

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



UNIVERSITE SAAD DAHLAB DE BLIDA 1
FACULTE DE TECHNOLOGIE
DEPARTEMENT DE MECANIQUE

Projet de Fin d'Etudes
Pour l'obtention du Diplôme de Master en
GÉNIE MÉCANIQUE
SPÉCIALITÉ : INGÈNIERIE DES MATÉRIAUX ET DES SURFACES

**EFFET TEMPS DE VIEILLISSEMENT SUR UN
ALLIAGE Al-Si A FORT TENEUR EN IMPURETÉS
(Fe)**

Proposé et encadré par :
Dr. Nemri Yacine

Réalisé par :
Ferkani Messaouda Ikram

Année universitaire 2020/2021

REMERCIEMENTS

*Mes premiers remerciements **ALLAH** tout puissant pour m'avoir aidé à suivre mes études universitaires et à les corroborer par le présent mémoire.*

*Mes sincères remerciements et ma profonde gratitude s'adressent à mon encadrant : **dr nemri Yacine**, pour avoir accepté de diriger ce travail, pour sa grande patience, ses encouragements, ses orientations et ses conseils précieux,*

Mes remerciements vont également à

*Mr. **temmar mustapha** et Mr. **Haddad adel***

Je tiens à remercier également les personnes qui de près ou de loin ont contribué à l'élaboration de ce projet.

DEDICACE

Je dédie ce modeste travail :

*A la mémoire de la personne qui m'a fait aimer la physique, mon professeur, mon papa, FERKANI ABDELKADER pour l'esprit de sacrifices, son soutien, son amour et la confiance qu'il m'a accordé, qui m'a toujours poussé et motivé dans mes études, et grâce à qui j'ai réussi là où je suis aujourd'hui, j'aurais aimé que tu sois à mes côtés dans l'une de mes réussites, et que tu sois fière de moi, que dieu te fasse miséricordes loin de ce bas monde.
Ta fille qui t'aime très fort.*

A ma mère, pour son amour, ses encouragements, sa bienveillance, qui n'a jamais dit non à mes exigences et qui n'a épargné aucun effort pour me rendre heureuse. Que Dieu la bénisse.

A mon grand frère Abdelhakim, la personne la plus cher à mes yeux, qui je respecte beaucoup, qui me vois toujours petite pour me protéger, qui a toujours cru en moi et que rien ne nous manque en sa présence, que Dieu lui donne santé et bonheur.

A mon frère Abdelbasset, mon jumeau, source de motivation, de courage et conseils. Merci d'être toujours là quand j'ai besoin de toi que dieu garde ta petite famille

A mon petit frère Nedjm Eddin Mohammed, le plus intelligent, le futur ingénieur Inchaa Allah, qui me fait rire même dans les moments les plus difficiles. Je t'aime Moh-T.

A ma belle-sœur Selma, mon petit bébé Yazen, merci d'être membre de la famille.

A ma sœur de cœur, mon amie d'enfance, une sœur d'une autre maman, Hadia, la plus douce, la plus généreuse, celle qui m'a toujours encouragé dans mes choix, que Dieu te garde toujours pour moi.

Ce travail est dédié aussi à mes futurs neveux et nièces que j'aime tant, à mes futurs enfants Inchaa Allah, à qui je fais tout pour eux.

Aux deux sœurs et mes sœurs, Hiba et Dounia, les plus courageuses et à leur maman Allah yarhamha.

A la plus belle des docteurs, Massilia, la plus forte, celle avec qui j'ai partagé les éclats de rire, de délires, et de tristesse.

A ma chère Manel, pour nos souvenirs et aventures inoubliables, je te souhaite toute la réussite là où tu es.

A mes amis docteurs, Lydia el mouta7amissa, tu me manques tellement. Et l'adorable Zaina, la plus mature qui a toujours su m'écouter, avec qui on a partagé nos rêves, et nos idées les plus folles.

A toutes les personnes qui ont contribué de près ou de loin à la réussite de ce projet, Mehdi, Boualem, ramzi, Mehdi, Redha, Hadjar, Raouf, Kaouther, Lakhdar, Wassim, Ilhem, Lokman, Abdou, Rada, Lylia, Damia, Khalida, youssra Dyhia.

SOMMAIRE

<i>REMERCIEMENTS</i>	I
DEDICACE.....	ERREUR ! SIGNET NON DEFINI.
SOMMAIRE	V
LISTE DES FIGURES	VIII
LISTE DES TABLEAUX	X
NOMENCLATURES	X
RESUME	XI
INTRODUCTION GENERALE	1
GENERALITE SUR LES ALLIAGES D'ALUMINIUM DE FONDERIE	
I.1. INTRODUCTION	3
I.2. HISTORIQUE	4
I.3. LA PRODUCTION DE L'ALUMINIUM	4
I.3.1. LE PROCEDE BAYER.....	4
<i>a. La bauxite</i>	5
<i>b. Production de l'alumine</i>	6
I.3.2. ALUMINIUM PRIMAIRE.....	6
I.3.3. LA SOLIDIFICATION DE L'ALUMINIUM EN FONDERIE	6
I.3.4. SECONDE FUSION.....	6
I.4. LA TRANSFORMATION DE L'ALUMINIUM	7
I.4.1. LE FIL MACHINE	7
I.4.2. LES BILLETES DE FILETAGE.....	7
I.4.3. LES PLAQUE DE LAMINAGE.....	7
I.5. PROPRIETES DE L'ALUMINIUM	8
I.5.1. LES PROPRIETES MECANIQUES.....	8
<i>a. Diversité des alliages</i>	8
<i>b. Usinage, décolletage</i>	9
<i>c. Contraintes mécanique élevés</i>	9
I.6. TYPES D'ALLIAGE D'ALUMINIUM	10
I.6.1. MISE EN FORME PAR CORROYAGE	10
I.6.2. MISE EN FORME PAR FONDERIE.....	11
<i>a. Propriétés physique</i>	11

I.7.	ALLIAGE DE FONDERIE NORMALISEE	12
I.7.1.	ALLIAGE ALUMINIUM – SILICIUM	12
I.7.2.	ALLIAGE ALUMINIUM – CUIVRE	13
I.7.3.	ALLIAGE ALUMINIUM – MAGNESIUM	14
I.7.4.	ALLIAGE ALUMINIUM – ZINC.....	17
a.	<i>Alliage 413,0</i>	18
I.8.	EFFET DES ELEMENTS D'ADDITION	20
I.8.1.	SILICIUM	20
I.8.2.	CUIVRE ET MAGNESIUM	20
I.8.3.	MANGANESE ET FER.....	21
I.9.	MICROSTRUCTURE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM DE FONDERIE	21
I.9.1.	CARACTERISATION DE LA SDSA (SECONDARY DENDRITE ARM SPACING).....	27
I.9.2.	PHASES INTERMETALLIQUES DE FER.....	28
a.	<i>Formation fragmentation et dissolution des intermétallique de fer</i>	29
b.	<i>La phase $\beta - Fe$</i>	30
c.	<i>La phase $\alpha - Fe$</i>	31
LES TRAITEMENTS THERMIQUES DES ALLIAGES D'ALLER DE FONDERIE		
II.1.	INTRODUCTION.....	33
II.2.	DEFINITIONS ET PROCEDES DES TRAITEMENTS THERMIQUES	33
II.3.	DESIGNATION.....	34
II.4.	TRAITEMENTS THERMIQUES DES ALLIAGES	35
II.5.	DURCISSEMENT STRUCTURAL.....	35
II.6.	MISE EN SOLUTION	36
II.7.	TREMPE	38
II.7.1.	MILIEUX DE TREMPE.....	38
II.7.2.	COURBES DE REFROIDISSEMENT.....	38
II.7.3.	VITESSE CRITIQUE DE TREMPE.....	40
II.8.	LE VIEILLISSEMENT.....	40
II.8.1.	VIEILLISSEMENT NATUREL	41
II.8.2.	VIEILLISSEMENT ARTIFICIEL.....	41
II.9.	TRAITEMENTS D'ADOUCCISSEMENT.....	41
LES PROCEDURES EXPERIMENTALES		
III.1.	INTRODUCTION.....	42

III.1.1. PRESENTATION DE LABORATOIRE LERTI :	42
III.2. LA PREPARATION DES ECHANTILLONS.....	42
III.2.1. PROCEDURES DE FUSION FUSION COULEE	43
III.2.2. LA COMPOSITION CHIMIQUE.....	44
III.3. PREPARATION METALLOGRAPHIQUE	44
III.3.1. LE POLISSAGE.....	44
<i>a. Polissage abrasion</i>	<i>44</i>
<i>b. Polissage de finition.....</i>	<i>45</i>
III.4. MICROSCOPE OPTIQUE.....	46
III.5. L'ESSAI DE DURETE.....	48
III.5.1. PRINCIPE DE FONCTIONNEMENT.....	48
III.6. LES TRAITEMENTS THERMIQUES.....	49
III.6.1. MISE EN SOLUTION	50
III.6.2. LA TREMPE.....	50
III.6.3. LE VIEILLISSEMENT ARTIFICIEL.....	50
RESULTATS ET INTERPRETATIONS	
IV.1. INTRODUCTION.....	56
IV.2. AVANT LE TRAITEMENT THERMIQUE.....	56
IV.2.1. MICROSTRUCTURE.....	56
IV.2.2. LA DURETE.....	57
IV.3. APRES TRAITEMENT THERMIQUE	58
IV.3.1. MICROSTRUCTURE.....	58
IV.3.2. LA DURETE.....	60
IV.3.4 L'observation et interprétation des resultats61	
CONCLUSION GENERALE	62
RÉFÉRENCES.....	64

LISTE DES FIGURES

Figure I. 1 Principaux gisements (Total pour avril 2016 à avril 2021 : 324 457 milliers de tonnes métriques d'aluminium).....	3
Figure I. 2 Schéma de fabrication de l'alumine par le procédé Bayer.....	5
Figure I. 3 la bauxite.....	5
Figure I. 4 l'alumine.....	6
Figure I. 5 les types de transformation de l'aluminium.....	7
Figure I. 6 Comparaison des caractéristiques mécaniques des différents alliages d'aluminium	9
Figure I. 7 Diagramme d'équilibre binaire Al-Si [9].....	12
Figure I. 8 Diagramme d'équilibre Al-Cu [10].....	13
Figure I. 9 Diagramme d'équilibre Al-Mg [12].....	14
Figure I. 10 Diagramme d'équilibre ternaire Al-Mg-Si.....	15
Figure I. 11 Effets des éléments alliés Mg, Cu et Ni sur la dureté d'un alliage Al-Si [12].	16
Figure I. 12 Effets des éléments alliés Mg, Cu et Ni sur la limite ultime d'un alliage Al-Si. ..	16
Figure I. 13 : Diagramme d'équilibre Al-Mg ₂ Si (pseudo-binaire).....	16
Figure I. 14 Diagramme d'équilibre Al-Zn.....	17
Figure I. 15 Microstructure de l'alliage 413 : a) eutectique aciculaire non modifié ; b) eutectique modifié au Sr ; c) eutectique globulaire modifié au Na ; d) alliage Al-17%Si raffiné avec 0,003% P.....	19
Figure I. 16 Représentation 3D d'une dendrite lors de la solidification d'un alliage Al-15m%Cu.....	22
Figure I. 17 (a) Principe de la croissance compétitive, menant à un eutectique lamellaire (b) Schéma d'un eutectique lamellaire.....	23
Figure I. 18 Diagramme de phase des binaires (a) Al-Si (% en poids de Si), (b) Al-Cu (% en poids de Cu), [15].....	26
Figure I. 19 Diagramme de phase des binaires (a) Al-Mg (% en poids de Mg), (b) Al-Zn (% en poids de Zn), [15].....	27
Figure I. 20 (a) Méthode de mesure de la SDAS (b) L'espace interdendritique secondaire (SDAS) est schématisé [16].....	27
Figure I. 21 (a) Propriétés mécaniques d'un alliage d'aluminium A356 en fonction du SDAS et (b) évolution du SDAS en fonction du taux de refroidissement pour un alliage similaire	28
Figure I. 22 Micrographies électroniques montrant. (a) La phase π . (b)(c) la phase β -Fe et Q (d) Mapping EDS.....	29
Figure I. 23 Micrographies optiques montrant (a) β -Al ₅ FeSi, (b) α -Al ₁₅ (Fe, Mn) ₃ Si ₂ , (c) boues ferreux intermétalliques (flèches) [18].....	30
Figure I. 24 Illustration schématique du mécanisme de fragmentation et de dissolution de la phase β -Al ₅ FeSi.	31
Figure II. 1	34

