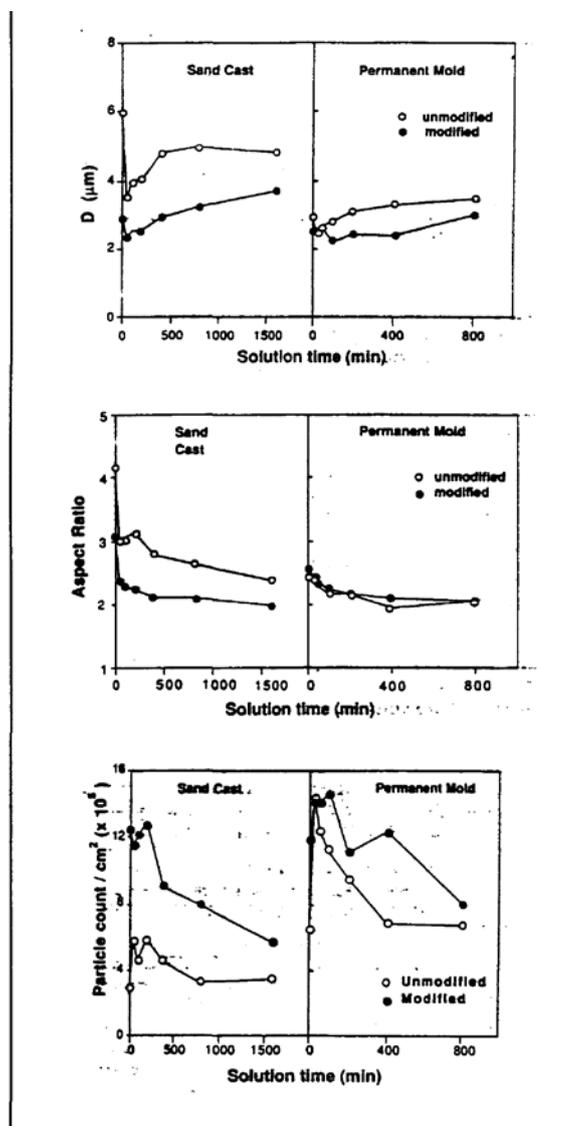


Figure 13 : Variation de la morphologie du silicium pour l'alliage 356.

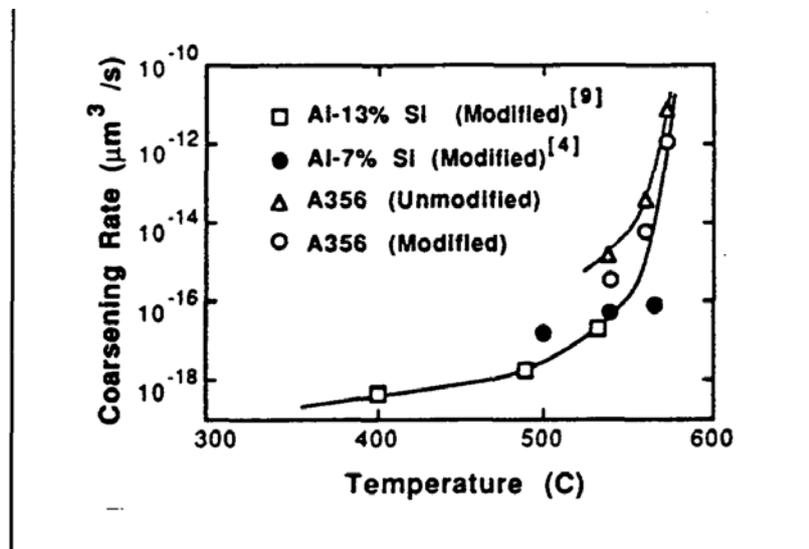


Figure 14 : Variation de la vitesse de grossissement de la phase de silicium en fonction de la température de mise en solution pour l'alliage 3564.

La morphologie du silicium eutectique joue un rôle vital dans la détermination des propriétés mécaniques. La taille des particules, leur forme et l'espace entre elles sont toutes des caractéristiques de la morphologie du silicium. Sous des conditions normales de refroidissement, les particules de silicium sont présentes sous la forme de fines aiguilles. Ces aiguilles agissent comme des concentrateurs de contraintes et diminuent les propriétés mécaniques. Avec une faible quantité de sodium ou de strontium, nous pouvons modifier la morphologie du silicium. Mais en maintenant l'échantillon à température élevée (500°C) durant une longue période de temps nous pouvons aussi changer cette morphologie (figure 14). Initialement les particules se brisent en petits fragments et sont graduellement sphéroïdisées. En prolongeant le traitement de mise en solution nous avons un grossissement des particules. Aux (figures 14) et (15) nous avons certaines caractéristiques de la morphologie du silicium pour l'alliage 356.[20]

II.1.2.2.2 Trempe :

C'est le traitement consécutif à la mise en solution qui assure par un refroidissement approprié le maintien à la température ambiante en état de sursaturation de la solution solide établie à chaud et qui devient l'état de trempe fraîche. Si le refroidissement est très lent, il y a précipitation grossière et non homogène des phases qui ne pourraient plus participer au durcissement structural. Il existe pour chaque alliage une vitesse critique de trempe, vitesse de refroidissement minimale qui conduit la solution stable à chaud à la même solution sursaturée métastable à la température ambiante. [20]

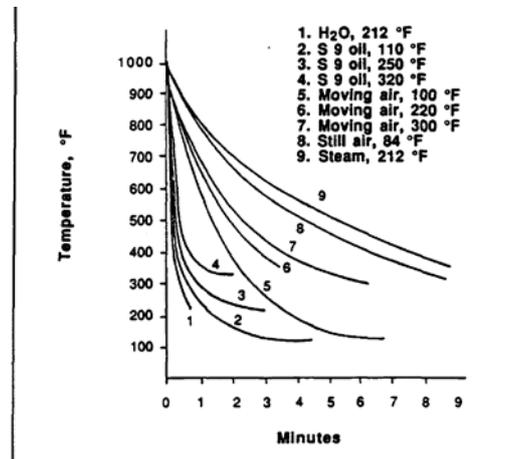


Figure 15 : Courbes de refroidissement de l'alliage A356 trempés dans différents milieux.