Figure II. 2 (a) précipité cohérent, (b) précipité incohérent	36
Figure II. 3 Limite de solubilité des différents stades de développement des précipités.....	37
Figure II. 4 Courbe de refroidissement d'un alliage aluminium-cuivre	39
Figure II. 5 Courbe en C représentant 99,5% de la dureté maximale atteignable pour un alliage A1-2024-T6 ainsi que des courbes de refroidissement dans la zone de refroidissement critique.	40
Figure III. 1 les alliages d'aluminium coulée.	42
Figure III. 2 Le four utilisé pour le traitement thermique NABERTHERM.....	43
Figure III. 3 le creuset en graphite utilisé et les moules a cylindre ouvert en acier.	43
Figure III. 4 les différents échantillons préparés du Fe	44
Figure III. 5 Polisseuse d'abrasion	45
Figure III. 6 polisseuse de finition.....	45
Figure III. 7 le gel diamant	46
Figure III. 8 L'alumine (Al ₂ O ₃)	46
Figure III. 9 Microscope optique (SCOPE).....	47
Figure III. 10 : la duromètre utilisé	48
Figure III. 11 Principe de la dureté Rockwell (échelle B, bille en acier) / Méthode de Rockwell (cône).	49
Figure III. 12 Le four (NABERTHERM) en mise en solution.....	50
Figure III. 13 Le cycle de différents traitements thermiques d'échantillons.	51
Figure IV. 1 microstructure d'échantillon F1 grossissement X50 avant traitement thermique.	56
Figure IV. 2 microstructure d'échantillon F2 grossissement X50 avant traitement thermique.	57
Figure IV. 3 La dureté en fonction de Fe avant traitement thermique	58
Figure IV. 4 Microstructure d'échantillon F1 (12h)grossissement x50 après TT.	58
Figure IV. 5 Microstructure d'échantillon F2(9h) grossissement x50 après TT	59
Figure IV. 6 Microstructure d'échantillon F2(6h)grossissement x50 après TT.....	59
Figure IV. 7 Microstructure d'échantillon F2 (3h) grossissement x50 après TT	60
Figure IV. 8 La dureté en fonction de Fe après traitement thermique.	61

LISTE DES TABLEAUX

Tableau I. 1 la carte d'identité de l'aluminium	8
Tableau I. 2 Désignation des alliages d'aluminium (Aluminium Association).[5]	10
Tableau I. 3 Familles d'alliages d'aluminium et type de durcissement associé.[6]	11
Tableau I. 4 Composition chimique des alliages 413.0 et A413.0. [13]	18
Tableau I. 5 Propriétés mécaniques des alliages 413.0 et A413.0 (tel que coulé).[13].....	19
Tableau I. 6 Composition chimique des principaux alliages d'aluminium de fonderie [15] ...	25
Tableau III. 1.....	44

NOMENCLATURES

Symboles	Unité	Paramètres
E	MPa	Module d'élasticité
γ	-	Coefficient de poisson
I	Mm ⁴	Module d'inertie
G	MPa	Module de Cisaillement
G _c	Jm ⁻²	Taux de restitution de l'énergie critique
U	J	Energie élastique
F	m	Moment de flexion
M	N.m	Moment de flexion
X,Y,Z	mm	Coordonnées cartésiennes
b	mm	Largeur de poutre flexible
B	mm	Largeur de poutre support rigide
H	mm	Epaisseur de poutre flexible
H	mm	Epaisseur de poutre support rigide
e	mm	Epaisseur de la couche adhésive
e ₁ e ₂	mm	Epaisseur des plaques
Δ	mm	Fleche à l'origine
L	mm	Longueur de poutre
L	mm	Longueur de poutre support rigide
R	mm	Rayon de la poutre
ϵ	-	Déformation
K	N/mm	Rigidité en torsion
V	m.h ⁻¹	Vitesse de pro
τ, σ	MPa	Contrainte normale, Cisaillement

ملخص

منذ ذلك الحين، شهد الألمنيوم تطورًا مهمًا للغاية بفضل استخدامه في الصناعات التي تجذب النقل: الطيران والسيارات والبحرية. كما أنها تستخدم في التعبئة والتغليف والبناء والكهرباء والميكانيكا وما إلى ذلك.

تعتمد الخصائص الهيكلية الدقيقة والخصائص الميكانيكية لسبائك المسبك على عدة عوامل مثل التركيب الكيميائي، ومعدل عملية التقادم، ومحتوى الحديد والمعالجة الحرارية.

الهدف من عملنا البحثي هو دراسة التأثير المشترك للحديد والمعالجة الحرارية على التطور الهيكلي والخصائص اعتمادًا على سبائك التركيب والمعالجة الحرارية المطبقة Al-Si الميكانيكية (الصلابة) لصلابة الألومنيوم من نوع (مطول عند 490 درجة مئوية لـ خمس ساعات (5 ساعات) ، متبوعة بالتبريد في الماء 30 درجة مئوية والشيخوخة لمدة (F1) 12 ساعة عند 170 درجة مئوية للعينات

لمعاملة المطول عند 490 درجة مئوية متبوعة بتبريد الماء والشيخوخة لمدة 3 F2 تم إخضاع العينات الأربعة من سبيكة ساعات و6 ساعات و9 ساعات و12 ساعة على التوالي عند 170 درجة مئوية

لقد لاحظنا تطور الصلابة كدالة للزمن

RESUME

Depuis l'aluminium a connu un développement très important grâce notamment à son utilisation dans les industries ayant attiré au transport : aviation, automobile, Marine. Il est aussi employé dans l'emballage, le bâtiment, l'électricité, la mécanique etc.

Les caractéristique microstructurales et les propriétés mécaniques des alliages de fonderies dépendent de plusieurs facteurs tels que la composition chimique le taux de vieillissement procède de moulage et le teneur en fer et le traitement thermique.

L'objectif de notre travail de recherche est l'étude de l'effet conjugué du fer 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 douze heures à 170°C pour l'échantillon (F1)

Les quatre échantillons de l'alliage F2 ont été soumis à un traitement de mise en solution à 490°C suivi d'une trempe à l'eau et d'un vieillissement de 3h, 6h, 9h et 12h respectivement à 170°C.

Nous avons constaté une évolution de la dureté en fonction de temps.

ABSTRACT

Since then, aluminum has undergone very significant development, thanks in particular to its use in industries that are attractive to transport: aviation, automotive, marine. It is also used in packaging, construction, electricity, mechanics etc.

The microstructural characteristics and mechanical properties of foundry alloys depend on several factors such as the chemical composition, the rate of aging process, and the iron content and heat treatment.

The objective of our research work is the study of the combined effect of iron and heat treatment on the structural evolution and the mechanical properties (hardness) of aluminum type Al- Si hardness depending on the composition alloys and heat treatment applied (solution at 490C for five hours (5h), followed by cooling in water 30 ° C and aging for twelve hours at 170 ° C for the sample (F1)

The four samples of alloy F2 were subjected to a solution treatment at 490 ° C followed by water quenching and aging for 3h, 6h, 9h and 12h respectively at 170 ° C.

We have observed an evolution of the hardness as a function of time.

INTRODUCTION GENERALE

INTRODUCTION GENERALE

Les alliages d'aluminium se sont vite imposés comme la meilleure alternative grâce à leur nombreux avantages techniques et économiques. Leur faible densité, leurs bonnes propriétés mécaniques, leur grande résistance à la corrosion et leur important rapport résistance/poids permettent aux alliages d'aluminium d'être incontournables dans le domaine des transports.

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

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

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

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

Le mémoire est composé de 4 chapitres.

Le premier est dédié à l'étude bibliographique qui intègre les caractéristiques de l'aluminium et la classification de ces alliages. Quant au deuxième chapitre je présente les types de traitements appliqués aux alliages aluminium.

Le troisième chapitre j'ai présenté les procédures expérimentales de ce travail et Résultats et interprétations et j'ai présenté les résultats et l'interprétation au quatrième trimestre

**CHAPITRE I : GENERALITE SUR
LES ALLIAGES D'ALUMINIUM DE
FONDERIE**

I.1. INTRODUCTION

L'essor extraordinaire qu'a pris l'industrie de l'aluminium au cours du XXe siècle est lié à l'ensemble des caractéristiques positives de ce métal. Entre 1950 et 1970, la production en aluminium a beaucoup augmenté.

Les nombreux attributs et qualités de l'aluminium expliquent sa popularité croissante, en effet ce métal est malléable, de couleur argentée, notamment remarquable pour sa résistance à l'oxydation et sa faible densité.

L'aluminium est l'élément métallique naturel le plus abondant de l'écorce terrestre dont il est le 3e élément constitutif le plus important, il représente environ 8%. Il n'y est présent que combiné avec l'oxygène, le silicium, le fluor ou autres éléments. [2]

Sa légèreté, sa résistance à la corrosion, sa mise en forme variée et sa coloration durable en font un matériau important et très utilisé dans l'industrie et l'artisanat, malgré la technicité de sa mise en œuvre, sous forme pure ou alliée, notamment dans l'aéronautique, les transports et la construction. Sa nature réactive en fait également un catalyseur et un additif dans l'industrie chimique ; il est ainsi utilisé pour accroître la puissance explosive du nitrate d'ammonium.

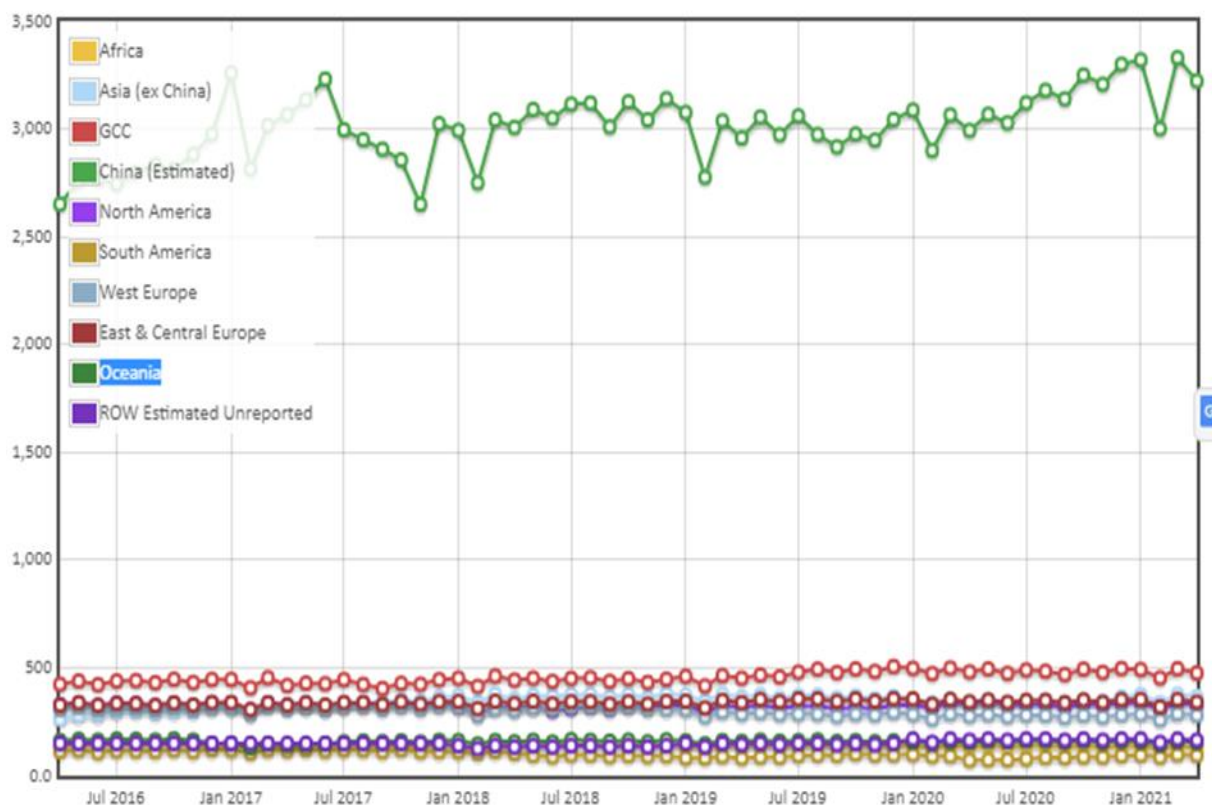


Figure I. 1 Principaux gisements (Total pour avril 2016 à avril 2021 : 324 457 milliers de tonnes métriques d'aluminium)

I.2. HISTORIQUE

Bien que connu depuis l'Antiquité, l'aluminium n'a été découvert en tant que tel qu'en 1807 par le britannique Humphry Davy. Après avoir découvert le sodium et le potassium, Davy analyse la composition de l'alun et identifie un nouveau métal qu'il nommera « aluminium ». Puis en 1821, le chimiste français Pierre Berthier découvre un minerai composé à plus de 50% d'oxyde d'aluminium. Ce minerai sera baptisé bauxite en raison du lieu de sa découverte à Baux-de-Provence.

Cette découverte tardive s'explique par le fait que l'aluminium n'existe dans la nature que sous forme de composés qui masquent sa nature métallique. Le plus connu de ces composés, l'alun, est utilisé depuis l'Antiquité. Mais ce n'est qu'au XVIIIe siècle qu'on isole et qu'on baptise la terre d'alun « alumine », et que l'on soupçonne qu'elle contient du métal.

Au XIXe siècle, divers chimistes européens tentent d'isoler l'aluminium avant les expériences décisives de Wöhler en Allemagne et Sainte-Claire Deville en France.

Le premier procédé d'obtention de l'aluminium est coûteux, limitant dans un premier temps son utilisation à des objets de luxe. Considéré comme semi-précieux, il est alors souvent associé à l'or ou à l'argent et incrusté de pierres précieuses dans les parures de bijoux.