Dans les alliages contenant du magnésium, la trempe permet de supprimer la formation de la phase Mg₂Si durant le refroidissement et retient le maximum de ces éléments en solution solide sursaturée à basse température. Cependant la vitesse de trempe ne peut être augmentée indéfiniment sans créer des distorsions et des contraintes résiduelles dans l'échantillon. A la (figure15) nous avons la représentation des vitesses de refroidissement pour des trempes réalisées dans des milieux différents.[20]

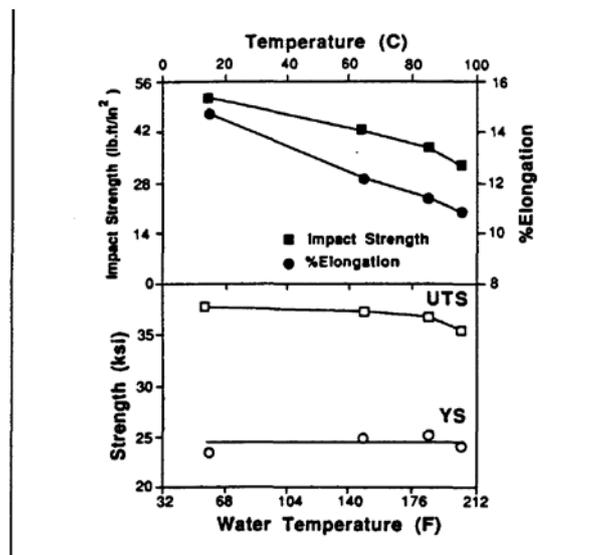


Figure 17 : Effet de la température de l'eau de trempe sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356.

L'effet des conditions de trempe sur les propriétés mécaniques de l'alliage 356 est tracé aux (figures 16 et 17). Nous remarquons que la résistance à l'impact, la déformation et la limite ultime varient inversement avec la température de l'eau et le délai avant la trempe. Dans le cas de la limite élastique, celle-ci n'est pas influencée par la température de l'eau. Une forte elongation et une plus grande résistance à l'impact sont obtenues avec une trempe rapide (eau froide). [20]

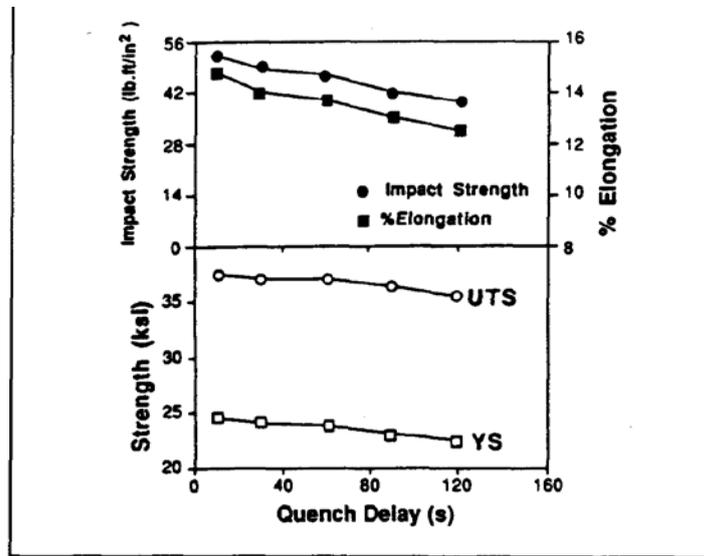


Figure 17 : Effet du délai avant la trempe sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356 (520°C, 5 h -> 155°C, 4 h).

II.1.2.2.3. Pré-Vieillessement :

Le maintien des échantillons à une température inférieure à celle du vieillissement artificiel durant une période de temps est appelé pré-vieillessement. Cette température peut être égale, inférieure ou supérieure à la température de la pièce.

Dans la plupart des cas, les échantillons sont gardés à la température de la pièce pour une période variant de 4 à 48 heures. [20]

Selon Apelian et al, le pré-vieillessement conduit à une diminution de la limite élastique et limite ultime et une augmentation du pourcentage de la déformation (figure 18). La composition chimique de l'alliage a une certaine influence sur le processus de pré-vieillessement; il est plus prononcé pour les alliages contenant une concentration élevée de Mg. L'effet du pré-vieillessement est considérablement réduit quand les éléments In, Sn, Cd ou Cu sont présents dans l'alliage. [20]

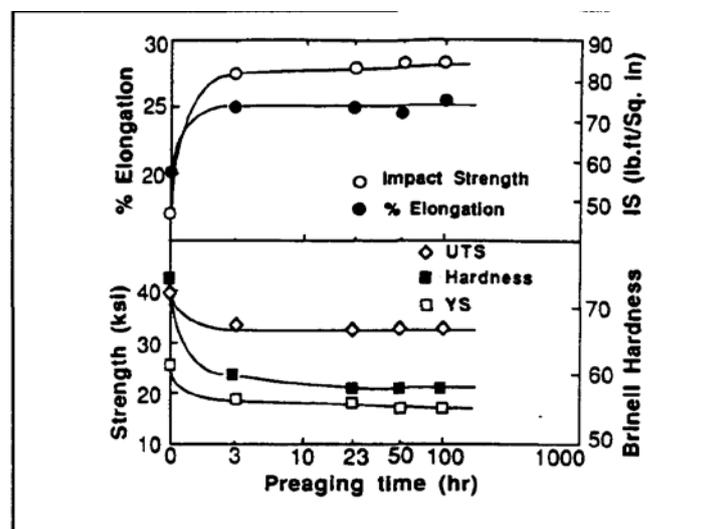


Figure 18 : Effet du temps de pré-vieillessement sur les propriétés mécaniques des alliages traités thermiquement.

D'après Emma Sjölander, Salem Seifeddine et al Le vieillissement naturel a une grande influence sur la réponse au vieillissement des alliages Al-Si-Mg, bien que le rendement maximal la force et le temps de pointe ne sont pas affectés. Pour contenant du Cu alliages l'influence n'est pas connue.[18]

II.1.2.2.4 Vieillissement :

Le traitement de vieillissement après la trempe a pour but de faire précipiter le Mg_2Si afin de durcir l'alliage. Comme pour le traitement T5 nous avons une augmentation de la limite élastique et de la limite ultime et une diminution du pourcentage de déformation. Mais puisque nous avons réalisé d'abord une solution solide sursaturée, nous pouvons obtenir des propriétés mécaniques de 20 à 25% supérieures à celles des alliages qui ont subi un traitement thermique simple (T5)39.

A la (figure 19), nous avons la représentation de l'effet du traitement de vieillissement sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356. Une température élevée permet d'accélérer le processus de durcissement jusqu'à un maximum. Par la suite nous remarquons un adoucissement des propriétés mécaniques.

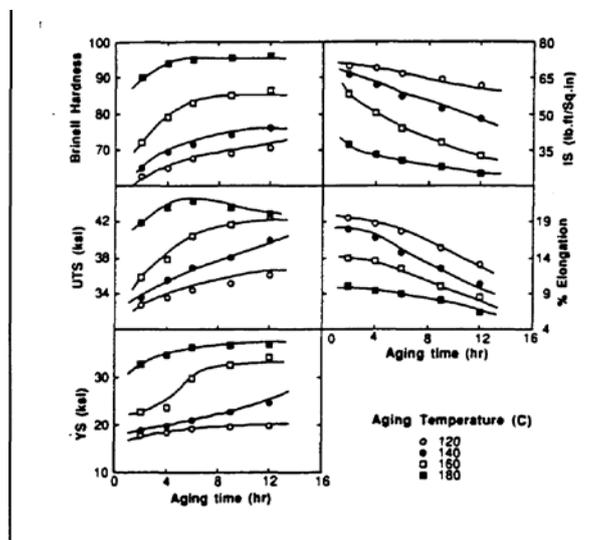


Figure 19: Effet de la température de vieillissement et du temps sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356 (540°C, 9 h -> eau 15°C).

D'après Emma Sjölander, Salem Seifeddine et al Vieillissement artificiel des alliages Al-Si-Mg n'importe où dans la température gamme 170-210 °C donne la même résistance.[18]

II.1.3Principes De Durcissement Par Précipitation :

Le principe de durcissement spontané à la température ordinaire d'un alliage aluminium cuivre a été découvert en 1906 par Alfred Wilm. Le durcissement par une phase secondaire a été découvert par Marcia et al en 191939. Pour que le processus décrit atteigne le but visé, il se doit de répondre à trois critères bien définis soit:

1. le diagramme d'équilibre binaire entre l'aluminium et un des éléments d'addition, comporte une solubilité à l'état solide qui augmente avec la température;[19]
2. la possibilité de précipitation fine et homogène, à partir de la solution solide saturée après la trempe;[19]

3. l'existence d'une forme transitoire des précipitations présentant une cohérence, par épitaxie: relation d'orientation cristalline par rapport à la matrice d'aluminium environnante. [19]

Le processus comprend trois stades: la mise en solution, le refroidissement et le durcissement structural. La mise en solution, 400-600°C suivant les alliages, a pour but essentiel la dissolution dans l'aluminium solide du ou des éléments d'alliage qui peuvent se trouver sous forme de phases précipitées résultant des traitements antérieurs ou de la solidification.

Le refroidissement, lorsqu'il est assez lent pour que l'équilibre ait le temps de s'établir à chaque température, produit la précipitation suivant la courbe de solidification et on retrouve alors un métal recuit. Lorsque le refroidissement est rapide la précipitation n'a pas en générale le temps de se produire et l'on obtient, à la température ambiante, la solution solide homogène qui est stable à la température de mise en solution, et qui devient sursaturée, donc instable; c'est l'état de trempe fraîche ou hypertrempe.

Le durcissement structural est obtenu lorsque l'état métastable d'hypertrempe tend à revenir à l'équilibre par rejet sous la forme de précipités de l'élément d'alliage en saturation. Si le phénomène est obtenu à la température ambiante, c'est la maturation naturelle. Si cette évolution est trop lente, on peut l'accélérer par des maintiens à des températures plus élevées. Ce sont des traitements de durcissement, qui en général conduisent à un durcissement plus important. Les caractéristiques optimales sont obtenues au début de la précipitation.[19]

II.1.3 Les Mécanismes De Précipitation :

II.1.3.1 LA GERMINATION :

L'énergie inter faciale dépend de l'orientation du germe de précipité par rapport à la matrice. Dans l'équation qui permet de calculer le rayon critique du germe, il faut donc ajouter à l'énergie inter faciale, l'énergie associée à ces contraintes. En effet, lorsque la formation d'un germe de précipité réduit l'énergie d'une imperfection, cette réduction d'énergie vient en diminution de l'énergie inter faciale, dans l'équation de la germination. [19]

II .1.3.2 Croissance Des Précipités :

Lorsque la germination du précipité est achevée, la vitesse de croissance dépend de la vitesse à laquelle l'atome se diffuse. C'est la diffusion du soluté qui gouverne la vitesse de croissance. Le flux de diffusion, f_D , dépend du coefficient de diffusion D et du gradient de concentration, $f_D = D \frac{dc}{dx}$. Le flux de diffusion varie avec le temps pour plusieurs raisons. La vitesse de précipitation diminue encore plus lorsque les différentes particules de précipité ont grossi et commencent à se disputer les atomes solutés.