I.3. LA PRODUCTION DE L'ALUMINIUM

En 1825, le chimiste danois Hans Christian Orsted parvient à produire de l'aluminium via une réaction chimique entre du chlorure d'aluminium et un mélange de mercure et de potassium. Le métal obtenu n'est pas totalement pur mais le procédé apparaît alors satisfaisant. En 1827, le chimiste allemand Friedrich Wohler fait mieux que le danois en obtenant de l'aluminium pur. Sa méthode de production permet en outre de déterminer les propriétés physico-chimiques de l'aluminium. Ce n'est qu'en 1854 qu'Henri Deville et Bunsen finissent de mettre au point une nouvelle technique de production de l'aluminium par voie chimique, qui se répand alors à travers toute l'Europe. Le prix de production de l'aluminium équivaut à cette époque à celui de l'or. Très difficile à extraire au départ, l'aluminium était considéré comme un métal précieux. Ce n'est qu'avec les progrès de l'électricité que le procédé d'électrolyse a pu être mis au point et utilisé à partir de 1886 pour l'extraction de l'aluminium associé à une baisse importante des coûts.

I.3.1. Le procédé bayer

Le procédé de production industrielle d'alumine à partir de la bauxite a été mis au point en 1887 par le chimiste Karl-Josef Bayer (portrait ci-contre). Il est toujours exploité aujourd'hui grâce à des améliorations essentielles apportées au cours du temps. [3]

La bauxite est broyée puis mélangée à de la soude à haute température et sous pression. La liqueur obtenue, l'aluminate de sodium, est débarrassé de ses impuretés, puis diluée et

refroidie, ce qui provoque la précipitation d'oxyde d'aluminium hydraté. Celui-ci est alors calciné pour obtenir l'alumine destinée à la production d'aluminium.

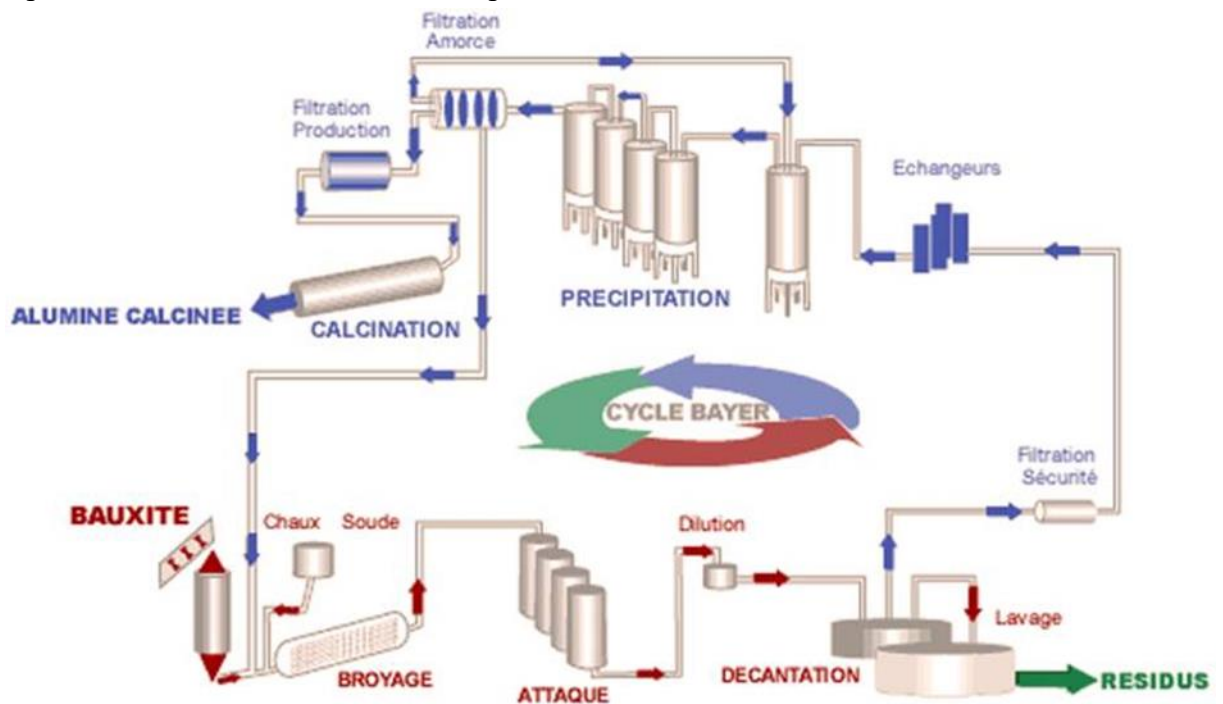


Figure I. 2 Schéma de fabrication de l'alumine par le procédé Bayer

a. La bauxite

La bauxite contient de 40 à 60 % d'oxyde d'aluminium hydraté mélangé à de la silice et à de l'oxyde de fer. C'est ce dernier qui donne sa couleur rouge caractéristique à la bauxite.

Le nom de « bauxite » vient du village des Baux-de-Provence des Bouches-du-Rhône (France), où le minéralogiste Pierre Berthier analysa le minerai pour la première fois en 1821.

Les principales réserves minières de bauxite connues dans le monde :

- **Amérique centrale** : Jamaïque, Guyane, Guyana, Surinam, le nord du Brésil
- **Afrique** : pourtour du golfe de Guinée, dont Guinée et Cameroun

Asie, Océanie : Australie, Indonésie, Inde



Figure I. 3 la bauxite

b. Production de l'alumine

La bauxite est attaquée par de la soude, à haute température et sous forte pression. La liqueur obtenue, l'aluminate de sodium, est débarrassée de ses impuretés, puis diluée et refroidie, ce qui provoque la précipitation d'oxyde d'aluminium hydraté. Une poudre blanche, l'alumine, est ensuite récupérée. L'essentiel de l'alumine (~90%) est utilisé pour produire le métal aluminium. Les 10% restants, parfois appelés alumine de spécialité, ont des usages non métallurgiques variés comme : traitement de l'eau, fabrication de produits réfractaires, céramiques, abrasifs, verres spéciaux, etc.



Figure I. 4 l'alumine

I.3.2. Aluminium primaire

L'alumine est ensuite versée dans un bain de cryolite et de divers sels, porté à 960°C, afin d'être parfaitement dissoute. La cuve est traversée par un courant électrique de haute intensité. Par ce procédé d'électrolyse, l'aluminium – ion positif – se dépose sur la cathode – électrode négative. L'aluminium liquide se dépose au fond de la cuve. Il est régulièrement prélevé par siphonage et conduit en fonderie pour être traité et mis en forme.

I.3.3. La solidification de l'aluminium en fonderie

A l'aide d'éléments d'addition (magnésium, silicium, manganèse, cuivre, fer, etc.), on crée différents alliages pour accroître sa résistance et lui permettre d'acquérir ses futures propriétés (mécaniques, mise en forme, résistance à la corrosion, etc.). Les dosages de ces alliages varient en fonction des caractéristiques qui souhaitent être données à l'aluminium, la quantité d'éléments se situe en général de quelques % à 15%

I.3.4. Seconde fusion

Une grande part de l'aluminium produit chaque année est issue du recyclage. Deux filières distinctes sont utilisées pour le recyclage :

L'affinage consiste à refondre, après tri, des déchets, débris, résidus d'aluminium récupérés sur des objets en fin de vie (bâtiment, automobile, emballages...) ou provenant des usines de production et de transformation d'aluminium ;

La récupération des chutes neuves d'industrie, provenant de la fabrication ou de l'usinage de produits en alliages d'aluminium, assure aux transformateurs un complément à leur approvisionnement en métal.

I.4. LA TRANSFORMATION DE L'ALUMINIUM

L'aluminium obtenu par électrolyse est livré à des usines spécialisées où il est transformé en produits semi-finis, eux-mêmes destinés aux industries consommatrices.

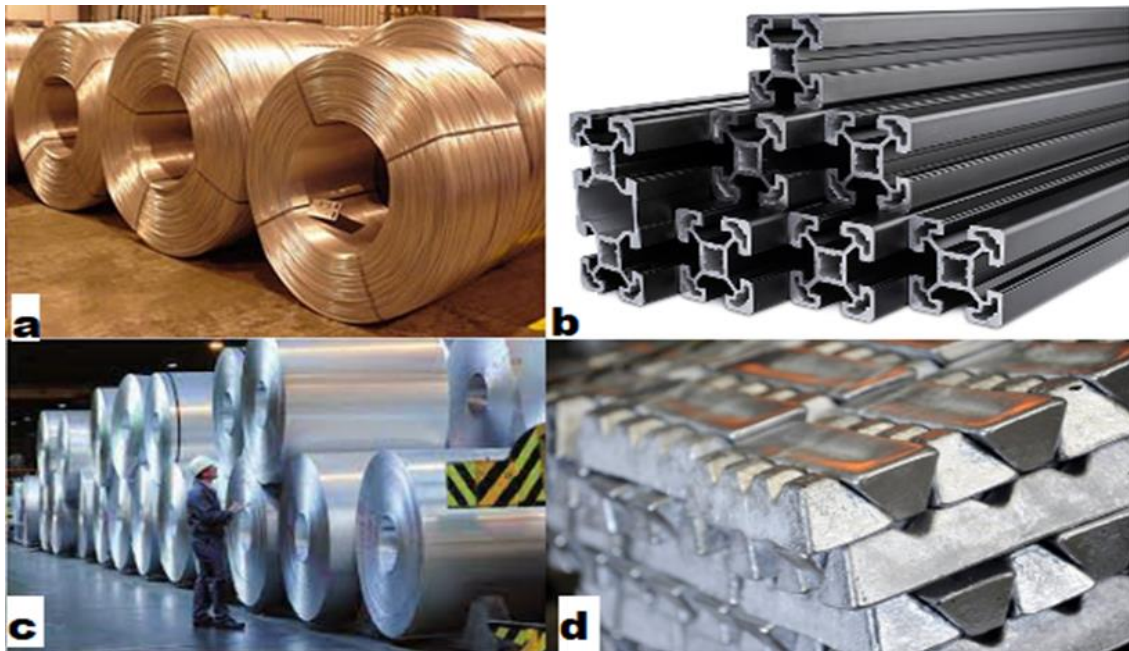


Figure I. 5 les types de transformation de l'aluminium

I.4.1. Le fil machine

À usage électrique (câbles de transport et de distribution d'énergie) et à usage mécanique (rivets, fil de soudage, grillage...)

I.4.2. Les billettes de filetage

Cylindriques, pour la fabrication de la menuiserie métallique, des châssis et armatures de véhicules ferroviaires et routiers, des bâtons de ski ; et les billettes de forge pour les trains d'atterrissage, les bouteilles sous pression, etc.

I.4.3. Les plaque de laminage

Pour la fabrication de tôles d'épaisseurs diverses utilisées dans les ailes d'avion, les citernes, le bardage, la fabrication de boîtes (emballage), la feuille mince...

I.5. PROPRIETES DE L'ALUMINIUM

I.5.1. Les propriétés mécaniques

L'aluminium est un métal ductile et très malléable, le modèle à électrons libres de la liaison dans les métaux peut expliquer la malléabilité et la ductilité du métal, en effet il est malléable car ses liens métalliques sont non-directionnels, et ductile car les ions métalliques sont entourés par un nuage d'électrons ainsi une force d'attraction agit dans toutes les directions, quand un stress est appliqué au métal, les électrons de valence délocalisés, se déplaçant librement continuent d'exercer une attraction uniforme sur les ions positifs.[1]

Tableau I. 1 la carte d'identité de l'aluminium

Réseau cristallin	Cubique a face centre
Symbole chimique	Al
Numéro atomique	13
Masse molaire atomique	27 g.mol ⁻¹
Température de fusion	660°C
Point d'ébullition	2056°C
Densité	2.7
Résistivité électrique	2.7.10 ⁻⁸ Ω.m
Conductivité thermique	22 W.m ⁻¹ .°k ⁻¹
Coefficient de dilatation	24.10 ⁻⁶ °k ⁻¹
Module d'élasticité	69000 Mpa

a. Diversité des alliages

Les propriétés mécaniques de l'aluminium peuvent être modifiées avec l'addition d'autres métaux, notamment le cuivre, le magnésium, le manganèse, le silicium, le lithium et le zinc, formant ainsi des alliages. Certains éléments sont présents dans l'alliage sans qu'ils y aient été ajoutés volontairement : ce sont les impuretés dont les plus importantes sont le fer et le silicium, et dont il faut contrôler précisément la teneur pour certaines utilisations car elles peuvent avoir une influence défavorable. Tous les éléments jouent, par leur nature et leur teneur, sur les caractéristiques de l'alliage.[4]

Il est possible d'augmenter les caractéristiques mécaniques, mais aussi de réduire significativement la ductilité de l'aluminium ainsi que de tous ses alliages, par déformation à froid appelée écrouissage. L'écrouissage réduit également la conductivité électrique et la résistance à la corrosion des alliages, en revanche la charge de rupture et la dureté sont augmentées.