Des essais d'application des données quantitatives de la diffusion aux phénomènes de précipitation ont conduit à des résultats anormaux et on en conclut que la diffusion le long des dislocations doit jouer un rôle très important dans ce phénomène. En pratique, il faut reconnaître que les résultats techniques intéressants de la précipitation sont presque toujours obtenus lorsqu'un grand nombre de particules de précipités ou de zones de pré-précipitation sont formées. Pour atteindre ce but, il faut donc tremper rapidement l'alliage, pour sauter l'intervalle de température où une précipitation grossière prendrait rapidement naissance. Le

refroidissement rapide de l'alliage provoqué par la trempe nous permettra de nous trouver dans la région de précipitation lente et fine.[19]

II.1.3.3 Coalescence :

La coalescence des plaquettes δ' a été étudiée dans les alliages à différentes concentrations en cuivre (3 à 5% en masse) par Merle et Fouquet⁴⁰ et à l'aide de divers procédés de vieillissement (trempe interrompue, vieillissement avant ou après réversion suivi d'une déformation plastique). L'épaisseur moyenne des précipités croît indépendamment des conditions initiales de traitement, alors que le diamètre moyen des plaquettes peut présenter des évolutions diverses (décroissance, croissance ou stabilisation) selon les procédés de vieillissement utilisés. La comparaison entre les différents résultats expérimentaux permet de mettre en évidence deux mécanismes de coalescence:

- 1) une évolution de forme quand le rapport d'aspect des précipités est élevé;
- 2) une évolution de taille quand le rapport d'aspect est faible, due à l'effet de taille qui est considéré dans les théories classiques de la coalescence.

Cependant, les lois de croissance observées pour les dimensions moyennes des précipités sont différentes de celles prédites par ces théories. [19]

II.1.4. Influence De La Précipitation Sur Les Propriétés Mécaniques :

Au cours de la première étape, il se forme des zones Guinier-Preston, GP où la concentration en cuivre est la plus forte dans certains plans de la matrice d'aluminium. " Au cours de la seconde étape, de nouvelles zones appelées δ'' ou GP apparaissent. La troisième étape correspond à la formation de la phase δ' avec la composition CuAl_2 et en semi cohérence avec la matrice. L'étape finale consiste en la formation de CuAl_2 massif, qui n'est plus en cohérence avec la matrice.

La dureté est la mesure la plus simple des propriétés mécaniques. On remarque que la dureté augmente en deux étapes jusqu'à un maximum pour ensuite diminuer. La dureté maximum est atteinte lorsque la quantité de GP est à son niveau maximum. La dureté diminue quand δ' remplace GP.[19]

La formation de phase δ diminue aussi la dureté. On peut expliquer l'augmentation de la dureté et les modifications correspondantes des propriétés mécaniques. Un précipité a des constantes d'élasticité différentes de celles de la matrice. Cette différence entraîne l'apparition d'un champ de contraintes lorsqu'une dislocation s'approche du précipité, ce qui peut avoir plusieurs conséquences.

Premièrement, le déplacement d'une dislocation est plus difficile dans un cristal qui contient beaucoup de précipités. Les contraintes nécessaires pour déformer un tel cristal sont donc beaucoup plus grandes que pour une solution solide homogène. Chaque fois qu'une dislocation issue d'une source traverse le cristal, une boucle supplémentaire reste accrochée à chaque obstacle.

CHAPITRE III :

LES PRCEURE EXPERIMENTAL

III.1. Introduction :

Dans ce chapitre, nous introduisons la partie expérimentale, d'abord Les principales étapes et caractéristiques de notre développement d'alliages. Ensuite, Différentes étapes de la préparation des échantillons Traitement thermique. Réalisation d'essais d'impact, nous avons également réalisé Utilisez un microscope optique (MO) pour l'observation métallographique

III.2. Etudiez l'alliage en détail :

L'alliage est produit dans un four à gaz "CIFE" Impianti "dans un creuset en graphite. Au niveau de" S.M.O DE FONDERIE " Mostaganem.



Figure 20 : un four à gaz de marque CIFE Impianti

Analyse des composants par analyse du spectre d'émission Optique, avec spectromètre de marque "GNR MetalLab Plus".



Figure 21 : un spectromètre de marque GNR MetalLab Plus

III.3. Préparation et traitement thermique:

III.3.1. Introduction:

L'alliage est fourni par mon sponsor et je l'ai également traité La chaleur des quatre échantillons "S1. S2. S3. S4". -Le traitement des échantillons est effectué dans le four électrique Nabertherm,



Figure 22 : Le four utilisé pour le traitement de mise en solution

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



Figure 23: creuset en graphite et moule a Cylindre ouvert en acier

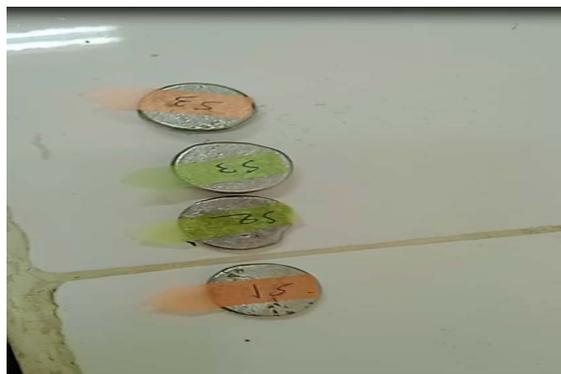


Figure 24 : Les quatre échantillons "S1. S2. S3. S4"