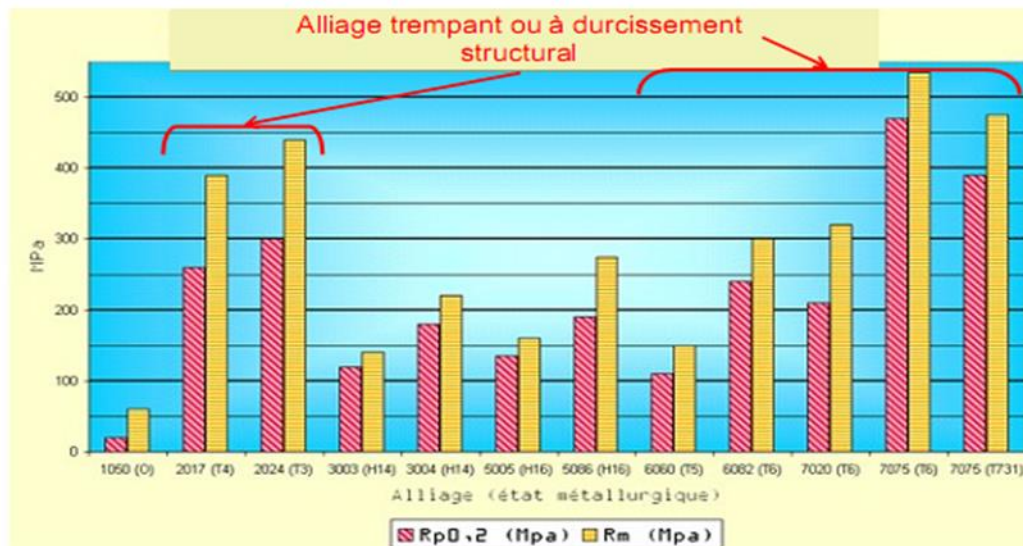


Figure I. 6 Comparaison des caractéristiques mécaniques des différents alliages d'aluminium

b. Usinage, décolletage

L'aluminium et ses alliages s'usinent avec facilité à condition de prendre quelques précautions aux grandes vitesses de coupe et d'utiliser des outils adaptés. Les alliages d'aluminium s'usinent mieux que l'aluminium pur et ne provoquent pas d'étincelles lors de leur usinage. D'une manière générale, les alliages à hautes caractéristiques mécaniques c'est à dire ayant des capacités de déformation à froid faibles, s'usinent bien. (Fraisage, perçage, cisaillement...)

c. Contraintes mécanique élevés

Lorsque les constructions sont soumises à des contraintes importantes, l'emploi des alliages communs conduirait à des épaisseurs ou à des sections incompatibles avec le but recherché. Il est nécessaire alors d'utiliser des alliages à très hautes caractéristiques mécaniques ;

Les alliages les plus résistants peuvent avoir une charge de rupture supérieure à 700 MPa, donc largement équivalente à celles des aciers trempés. A poids égal, la résistance mécanique d'un produit en alliage d'aluminium est 2,3 fois plus forte que celle du bronze et 1,5 fois plus forte que celle d'un acier trempé.[4]

Les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium diminuent lorsque la température augmente. Ainsi à basse température, grâce à leur structure cristalline CFC, les alliages d'aluminium ont une bonne ductilité.

I.6. TYPES D'ALLIAGE D'ALUMINIUM

Les deux grandes catégories d'alliages d'aluminium sont les alliages de corroyage et les alliages de fonderie. Ces deux catégories peuvent être différenciées par la désignation numérique standard (Aluminium Association) : trois chiffres et une décimale pour les alliages de fonderie, et quatre chiffres pour les alliages corroyés.

Tableau I. 2 Désignation des alliages d'aluminium (Aluminium Association).[5]

Alliages de fonderie		Alliages corroyé	
Série	Alliage	Série	Alliage
100.0	Al commercial pur	1000.0	Al \geq 99%
200.0	Al-Cu	2000.0	Al-Cu et Al-Cu-Mg
300.0	Al-Si-Mg et Al-Si-Cu	3000.0	Al-Mn
400.0	Al-Si	4000.0	Al-Si
500.0	Al-Mg	5000.0	Al-Mg
700.0	Al-Zn	6000.0	Al-Mg-Si
800.0	Al-Sn	7000.0	Al-Zn-Mg et Al-Zn-Mg-Cu
900.0	Al et autres éléments	8000.0	Al et autre éléments

Le premier chiffre de la série désigne la famille et indique le ou les principaux éléments Alliés (tableau I.2). Pour les alliages corroyés des séries 2xxx à 8xxx, le deuxième chiffre indique les modifications de l'alliage original. Les deux derniers chiffres n'ont pas vraiment de signification autre que la différenciation des différents alliages de la série. Pour le groupe lxxx, la série l0xx est utilisée pour désigner les compositions non alliées qui ont les limites d'impuretés naturelles. Les deux derniers des quatre chiffres indiquent le pourcentage minimum d'aluminium. Pour les alliages de fonderie, les deux chiffres suivants de la série indiquent les éléments spécifiques dans l'alliage et le dernier chiffre après le point indique la forme du produit, soit coulé ou en lingot. Dans la série 1xx.x, les autres chiffres représentent la pureté de l'alliage.

I.6.1. Mise en forme par corroyage

C'est un mode d'obtention des produits semi fini et fini par déformation à chaud des lingots, des billettes ou des brames de coulée continue. Elle se devise en deux catégories :

- Alliages, mis en forme par corroyage, non trempant : catégorie apte seulement pour le traitement mécanique dit "écrouissage" afin d'améliorer leurs caractéristiques mécaniques. Séries 1000, 3000, 5000, 4000 partiellement. [7]

- Alliages, mis en forme par corroyage, trempant : catégorie apte pour le traitement thermique dit "durcissement structural" pour l'amélioration de leurs caractéristiques mécaniques. Série 2000,6000, et 7000. (Tableau I.3)

Tableau I. 3 Familles d'alliages d'aluminium et type de durcissement associé.[6]

Famille	Elément d'alliage	Etendue de la teneur (en % de masse)	Additions possibles	Résistance mécanique R _m (Mpa)
Durcissement par écrouissage				
1000	Aucun		Cuivre	50-150
3000	Manganèse	0.5-1.5	Magnésium-cuivre	100-200
5000	Magnésium	0.5-5	Magnésium-Chrome	100-340
8000		Si: 0.3-1, Fe: 0.6-2	Nickel	130-190
Durcissement structural				
6000	Mag-Silicium	Mg: 0.5-1.5, Si: 0.5-1.5	Cuivre-Chrome	150-310
2000	Cuivre	2-6	Si-Mg-Li	300-450
7000	Zinc –Magnésium	Zn: 5-7 Mg: 1-2	Cuivre	Sans cuivre: 320-350 Avec cuivre:430-600
4000	Silicium	0.8-1.7		150-400

I.6.2. Mise en forme par fonderie

Ce mode a pour but l'obtention des produits semi fini et fini par fusion et moulage des lingots, avec une qualité différente de celle des produits corroyés, et l'absence des zones de déformations plastiques dans les pièces moulées, les qualités demandées pour le mode d'obtention par fonderie sont :

- Aptitude du métal liquide à bien remplir l'empreinte du moule est satisfaite par la coulabilité des alliages d'aluminium.
- Fissuration à chaud causée par le retrait du métal est évité par l'absence de formation de criques.
- Le peu de retrait qui accompagne la solidification engendrée par la bonne répartition de la porosité.

L'emploi des moules métalliques convenant à la basse température de fusion des alliages d'aluminium. [7]

a. Propriétés physique

Les alliages d'aluminium de fonderie ont toutes les caractéristiques nécessaires pour être utilisés de façon efficace dans la production de pièces coulées :

- Un point de fusion relativement bas ;
- Une fluidité élevée qui permet de remplir complètement les moules ;
- Une bonne stabilité chimique ;
- Un transfert de chaleur rapide entre l'aluminium et le moule, que l'aluminium soit liquide ou solide ;
- Un bon fini de surface avec peu ou pas de défauts ;

- Le seul gaz soluble dans l'aluminium, l'hydrogène, peut être contrôlé efficacement
- Plusieurs alliages ont une bonne résistance au craquage à chaud.

L'inconvénient majeur de ces alliages, est qu'ils ont un retrait important qui se situe entre 3,5% et 8,5% en volume. [8]

I.7. ALLIAGE DE FONDERIE NORMALISEE

Il existe, en plus de l'aluminium non allié, quatre grandes familles d'alliages d'aluminium de fonderie, qui sont fonction des éléments d'alliages ajoutés. Ceux-ci se retrouvent soit en solution solide soit sous forme de précipités. Ces familles sont les alliages au silicium, au cuivre, au magnésium et au zinc. On distinguera les additions principales déterminantes pour les propriétés du matériau et les additions secondaires, en plus faibles quantités, qui ont une action spécifique.

I.7.1. Alliage Aluminium – Silicium

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

Le silicium augmente la coulabilité de l'aluminium et permet au métal de remplir complètement toutes les cavités voulues. De plus, le silicium prévient la fissuration à chaud et augmente légèrement la force du métal en formant des particules dures ou des fibres de silicium pendant la solidification.[9]

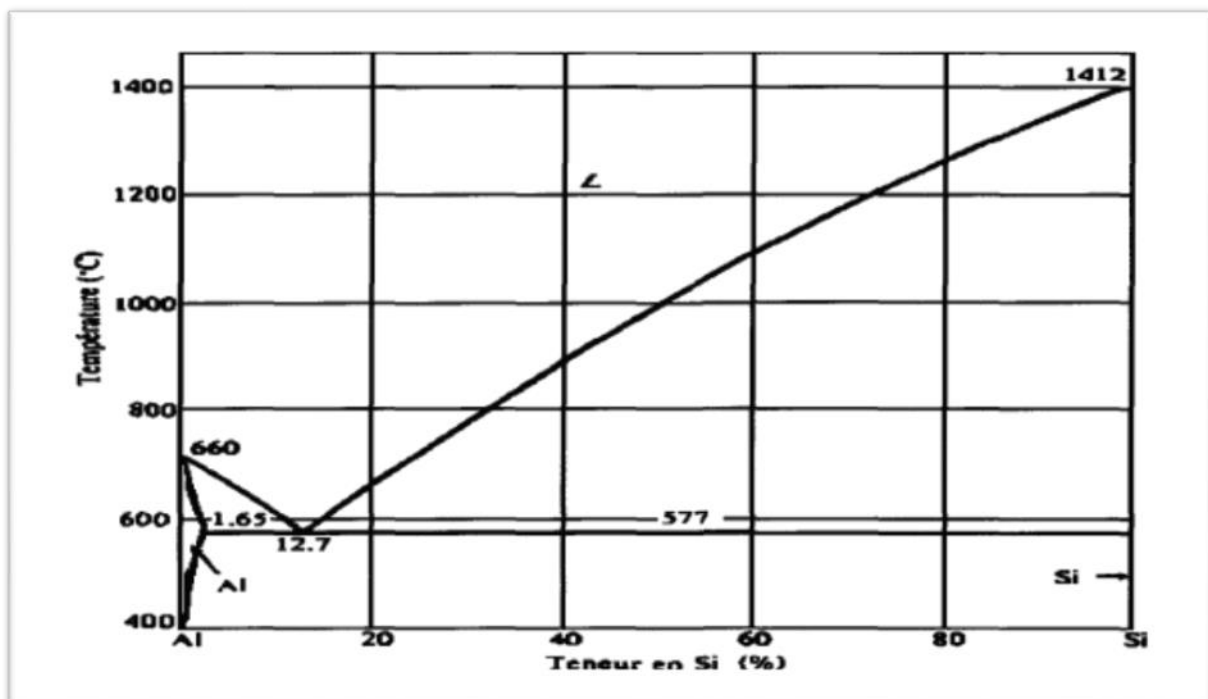


Figure I. 7 Diagramme d'équilibre binaire Al-Si [9]

Comme la figure I.4 le présente, le système binaire Al-Si possède un point eutectique de 12,7% Si (% atomique). La solubilité maximum du silicium dans l'aluminium est de 1,5% (% atomique) à la température eutectique ; par contre, seulement 0,016% (% atomique) d'aluminium est soluble dans le silicium et ce, à 1190°C. On peut classer les alliages aluminium-silicium en trois grandes catégories en se basant sur le point eutectique : de 2% à 9% Si, l'alliage se trouve dans la zone hypoeutectique ; quant aux alliages eutectiques, ils peuvent contenir de 10% à 13 % Si ; et ceux avec plus de 14% Si entrent dans la catégorie des alliages hypereutectiques.

I.7.2. Alliage Aluminium – cuivre

Le cuivre pour (Alliages Al/Cu) augmente les propriétés mécaniques par durcissement structural, principalement la dureté (donc l'usinabilité) et la tenue à chaud sans perte au niveau de la coulabilité mais diminue la résistance à la corrosion et augmente l'aptitude à la crique.

Les alliages d'aluminium de fonderie contenant uniquement du cuivre sont rares, à cause de leur coulabilité plutôt faible. On peut toutefois l'améliorer en ajoutant du silicium.

Le cuivre permet le durcissement structural de ces alliages grâce à la précipitation de formes transitoires du composé d'équilibre CuAl_2 . Ce sont les alliages qui ont de 4% à 6% de Cu qui répondent le mieux aux traitements thermiques. À ces compositions, l'alliage se rapproche de la composition eutectique Al- CuAl_2 , qui contient 32,3% en massique de cuivre dans le liquide et 5,7% en massique de cuivre dans le solide [10]

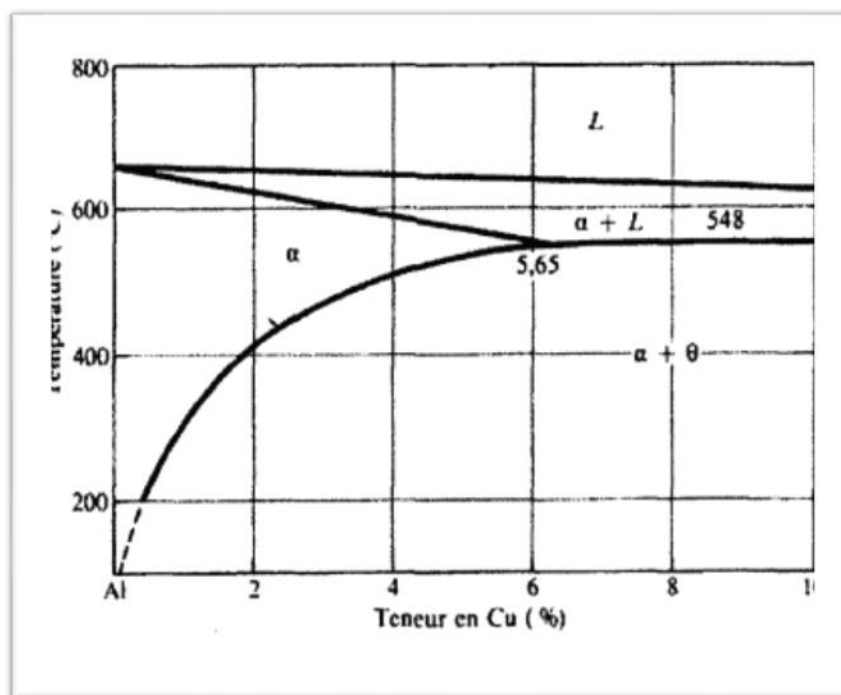


Figure I. 8 Diagramme d'équilibre Al-Cu [10]

La phase solide CuAl_2 , quant à elle, est constituée de 53,2% à 53,9% Cu à une température de 400°C. La séquence de précipitation du CuAl_2 est la suivante :



Les zones de Guinier-Preston et les précipités intermédiaires qui se forment sont parallèles à {001} Al- Les précipités θ'' sont cohérents avec la matrice, les θ' sont semi-cohérents tandis que les précipités θ sont non cohérents [11]

Du point de vue atomique, le cuivre a un effet substantiel sur l'aluminium. Cela est attribuable à la différence assez importante entre les paramètres du réseau cristallin des atomes constituants de cuivre et ceux de l'aluminium. Les interactions élastiques qui existent entre les atomes de soluté et les dislocations rendent plus difficile le glissement de ces dernières. De plus, l'énergie des défauts d'empilement de la matrice est réduite par la présence du cuivre, rendant ainsi le glissement latéral plus difficile. Les autres effets du cuivre sont l'augmentation de l'usinabilité et de la température d'utilisation, ainsi que la réduction du retrait lors de la coulée. Par contre, le Cu réduit généralement la résistance à la corrosion.

I.7.3. Alliage Aluminium – Magnésium

Les alliages de fonderie Al-Mg ont une coulabilité médiocre, mais ils ont une excellente résistance à la corrosion, même en atmosphère marine et en eau de mer. Ils sont aussi utilisés lorsqu'un bon fini de surface est nécessaire. Les alliages corroyés ont généralement moins de 4% de Mg, tandis que les concentrations pour les alliages de fonderie varient entre 4% et 10%. Le traitement thermique de ces alliages est possible lorsque la concentration est de plus de 7% Mg. L'instabilité ainsi que les caractéristiques de vieillissement de ces alliages à la température de la pièce obligent en plus un traitement thermique. Le magnésium offre ses meilleures propriétés lorsqu'il est ajouté en présence de silicium.[12]

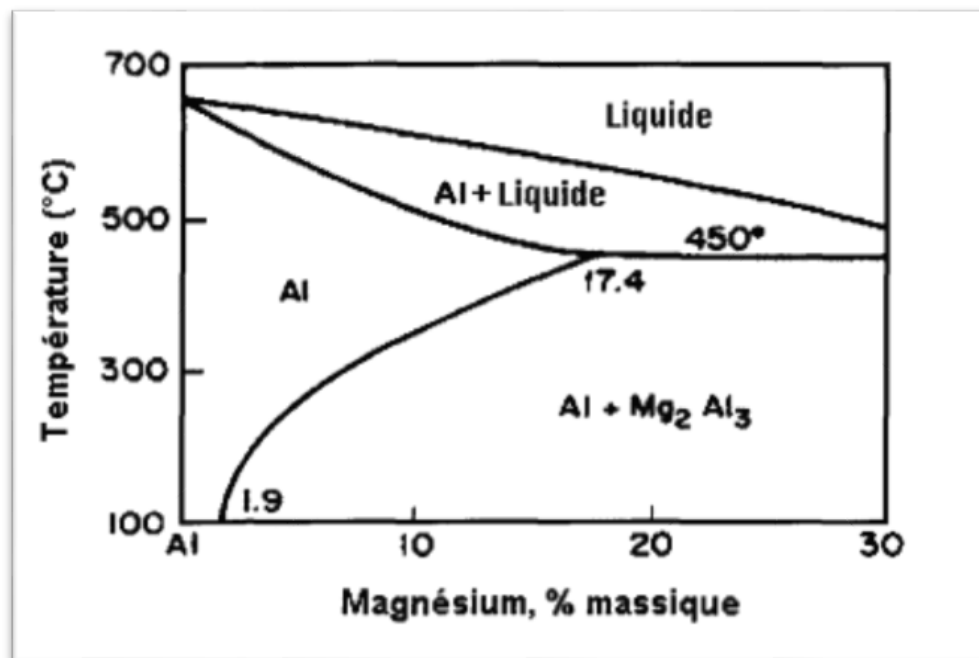


Figure I. 9 Diagramme d'équilibre Al-Mg [12]

Si-Mg

L'addition de magnésium à l'alliage Al-Si est à la base de l'amélioration de la résistance et de la dureté lors des traitements thermiques. C'est la précipitation de la phase Mg_2Si et de ses phases transitoires qui rend l'alliage durcissable. La phase Mg_2Si a une solubilité limite de 0,7% Mg. Au-delà de cette limite, il n'y a plus d'effet positif apparent. Comme le montre les figures 2.6 et 2.7, le magnésium est l'élément qui permet les plus grandes améliorations après traitements thermiques.

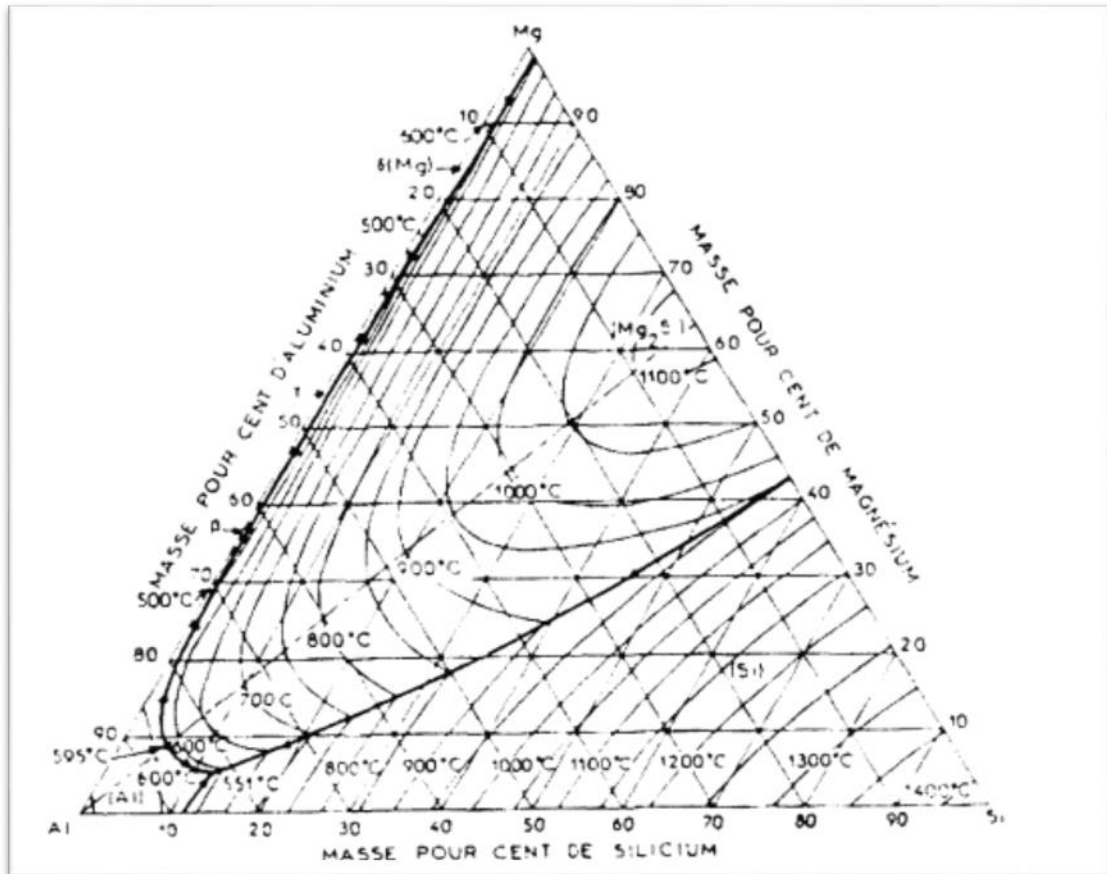


Figure I. 10 Diagramme d'équilibre ternaire Al-Mg-Si.

Toutes ces augmentations sont produites par les précipités de Mg_2Si . On peut ainsi simplifier le diagramme ternaire « aluminium - silicium - magnésium » en créant un diagramme d'équilibre pseudo-binaire entre l'aluminium et le Mg_2Si (figure I.). Nous pouvons voir que la solubilité à l'état solide de la phase Mg_2Si diminue avec l'excès de silicium, et davantage avec l'excès de magnésium.[12]

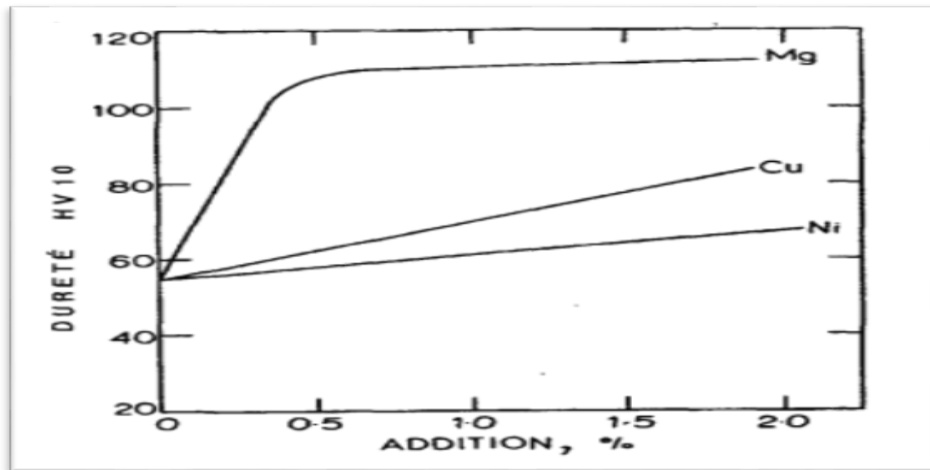


Figure I. 11 Effets des éléments alliés Mg, Cu et Ni sur la dureté d'un alliage Al-Si [12].

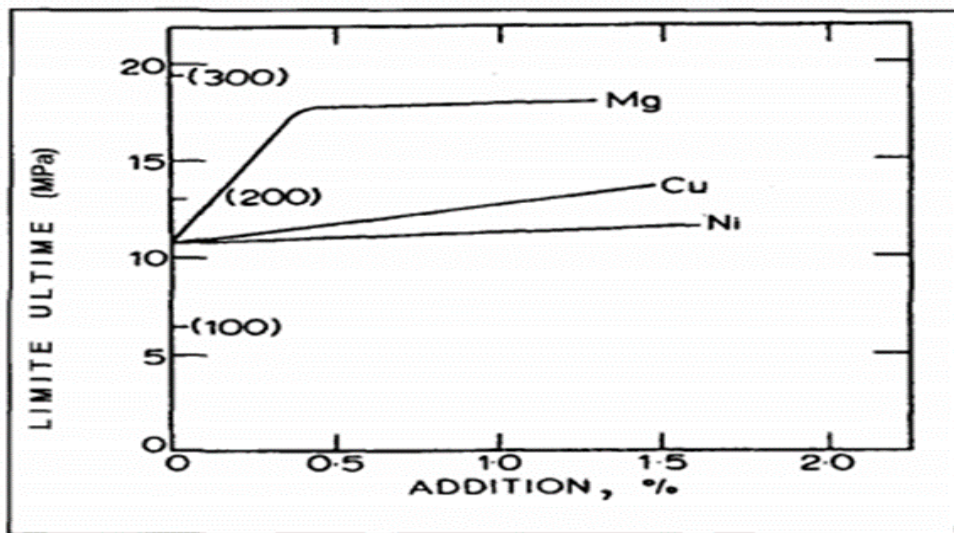


Figure I. 12 Effets des éléments alliés Mg, Cu et Ni sur la limite ultime d'un alliage Al-Si.