III.3.2. Composition Chimique:

Code	Si	Cu	Fe	Mg	Mn	Cr	Zn	Fe/Mn
S1	6.9	2	0.658	0.1	0.262	0.17	0.42	2.51
S2	9	2	0.654	0.1	0.27	0.17	0.4	2.42
S3	10.8	1.9	0.71	0.1	0.289	0.27	0.4	2.46
S4	13	2	0.66	0.1	0.21	0.21	0.4	3.14

Tableau (4) : Compositions chimiques des alliages étudiant

III.4. Polissage

Cette opération est divisée en deux étapes:

III.4.1. Meulage et polissage (grossier) :

Le but de cette étape est d'éliminer la surface métallique durcie pendant le traitement Échantillon, pour cela, nous utilisons du papier de verre avec une taille de particule réduite, 200, , 600, 800, 1200. Avec l'eau Nous avons obtenu une série de lignes fines, et avec La polisseuse utilisée à 90 ° après chaque opération est de type METASINEX



Figure 25 : Appareil de polissage de finition

III.4.2. Polissage de finition :

Pour complète le polissage il faut utilise le gel diamontique

Cette étape est effectuée sur une peau de chamois et gel diamontique de 3u

On polit les échantillons S1, S2, S3, S4 sur la peau de chamois avec le gel diamante pendant 15min de chaque échantillon

III.4.3. Le gel diamanté :

Les suspensions diamantées sont utilisées pendant les étapes de préparation des échantillons pour un enlèvement rapide des matières premières et pour produire une surface parfaitement polie prête pour l'analyse. Le type de suspension diamantée à utiliser dépend du matériau à polir et de la finition de surface requise. Généralement, le diamant monocristallin fournira de bonnes performances pour la plupart des procédés, mais dans certains cas, une suspension de diamant poly-cristallin sera nécessaire. Par exemple, pour le polissage de matériaux durs ou frittés, le diamant poly-cristallin offre des performances d'enlèvement de matière et de polissage exceptionnelles.



Figure 26 : Peau de chamois **Figure 27 :** Solution diamanté

III.5. Microscope optique :

Après polissage, nous nous sommes tournés vers un microscope optique Pour l'observation métallographique. Le microscope utilisé est de ce type (Carl Zeiss, avec un grossissement de 100 à 1000), Equipé d'un appareil pour photographier la microstructure observée Utilisez un appareil photo connecté à l'ordinateur. Avantages du microscope Optique, en plus d'être facile à utiliser, il permet également d'observer une grande surface pour collecter des informations générales sur l'apparence de la surface Observé. La micrographie optique est perpendiculaire à Flux de l'élément de diffusion pour montrer l'effet du contour de l'élément diffusant Sur la microstructure.



Figure 28 : Microscope optique

III.6. Les principaux traitements thermiques :

Le traitement thermique de la pièce comprend la transformation de sa soumission aux processus suivants: La structure passe par un cycle de chauffage et de refroidissement prédéterminé afin d'Améliorer les propriétés mécaniques: dureté, ductilité, limite élastique, ...

III.6.1.Mise en solution:

Cette opération comprend un chauffage à haute température (490 ° C). Alentours La solution doit homogénéiser la microstructure à l'état tel que coulé, et Minimisez l'isolement des éléments alliés. Comme mentionné précédemment, La dissolution permet d'abord la dissolution du composé intermétallique. dans Notre expérience, pour chaque alliage, nous avons adopté le traitement de mise en forme La solution est maintenue à une température de 490° C pendant 5h

III.6.2.Trempe:

Après dissolution, l'alliage doit être refroidi rapidement pour maintenir Solution solide à température ambiante: Il s'agit d'un traitement de trempe. Après ça Trempe, on dit que l'alliage est dans un état "fraîchement trempé", puis apparaît Résistance mécanique relativement faible mais bonne plasticité. Dans notre cas Trempé dans l'eau.

III.6.3. Vieillessement :

En ce qui concerne le traitement du vieillissement artificiel, nous avons tout Déterminez d'abord la température et le temps de dissolution optimal. Là-bas Pour le vieillissement, nous avons deux choix: attendre ou attendre Avant le traitement, un pré-vieillessement de 24 heures à température ambiante Ou immédiatement après la trempe. Afin de vérifier s'il est pré-vieilli C'est plus préférable pour notre alliage. Les vieillis et non pré-vieillis sont vieillis à 170 ° C pendant 12 heures. D'après les résultats obtenus, nous n'avons pas procédé Traitement du vieillissement. Afin de choisir la température, nous avons choisi 170 ° C, le temps est de 12 heures. Temps de maintien La méthode de traitement du vieillissement est la même que la méthode de traitement du vieillissement. Utilisez un four à air forcé pour résoudre.

III.7. Essai de dureté :

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

Le pénétrateur de géométrie sphérique (Brinell).

Bille du diamètre 2.5 mm

Labo de notre département dispose d'une machine d'essai de dureté INNOVATEST, étalonnée avec des forces allant de 15.625 kgf pour un processus de mesure rapide et fiable.



Figure 29 : Duromètre

CHAPITRE V:

Résultats Et Interprétations

Pour les quatre alliages (S1, S2, S3, S4), on a mesuré la dureté, et nous avons observé la microstructure de chaque alliage avant et après le traitement thermique.