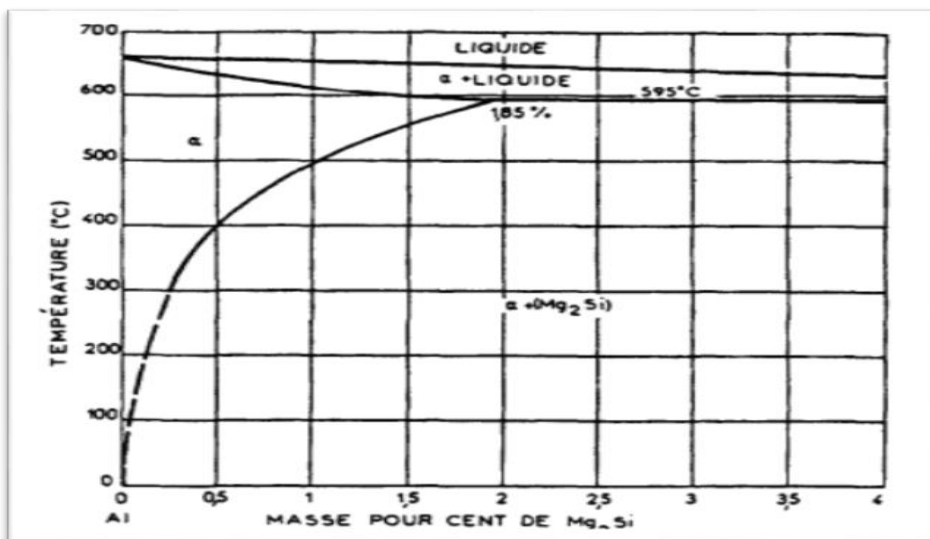
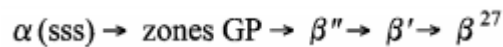


Figure I. 13 : Diagramme d'équilibre Al-Mg₂Si (pseudo-binaire)

La séquence de formation du précipité de Mg_2Si passe par plusieurs phases intermédiaires



Dans cette séquence, (sss) représente une structure sursaturée et β représente les précipités de Mg_2Si . Les précipités intermédiaires β'' se présentent sous la forme de bâtonnets semi-cohérents, parallèles à $\{001\}_{Al}$. Par la suite, la forme β' transforme les bâtonnets sous forme d'aiguilles semi-cohérentes, toujours selon $\{001\}_{Al}$. Celles-ci deviennent ensuite des plaquettes semi-cohérentes, pour finalement se transformer en un précipité de Mg_2Si non cohérent. Les zones de Guinier-Preston ainsi que les précipités très fins de Mg_2Si augmentent la résistance de l'alliage sans avoir d'effets négatifs sur la ductilité [12]

I.7.4. Alliage Aluminium – Zinc

Le zinc seul n'a pas vraiment d'effet bénéfique sur les propriétés de l'aluminium. Il est soluble à plus de 80 % dans l'aluminium à haute température (figure I.15) et affecte peu la configuration du réseau. Par contre, il offre plusieurs avantages lorsqu'il est additionné en même temps que d'autres éléments. Par exemple : en présence de magnésium, un alliage contenant du zinc devient favorable aux traitements thermiques en formant des précipités de $MgZn_2$ et de $Al_2Mg_3Zn_3$ lorsque la concentration en magnésium est assez élevée.

Même si les alliages Al-Zn-Mg ont des caractéristiques de coulée inférieures aux alliages Al-Si, ils ont de très bonnes propriétés mécaniques lorsqu'ils sont tels que coulés. De plus, ces alliages sont autotrempants et peuvent atteindre leurs propriétés maximales après un ou deux mois de vieillissement naturel. Le cuivre peut aussi être ajouté aux alliages Al-Zn-Mg pour augmenter la résistance. Il y a alors la nucléation de particules de Al_2CuMg qui se produit lors du vieillissement. En petite quantité, le zinc améliore l'usinabilité et également le retrait lors du moulage.

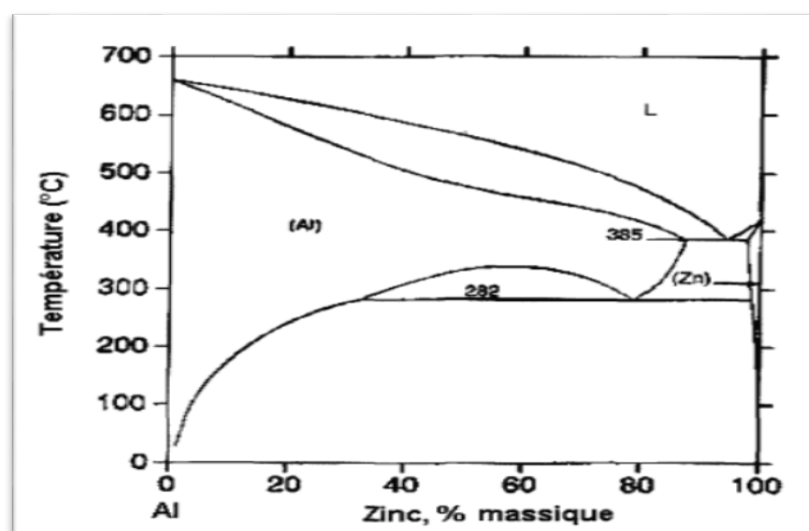


Figure I. 14 Diagramme d'équilibre Al-Zn

a. Alliage 413,0

Les propriétés de coulée de cet alliage sont bonnes en raison de son contenu élevé en silicium. L'alliage 413 est utilisé dans la plupart des procédés de mise en forme ainsi que sous pression. Selon le service d'information sur les alliages non ferreux de Delvest Inc. l'alliage 413 est utilisé dans plusieurs domaines. On le retrouve dans des applications ornementales, architecturales, alimentaires, marines, pour les équipements dentaires ainsi que pour des pistons de moteur.

- **Composition chimique** : La composition chimique de l'alliage 413.0 et A413.0 doit être comprise dans les limites suivantes

Tableau I. 4 Composition chimique des alliages 413.0 et A413.0. [13]

Alliage	Éléments (% massique)						
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn
413.0	11,0- 13,0	2,0	1,0	0,35	0,10	0,50	0,50
A413.0	11,0- 13,0	1,3	1,0	0,35	0,10	0,50	0,50

- **Microstructure** : L'alliage 413, qui possède entre 11% et 13% Si, est un alliage eutectique. Lorsqu'il se solidifie, cet alliage se compose en majorité de phases eutectiques et de particules de silicium qui doivent ensuite être modifiées par du strontium ou du sodium pour avoir une résistance et une ductilité adéquates. Avant d'être modifié, l'alliage eutectique présente des particules de silicium lamellaires ou aciculaires dispersées dans la matrice d'aluminium (figure I). La présence de particules polyédriques de silicium primaire peut aussi être observée. Avec une addition de strontium de 0,02%, l'alliage eutectique est complètement modifié la morphographie en faisant précipiter le silicium de façon globulaire (figure I). Par contre, selon Glenister et Elliott, une addition trop élevée de strontium entraîne la formation de porosités. Ce phénomène est beaucoup plus important lorsque la solidification est très rapide, comme pour les pièces très minces. Pour les alliages hypereutectiques, le phosphore peut être ajouté comme agent de nucléation [12]

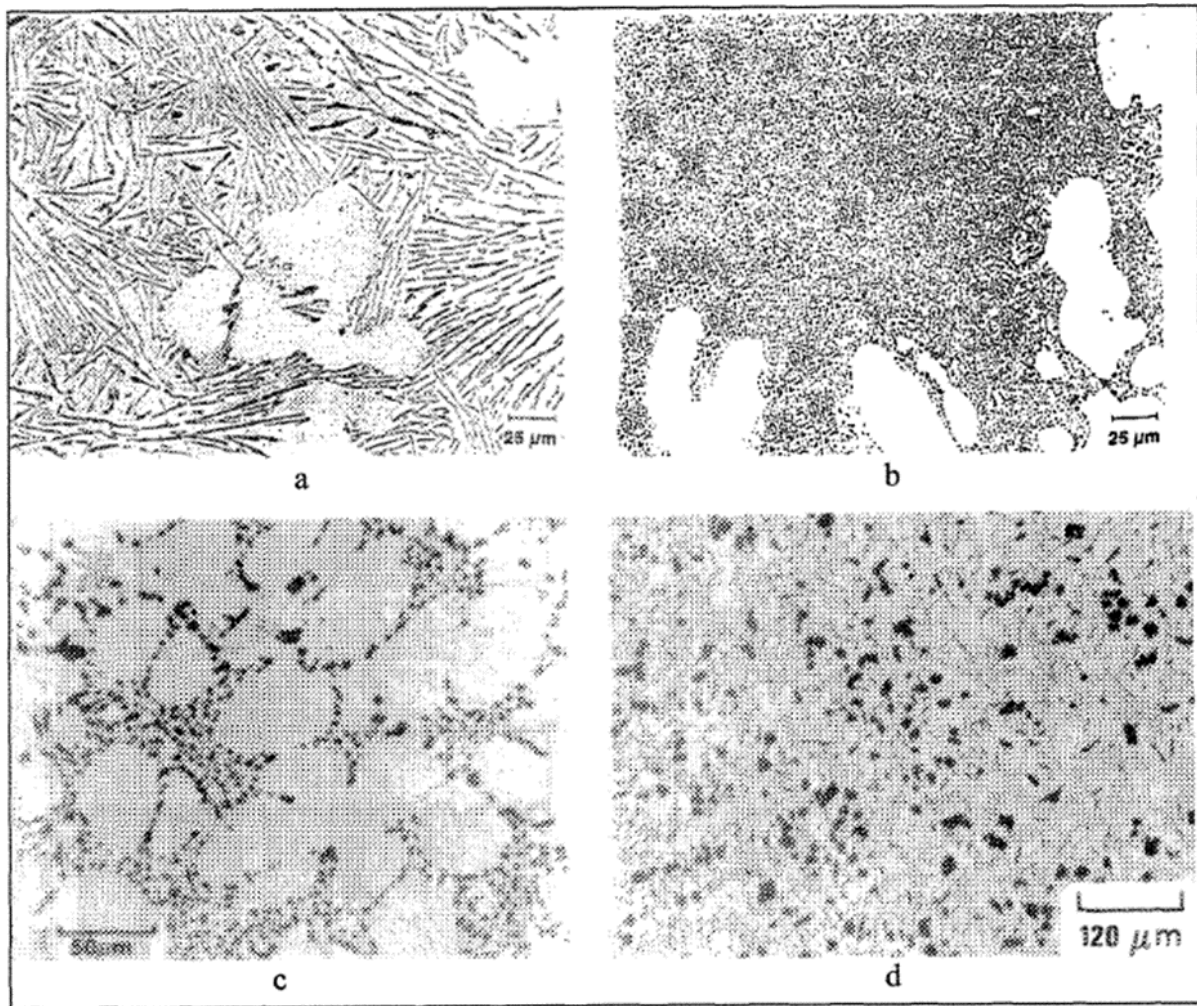


Figure I. 15 Microstructure de l'alliage 413 : a) eutectique aciculaire non modifié ; b) eutectique modifié au Sr ; c) eutectique globulaire modifié au Na ; d) alliage Al-17%Si raffiné avec 0,003% P

- **Propriétés mécaniques et physiques** : Les propriétés mécaniques des alliages de type 413 sont présentées dans le Tableau

Tableau I. 5 Propriétés mécaniques des alliages 413.0 et A413.0 (tel que coulé).[13]

Alliage	Limite ultime (MPa)	Limite élastique (MPa)	Déformation à la rupture (%)	Résistance en fatigue (Mpa)
413.0	296	145	2,5	130
A413.0	241	110	3,5	130

* à 5 x 10 cycles

Les propriétés physiques de ces alliages sont indiquées ci-dessous :

- Densité.....2567 kg/m³
- Coefficient d'expansion thermique.....20,4 μm/m-K
- Chaleur spécifique.....963 J/kg-K
- Chaleur latente de fusion.....389Kj/kg
- Conductivité thermique.....121 W/m-K

- Conductivité électrique.....31 %IACS
- Résistivité électrique.....55,6 nQ -m
- Température de fusion.....577 - 630 °C
- Température de coulée.....635 - 704 °C
- Usinabilité : ces alliages peuvent être usinés, mais sont très abrasifs à cause de leur haute teneur en silicium.
- Soudabilité : pour le soudage à l'arc, ces alliages ont des bonnes propriétés.
- Coulabilité : ces alliages ont une excellente fluidité, une bonne résistance à la fissuration à chaud ainsi qu'une excellente résistance à la pression.
- Résistance à la corrosion : la résistance à la corrosion est excellente. La couche d'oxyde qui se forme à la surface protège efficacement l'intérieur

I.8. EFFET DES ELEMENTS D'ADDITION

L'aluminium non allié ayant des propriétés très réduites, il est possible d'améliorer ses propriétés en ajoutant des éléments qui modifient plus ou moins profondément la microstructure. [14]

Les atomes des éléments d'addition peuvent :

- être en solution solide de substitution : ils prennent la place des atomes d'aluminium dans le réseau. Leur taille est plus petite ou plus grande que l'atome d'aluminium ce qui perturbe le réseau qui devient plus difficile à déformer.
- former des précipités hors solution solide : cohérents, semi-cohérents, ou incohérents avec la matrice d'aluminium. L'effet provoqué est le même sur la difficulté de déformation du réseau.

Le durcissement de l'aluminium sera ainsi d'autant plus conséquent que le nombre et l'importance de ces perturbations seront plus grands : la nature, la teneur, la répartition de ces éléments d'addition sont primordiales à cet égard.[7]

Les éléments d'addition sont peu nombreux : cuivre, silicium, magnésium, manganèse, titane et des associations magnésium + silicium, zinc + magnésium, zinc + magnésium + cuivre.

I.8.1. Silicium

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

I.8.2. Cuivre et magnésium

Smart et Reynolds ont étudié l'influence de différents éléments dans les alliages Al-Si contenant 10.5% Si coulés dans des coquilles d'acier en comparaison avec l'alliage 336. Les résultats obtenus montrent que le magnésium joue un rôle important en augmentant la dureté et

la charge de rupture R_{ut} à chaud. L'influence du cuivre à froid est claire mais à chaud elle n'est pas nette.

I.8.3. Manganèse et fer

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

Pacz et Scheuer ont montré que l'addition de manganèse et de béryllium formant une phase quaternaire avec le fer, de morphologie granuleuse, joue un rôle en augmentant les caractéristiques de traction.

Dowling et Martin ont étudié le comportement à la déformation des alliages Al-Si-Mg vieillis pour de faibles déformation plastiques. L'alliage sans manganèse se déforme plastiquement en donnant naissance à des fines bandes de glissement dont l'espacement décroît légèrement lorsqu'on augmente la déformation. La rupture de cet alliage a lieu pour une faible déformation intergranulaire, car les fortes concentrations de contrainte en tête des bandes de glissement produisent des cavités sur les précipités intergranulaires. Ces cavités se propagent ensuite par coalescence à l'intérieur de la zone sous précipités. Les alliages avec du manganèse contiennent des particules incohérentes d' α $Al_{12}Mn_3Si$ de 0.1 μm de diamètre, ainsi que la phase à durcissement structural. Ces alliages présentent aux faibles déformations des bandes de glissement d'espacement plus faible que dans le cas de l'alliage sans manganèse, mais cet espacement diminue lorsque la déformation augmente. La phase contenant du manganèse produit donc une dispersion latérale des bandes de glissement, produisant des concentrations de contraintes en tête des bandes de glissement notamment plus faibles. Ces concentrations sont encore diminuées par le fait que la taille des grains est plus petite dans ces alliages. On a estimé semi-quantitativement les contributions de ces deux phénomènes aux contraintes intergranulaires locales. On en a conclu que la rupture intergranulaire dans les alliages au manganèse est supprimée aux faibles déformations, car les concentrations de contraintes associées sont insuffisantes pour produire la distorsion sur les précipités intergranulaires.

I.9. MICROSTRUCTURE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM DE FONDERIE

Cette structure comprend des solutions solides sous forme de dendrites (hypoeutectiques), des eutectiques plus ou moins complexes (binaires, ternaires) et des constituants intermétalliques.

Dans le système Al-Si, les cristaux solides d'aluminium se forment sur les parois du moule (plus froides que le cœur) et croissent vers l'intérieur. Leur composition en Si est inférieure à celle du liquide qui les entoure car la solubilité de Si dans Al décroît la température. Donc, le

silicium est rejeté à la surface des cristaux en cours de croissance et abaisse la température de solidification du liquide à cet endroit par effet cryoscopique (dit surfusion). Ceci ralentit la solidification car plus de chaleur doit être évacuée pour solidifier le liquide de cette couche. Mais si un germe du cristal en croissance parvient à traverser cette couche de liquide en surfusion, il se retrouve dans un milieu non enrichi en silicium et peut se solidifier, ce qui est thermodynamiquement favorable. Cette protubérance est instable et croît rapidement, ce qui explique que les cristaux d'aluminium se développent non pas sous forme de sphères ou d'aiguilles mais sous forme d'arborescences appelées dendrites (figure I.17) dont les bras secondaires sont espacés de quelques dizaines de micromètres, cette distance est appelée espacement des bras de dendrite ; DAS en anglais (Dendrite Arm Spacing), ou SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing).[15]

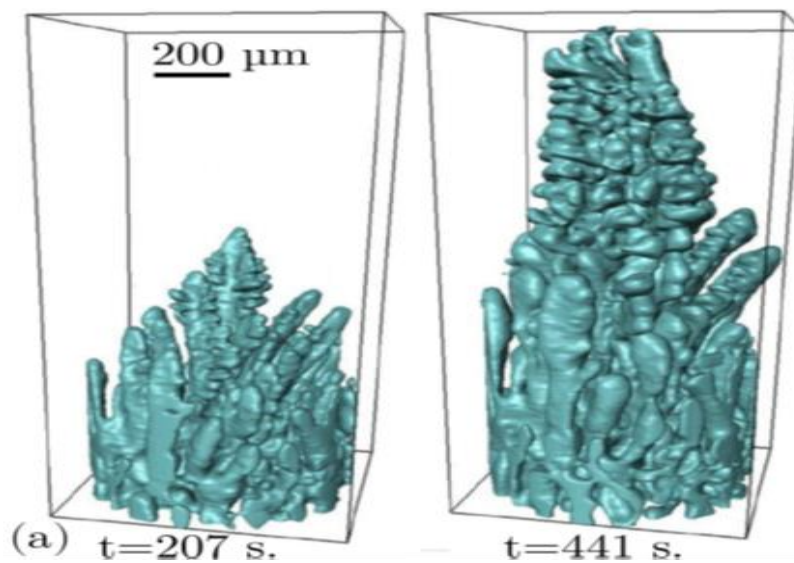


Figure I. 16 Représentation 3D d'une dendrite lors de la solidification d'un alliage Al-15m%Cu

Dans les culasses diesel. Le SDAS varie classiquement de $20\mu\text{m}$ coté tablatrice à environ $100\mu\text{m}$ coté froid. La taille de grain dans les alliages d'aluminium de fonderie est généralement millimétrique et donc bien supérieure à la taille d'une dendrite.

L'eutectique se solidifie alors entre les bras de dendrite. dans une zone riche en silicium rejeté à l'avant du front de solidification (silicium en large excès dans cette zone). Ceci a enrichi le métal liquide environnant en silicium, qui va précipiter sous forme d'une plaquette, ce qui draine le silicium en solution à proximité et crée juste à côté une zone d'aluminium presque pur. On va donc former une lamelle d'aluminium. De proche en proche, on forme donc un eutectique lamellaire par croissance compétitive (figure I.18).

Les propriétés mécaniques de la famille des alliages d'aluminium de fonderie dépendent fortement des paramètres microstructuraux. Il existe donc de nombreuses études traitant de l'influence de ces paramètres.

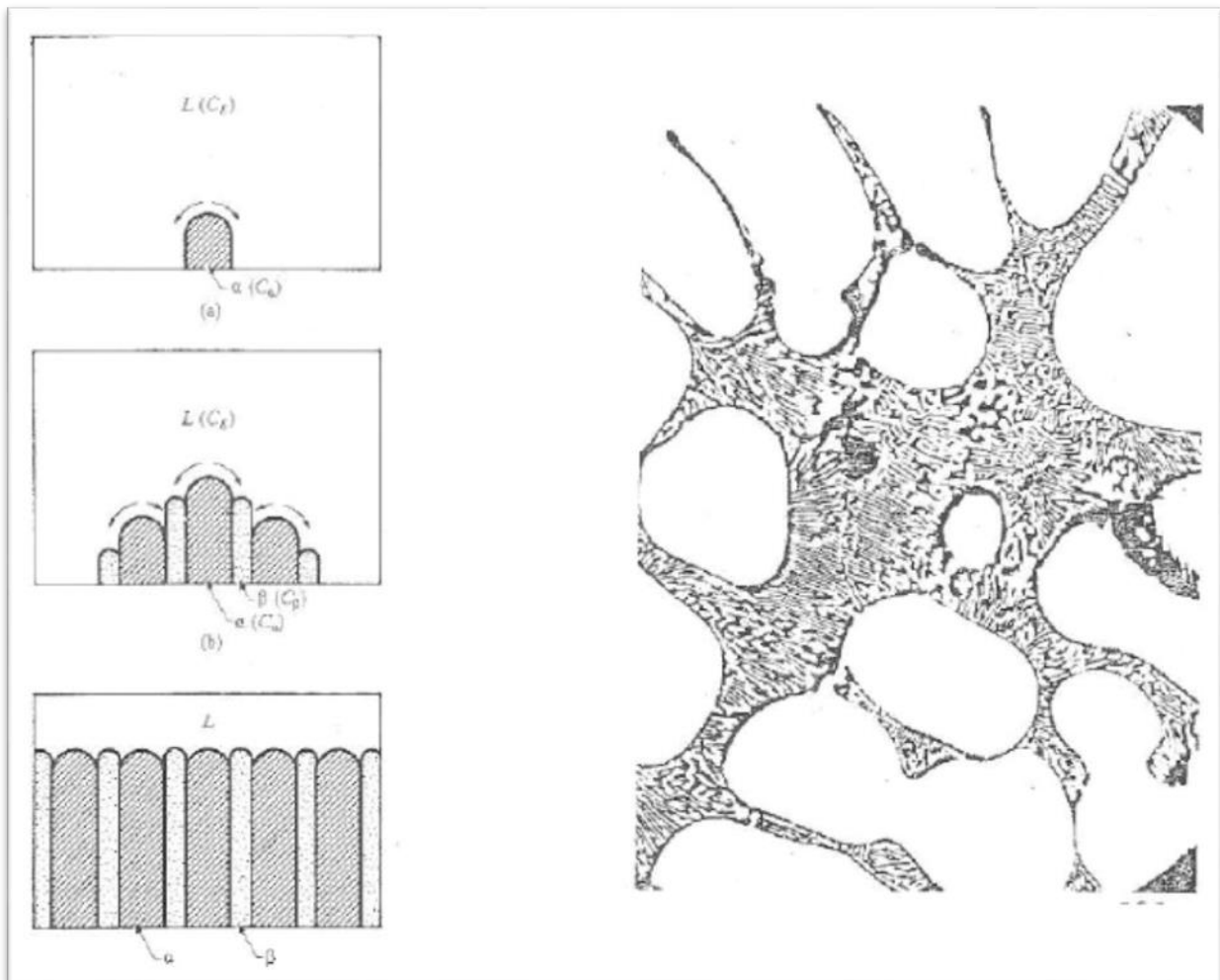


Figure I. 17 (a) Principe de la croissance compétitive, menant à un eutectique lamellaire
(b) Schéma d'un eutectique lamellaire

Les alliages d'aluminium de fonderie constituent plusieurs familles de matériaux dont la composition est un compromis entre les propriétés de moulage (coulabilité, usinabilité, absence de criquabilité, retrait volumique) et les propriétés d'usage de la pièce (propriétés mécaniques, aspect de surface, aptitude au polissage, résistance à la corrosion ...).[15]

L'obtention d'un type de propriété mécanique dépend aussi du procédé de moulage (sable, coquille, cire perdue, coulée sous pression ...). En effet, la coulée en coquille qui permet des refroidissements rapides donne aux pièces une structure métallurgique plus fine (faible DAS) et améliore, par rapport au même alliage coulé en sable, les charges à rupture et les allongements. L'avantage des moules en sable, faciles à mettre en œuvre, est de permettre la réalisation rapide (environ deux mois) de prototypes permettant au constructeur de valider la géométrie, la puissance, le refroidissement de la culasse (mais pas la durée de vie). On notera qu'un faible DAS améliore la durée de vie en fatigue. Le DAS est d'autant plus faible que le temps de solidification T_8 est court (refroidissement rapide) selon la loi empirique :

$$DAS (\mu m) = K \cdot T^{1/n}$$

D'où K et n sont des constantes. Pour l'AS7G par exemple, on aura K = 10 et n = 3.

La solidification en moule se fait en premier lieu sur les parois puis à cœur, ce qui induit un gradient de microstructure (et donc de propriétés) dans la pièce. C'est pour cette raison que la tablature (face feu) de la culasse qui est la plus sollicitée est en général solidifiée en premier. Certains auteurs, rapportent qu'il y a plus de pores et de phase eutectique à cœur, dans les parties massives d'une pièce, ce qui signifie que la durée de vie d'éprouvettes tirées du cœur sera inférieure (à température équivalente).