IV.1. Microstructure:

Remarque : les échantillons S1 et S2 même microstructure on a pris ces photos avec échelle X50



Figure 30 : Microstructure de l'alliage S2 et S1 avant traitement thermique



Figure 31 : Microstructure de l'alliage S3 avant traitement thermique

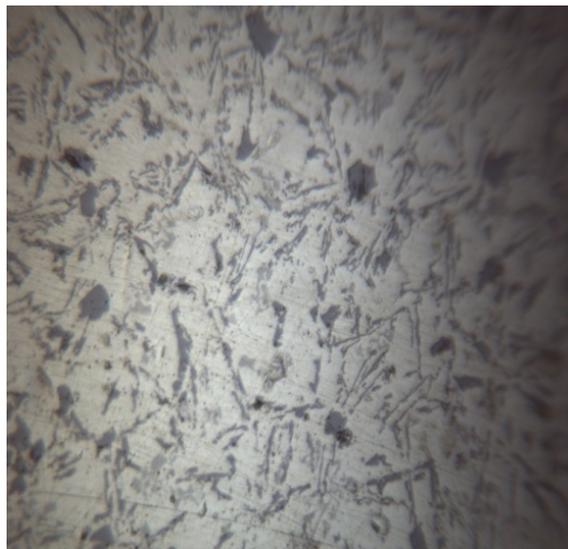


Figure 32 : Microstructure de l'alliage S4 avant traitement thermique

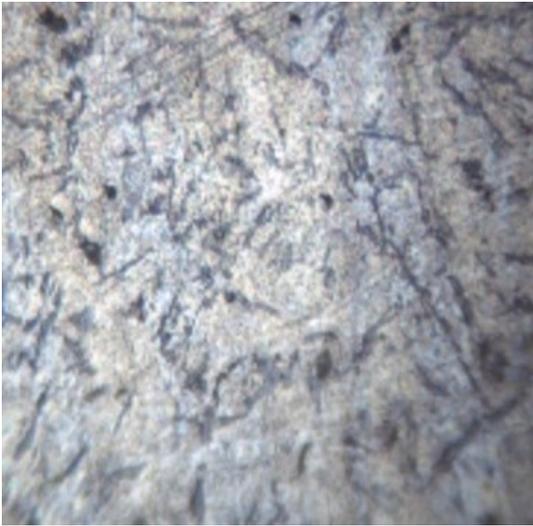


Figure 33 : Microstructure de l'alliage S1 et S2 après traitement thermique

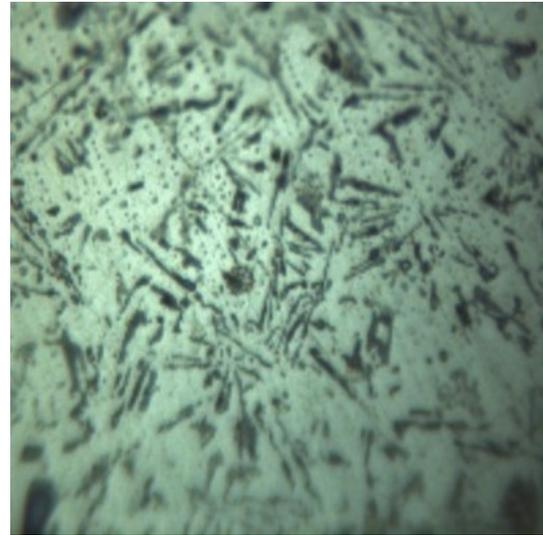


Figure 34 : Microstructure de l'alliage S3 après traitement thermique

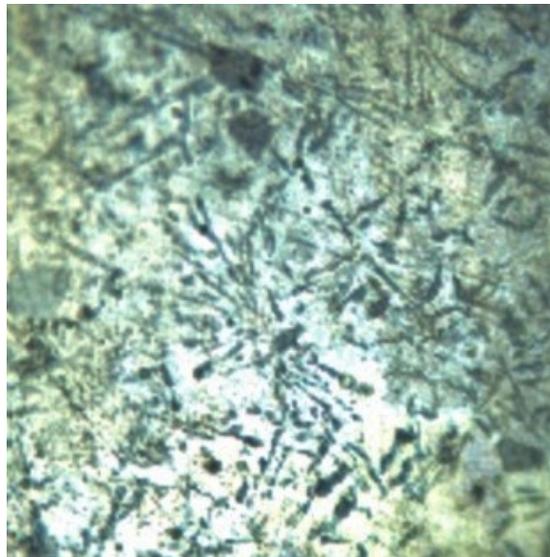


Figure 35 : Microstructure de l'alliage S4 après traitement thermique

Remarque sur la microstructure :

- **Avant le traitement thermique :**
- S1, S2, S3 on observe silicium (Si) secondaire dans la matrice aluminium (Al).
- La phase S4 observation particule de Si primaire a une forme polygonale.
- **Après le traitement thermique :**

On observe le phénomène de sphéroïdisation et fragmentation pour les particules de Si eutectique, par contre pour le Si primaire, aucun changement n'a été observé.

IV.2. Dureté:

Pour les alliages (S1, S2, S3, S4), on a mesuré la dureté avant et après un traitement thermique.

1. Avant le traitement thermique :

	Valeur 1 (HB)	Valeur 2 (HB)	Valeur 3 (HB)	Moyenne (HB)	ERREUR + -
S1	65.55	67.84	68.80	67.39	1.36
S2	72.43	72.73	71.82	72.70	0.42
S3	74.60	72.46	75.43	74.14	1.25
S4	85.08	87.82	85.64	86.29	1.08

Tableau (5) : Les Valeurs De Dureté Des Echantillons Avant Le Traitement

2. Après le traitement thermique :

	Valeur1 (HB)	Valeur2 (HB)	Valeur3 (HB)	Moyenne (HB)	ERREUR + -
S1	84.05	84.05	85.37	84.99	0.62
S2	85.20	86.05	86.73	85.99	0.62
S3	88.12	89.86	88.45	88.81	0.75
S4	90.35	92.62	91.55	91.50	0.92

Tableau (6) : Les Valeurs De Dureté Des Echantillons Après Le Traitement

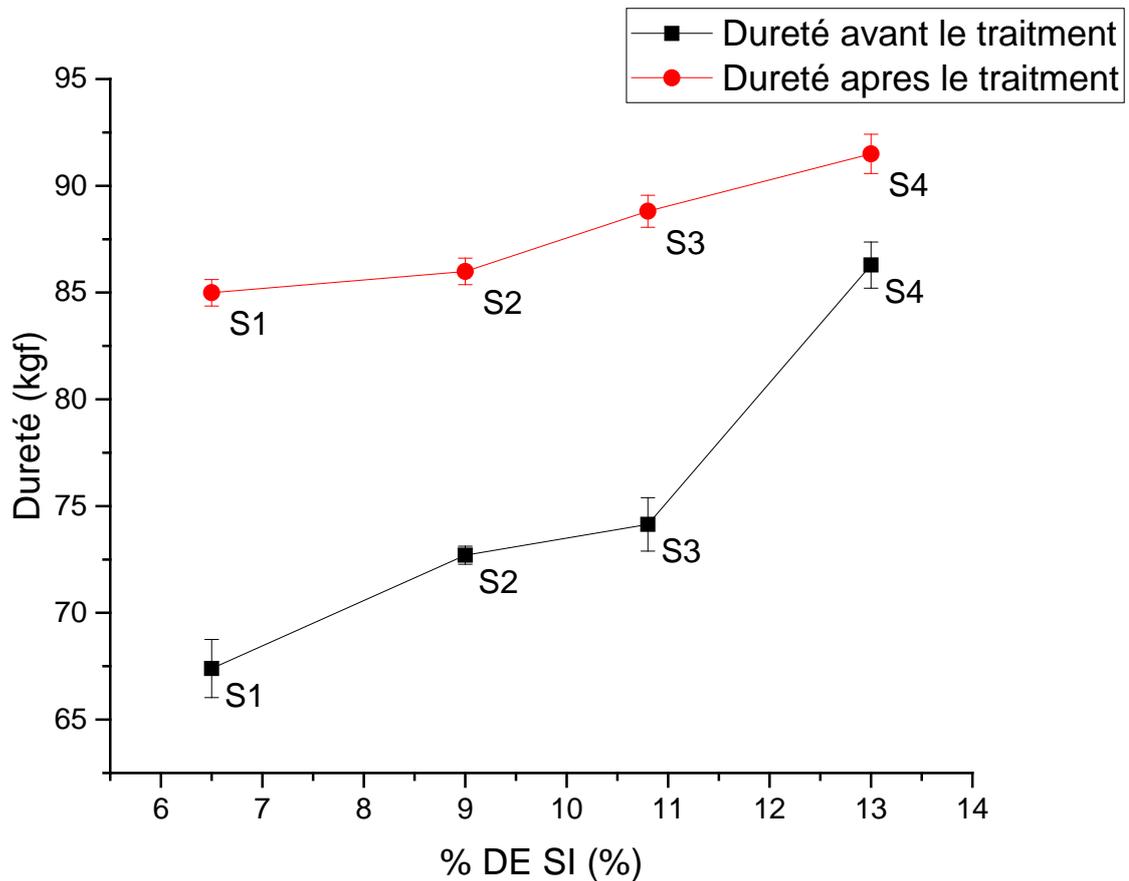


Figure 36 : Dureté En Fonction De Pourcentage De Si

IV.3. Interprétations sur les graphes :

Avant le traitement thermique :

On remarque que taux de silicium fait monter la dureté de 67 HB pour l'échantillon à 6% de Si jusqu'à 73 HB pour l'alliage eutectique à 10.8 % Si après l'augmentation de la dureté devient plus importante en montant le taux de Si à 13%, cette augmentation est due à l'apparition des phases polygonales du Silicium primaire.

L'augmentation du S1 à S3 s'explique par l'augmentation du nombre des particules de si eutectique (Secondaire).

L'augmentation beaucoup plus important entre S3 et S4 et du l'apparition du la phase de Si primaire.

Après le traitement thermique :

Les valeurs de dureté pour tous les échantillons ont augmenté à cause du phénomène de fragmentation et sphéroïdisation des particules de Silicium eutectique. La fragmentation donne des particules plus petites et plus nombreuses ce qui augmente le nombre d'obstacles aux mouvements des dislocations et par conséquent provoque un durcissement. Quant à la sphéroïdisation elle a permis aux particules de Si d'avoir des angles arrondis et de diminuer les concentrations de contraintes qui peuvent initier des microfissures.

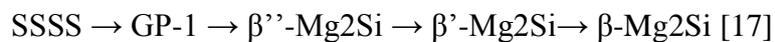
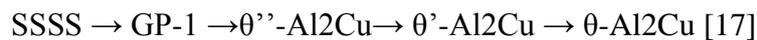
Pour l'échantillon S4 l'augmentation entre l'échantillon brut et celui traité est moins importante parce que le traitement thermique n'a eu aucun effet sur la phase de Si primaire (polygonale)

Durcissement par précipitation :

Lors de la mise en solution, les phases intermétalliques du Cu et du Mg, essentiellement θ -Al₂Cu et β -Mg₂Si elle se dissout dans la matrice α -Al.

Lors de la trempe on fige la microstructure dans un état de non-équilibre on obtient une solution solide sursaturée (SSSS)

Après le traitement de vieillissement (170 ° C pendant 12 heures) des précipités se forment selon le schéma suivant :



- (SSSS) : solution solide sursaturée de la matrice α -aluminium.
- GP : zones Guiner Preston apparemment de formes sphériques avec des structures inconnues.
- θ'' et θ' : Précipités sous forme d'aiguilles allongés le long des directions $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$ ayant des structures monocliniques, où différentes valeurs de paramètres de réseau cristallin ont été rapportés.
- β' et θ' : Précipités sous forme de bâtonnets allongés le long de la direction $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$ ayant une structure cristalline hexagonale.
- β et θ : Phase d'équilibre sous forme de petites plaquettes sur les plans $\{100\}$ de la matrice α -aluminium et ayant une structure CFC.

V.3. Mécanisme de durcissement :

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 réaction durcissant.

Lorsque le précipité est cohérent, la dislocation va suivre le réseau et le cisailier,

et dans le cas d'un précipité incohérent, plus dur que la matrice α -Al, les dislocations sont obligées 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 précipité cohérent est à son maximum.

Lorsque les phases intermédiaires θ'' , et β' apparaissent, l'adoucissement commence. 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 dissous, ce qui induit une augmentation de la distance inter-précipité et provoque une chute de la dureté.

Dans le cas d'un sur-vieillissement la coalescence continue jusqu'à l'émergence des phases d'équilibre θ - Al_2Cu , et β - Mg_2Si , ce qui provoque une chute de la dureté.

CONCLUSION GENERALE

Les alliages de fonderie Al-Si sont largement utilisés dans les industries automobile et aérospatiale en raison de leurs excellentes propriétés de moulage, de leur légèreté, de leur résistance à la corrosion et de leurs propriétés mécaniques précieuses. L'effet du silicium dans les alliages d'aluminium améliore les caractéristiques de la fonderie. Les ajouts de silicium améliorent considérablement la fluidité et la résistance à chaud.

Dans cette étude, nous nous sommes intéressés au comportement Alliages d'aluminium de fonderie du groupe Al-Si. Réaliser les principales étapes du programme développement de nos alliages. D'une part, nous avons étudié l'effet des traitements thermiques sur les propriétés de ces alliages. Ces traitements étant cruciaux pour les propriétés des alliages que nous avons utilisés, nous avons d'abord réalisé les traitements thermiques habituels, qui consistent en la mise en solution après unvieillissement, puis un refroidissement dans l'eau (trempe), puis un traitement de revenu.

Il est à relever, par ailleurs, que l'on s'intéresse particulièrement à la dureté car elle est très révélatrice quant à l'usinabilité des matériaux. Ainsi, nous avons pu suivre, au cours de ces différents types de traitements, l'évolution des propriétés microstructurales, tout en les corrélant aux caractéristiques mécaniques

Grâce aux résultats et aux observations, nous avons pu tirer les conclusions suivantes :

- Les microstructures des alliages étudiés montrent une différence avant et après traitements thermiques concernant la forme et les dimensions des particules de Silicium eutectique
- Les phases du silicium primaire ne sont pas affectées par le traitement thermique
- La dureté augmente avec l'augmentation du taux de Si.

Référence :

- [1] : Aluminium et alliages d'aluminium Lycée Raymond LOEWY, PDF.
- [2] Laboratoire de chimie de l'École normale supérieure (mentions « Premier aluminium, 1855 » et « Aluminium 1855, H Ste-Claire Deville »).
- [3] <http://www.lenntech.fr/aluminium-fiche-identite.htm>
- [4] J. G. Kaufman and E. L. Rooy, in Corrosion Test and Standards, Application and Interpretation, 2nd edition, edited by R. Baboian. ASM International, Materials Park, OH, 2005, pp. 1–8.
- [5] B.W. Lifka, in Corrosion Engineering Handbook, edited by P. A. Schweitzer. Marcel Dekker, New York, 1996, pp. 99–106.
- [6] E. H. Hollingsworth and H. Y. Hunsicker, in Corrosion and Corrosion Protection Handbook, edited by P. A. Schweitzer. Marcel Dekker, New York, 1983, pp. 111–145.
- [7] E. Ghali, in Uhlig's Corrosion Handbook, 2nd edition, edited by R. W. Revie. Wiley, Hoboken, NJ, 2000, pp. 677–715.
- [8] JACOB, S. (2001). "Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie." Techniques de l'ingénieur. Matériaux métalliques(M4675): M4675. 4671-M4675. 4613.
- [9] <http://www.fondeursdefrance.org/>.
- [10] MICHAEL V. GLAZOFF VADIM S. ZOLOTOREVSKY, NIKOLAI A. BELOV : Casting Aluminum Alloys. Elsevier Ltd., Oxford, 1st édition, 2007.
- [11] S.Zakia , influence d'éléments d'addition sur les caractéristiques mécaniques et microstructurales des Alliages Al-Si.
- [12] E Sjölander et S Seifeddine : Artificial ageing of Al – Si – Cu – Mg casting alloys. 528:7402–7409, 2011.
- [13] Ben achour, M traitement thermique des alliages d'aluminium de fonderie AL-SI (2014).
- [14] Roger Develay aluminium non allie technique de l'ingenieur
- [15] Geoffrey K. Sigworth : Fundamentals of solidification in aluminum castings. International Journal of Metalcasting, 8(1), 2014.
- [16] M Tebib, F Ajersch, A M Samuel et X G Chen : Solidification and microstructural evolution of hypereutectic Al-15Si-4Cu-Mg .
- [17] NEMRI Yassine. Les alliages d'aluminium de fonderie Al-Si.
- [18] www.elsevier.com/locate/jmatprotec
- [19] GAUTHIER Jean effet du traitement thermique sur les propriétés mécanique (Al-Si-Cu-Mg) 1994.
- [20] CHARLES MOREAU ing. Jr EFFETS DES ELEMENTS ALLIES ET DE LA TREMPÉ février 2004