L'influence de la vitesse de solidification ($V_8 = dT/dt$) sur le DAS d'un AS7G (A356) est exposée dans [5]. Cette même influence sur la dureté d'un alliage 6063 lors de divers revenus a été étudiée par [6]. En dessous de 10°C/s et pour une température donnée de revenu, le pic de dureté n'atteint jamais le maximum envisageable pour d'autres vitesses (quelque soit le temps de revenu). Au-delà de 10°C/s, l'influence devient moindre. D'autre part, à environ 60°C/s, il n'y a pas de trace de précipitation dans l'alliage avant revenu, ce qui permet de choisir le traitement adéquat pour l'obtention des propriétés voulues. Pour ce même alliage en cours de revenu, l'augmentation de dureté a été corrélée à l'augmentation de la cohérence des précipités avec la matrice par diffraction des RX. Les précipités donnant le maximum de dureté ont été identifiés par observation au MET, ce sont des β' de structure hexagonale.

Dans [7] les auteurs ont testé l'influence de la solidification et d'un cyclage thermique sur les propriétés mécaniques d'un AS5U3 brut de fonderie. Une simulation de solidification d'un 5083 sur le code commercial ABAQUS est disponible dans [8]

Un modèle thermomécanique microstructural de solidification d'alliages de fonderie est exposé dans [9]. Cette étude passe en revue de nombreux travaux issus de la littérature et se veut assez exhaustive sur le sujet.

Les propriétés d'autres méthodes de moulage sont exposées dans [10], alternatives au moulage par gravité et donnant des alliages de très haute qualité, ayant peu de défauts de fonderie, comme : électromagnétique stirring (EMS), new rheocasting process (NRC, alliage obtenu sans dendrites), thixocasting (voir aussi [11]), stir casting... Ces méthodes sont basées sur l'injection du métal à l'état pâteux (semi-solide) dégazé. La forme plus globulaire des particules obtenues dans la structure solide primaire favorise l'alimentation du moule en comparaison avec le chemin plus tortueux entre les dendrites solides pour les procédés conventionnels, exception faite du squeeze casting, [12], moulage sous pression (50 à 140 MPa) qui donne un alliage exempt de pores. On trouvera dans [13] les caractéristiques d'un 2014 élaboré par métallurgie des poudres.

Le coût de ces moulages restant élevé, leur utilisation reste marginale car hormis les propriétés mécaniques, le choix de la méthode de fonderie dépend souvent de considérations économiques liées à la taille des pièces ainsi qu'à l'importance des séries.

Les alliages prévus pour le moulage, doivent posséder une coulabilité élevée, un retrait relativement faible, une faible aptitude à la fissuration à chaud et à la porosité et de bonnes propriétés mécaniques avec une résistance élevée à la corrosion.

Les principaux alliages de fonderie avec leurs compositions chimiques sont indiqués sur le tableau I ci-dessous

Tableau I. 6 Composition chimique des principaux alliages d'aluminium de fonderie
[15]

Types	% d'éléments d'alliages				% d'autres éléments					
	Mg	Si	Mn	Cu	Ti	Fe	Zn	Ni	Cu	Pb+Sn
G-Al Mg3	2,0 à 4,0	0,5 à 1,3	0,05 à 0,5			0,5	0,10		0,05	
G-Al Mg3dek	2,0 à 4,0	≤ 0,5	0,05 à 0,5			0,5	0,10		0,05	
G-Al Mg5	3,5 à 5,5	0,5 à 1,3	0,05 à 0,5			0,5	0,10		0,05	
G-Al Si 5 Mg	1,35 à 0,6	4,5 à 6,0	0,15 à 0,5		0,15	0,5	0,10		0,05	
G-Al Si 7 Mg	0,25 à 0,5	6,5 à 8,0	0,15 à 0,5		0,15	0,5	0,10		0,05	
G-Al Si 10 Mg	0,2 à 0,4	8,5 à 10,5	0,15 à 0,5		0,15	0,6	0,10		0,05	
G-AlSi10Mg(Cu)	0,2 à 0,4	8,5 à 11,5	0,2 à 0,5		0,15	0,6	0,5	0,3	0,5	0,2
G-Al Si 6 Cu	0,25 à 0,55	5,5 à 7,0	0,2 à 0,5	1,0 à 2,0	0,15	0,6	0,5	0,2		0,1
G-Al Si 7 Cu1	0,25 à 0,6	6,5 à 8,0	0,2 à 0,5	1,0 à 2,0	0,15	0,8	1,0	0,3		0,3
G-Al Si 7 Cu2	0,2 à 0,7	6,5 à 8,0	0,2 à 0,5	1,0 à 2,0	0,15	0,9	1,2	0,3		0,3

Les alliages de fonderie sont obtenus de deux façons :

- Soit à partir d'aluminium provenant directement des cuves d'électrolyse auquel on ajoute les éléments d'addition de l'alliage (alliages dits de première fusion);
- Soit à partir de rebuts récupérés, assortis et purifiés. Ils sont dits de deuxième fusion et assurent pratiquement 50% de la production totale des pièces de fonderie.

Il existe, en plus de l'aluminium non allié, quatre grandes familles d'alliages d'aluminium de fonderie, qui sont fonction des éléments d'alliages ajoutés. Ceux-ci se retrouvent soit en solution solide soit sous forme de précipités. Ces familles sont les alliages au silicium, au cuivre, au magnésium et au zinc. On distinguera les additions principales déterminantes pour les propriétés du matériau et les additions secondaires, en plus faible quantité, qui ont une action spécifique, [15] :

- Le silicium (figure I.19(a)) confère à l'alliage d'excellentes propriétés de fonderie, telles qu'une augmentation de la coulabilité, une diminution de la criquabilité et de l'aptitude à la retassure (il se dilate à la solidification). On note aussi une augmentation de la résistance à l'usure (le silicium est très dur), de l'étanchéité des pièces, mais une diminution de l'allongement à rupture ;
- Le cuivre (figure I.19(b)) augmente les propriétés mécaniques par durcissement structural, principalement la dureté (donc l'usinabilité) et la tenue à chaud sans perte au niveau de la coulabilité mais diminue la résistance à la corrosion et augmente l'aptitude à la crique ;

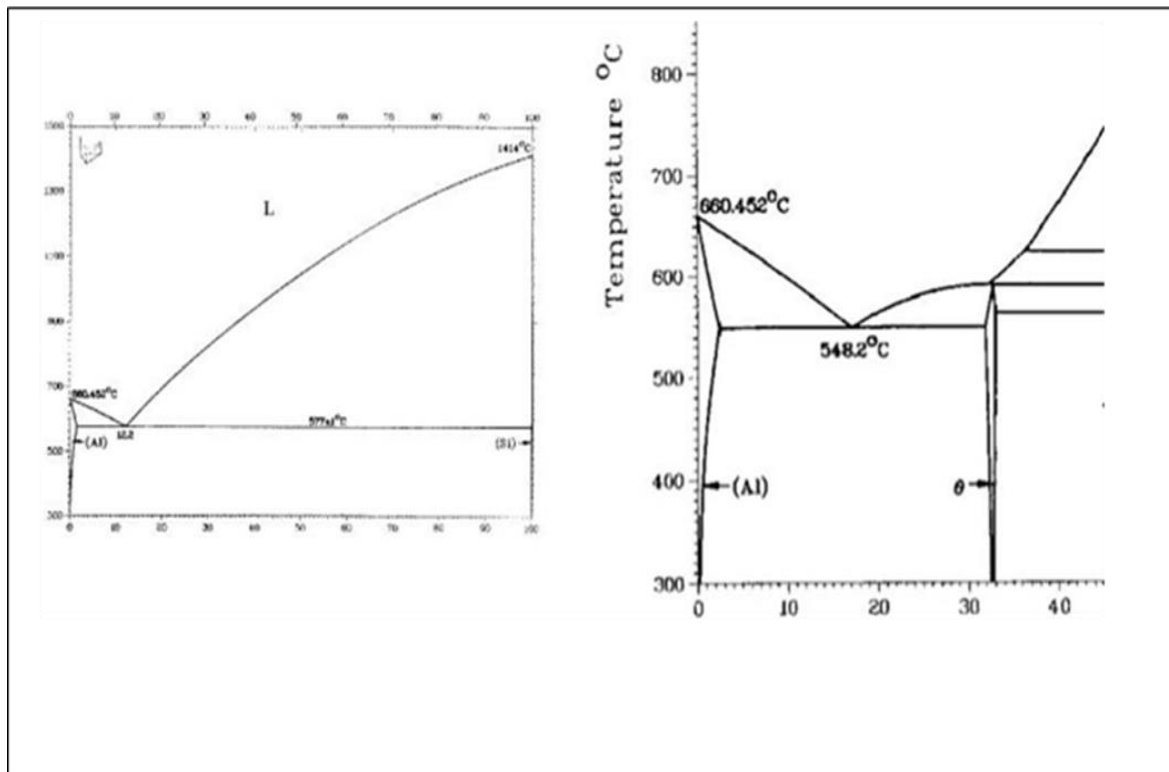


Figure I. 18 Diagramme de phase des binaires (a) Al-Si (% en poids de Si), (b) Al-Cu (% en poids de Cu), [15].

- Le magnésium (figure I.20(a)) augmente la résistance à la corrosion, aux dommages, l'allongement à rupture et engendre un nouveau système durcissant après traitement thermique (Mg_2Si) mais diminue les propriétés de fonderie et d'usinabilité (les copeaux ont tendance à coller aux outils, ce qui augmente leur usure).
- Le zinc (figure I.20(b)) très peu utilisé à cause de ses médiocres capacités en fonderie et ses faibles propriétés mécaniques, il se trouve sous forme de ternaire Al-Zn-Mg, ce qui donne un alliage à durcissement structural avec des précipités $MgZn_2$, atténue le gazage de l'alliage, améliore la coulabilité (faiblement), diminue l'allongement, augmente la tendance à la micro retassure et l'agressivité chimique de l'alliage fondu. L'influence du Zn sur les propriétés de fatigue est rapportée dans [14].

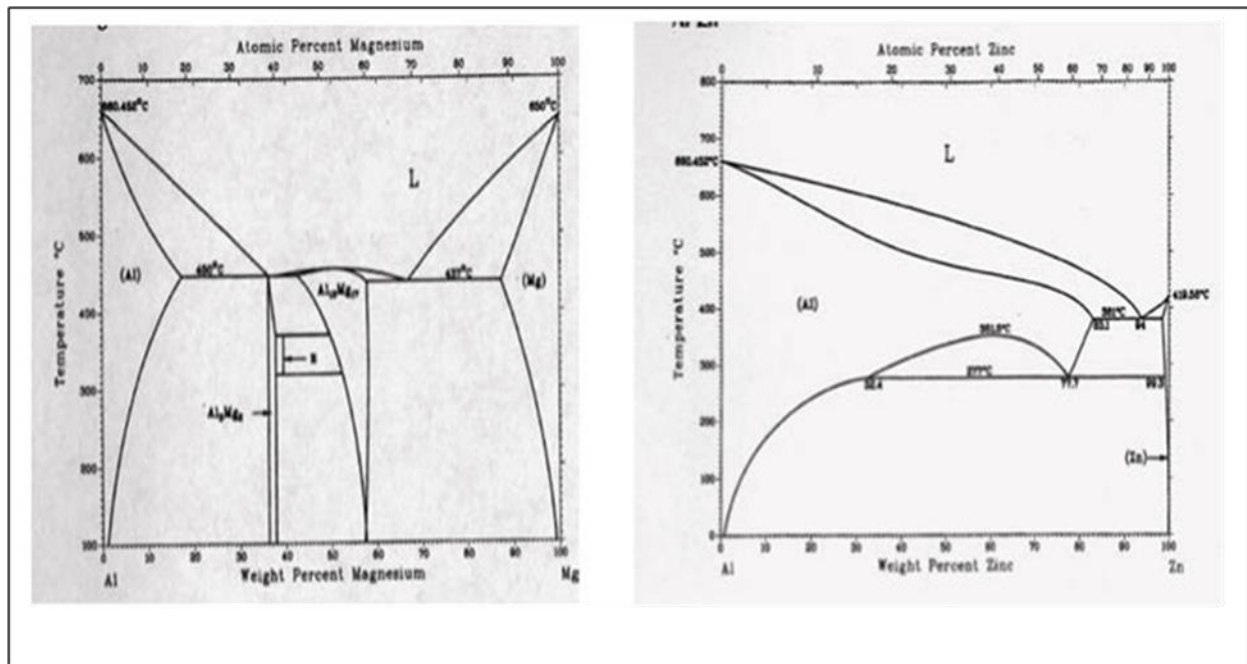


Figure I. 19 Diagramme de phase des binaires (a) Al-Mg (% en poids de Mg), (b) Al-Zn (% en poids de Zn), [15].

I.9.1. Caractérisation de la SDAS (Secondary Dendrite arm spacing)

La structure dendritique de l'alliage d'aluminium A356 est caractérisée par le paramètre SDAS. Ce paramètre représente la distance entre deux bras dendritiques secondaires. Pour déterminer cette distance, des échantillons issus de chaque niveau de la coulée et de la jante de roue ont été observés par microscope optique suite à un polissage jusqu'au grade 4000. Afin de caractériser la valeur de SDAS, on a adopté la méthode issue de la littérature [93, 94]. Cette méthode consiste à tracer une ligne parallèle à la direction de croissance des dendrites primaires. La SDAS est obtenue par une mesure de la moyenne des segments de droite obtenus par le croisement de la ligne tracée et les branches des dendrites secondaires. Cette méthode est illustrée dans la Figure I.21.[16]

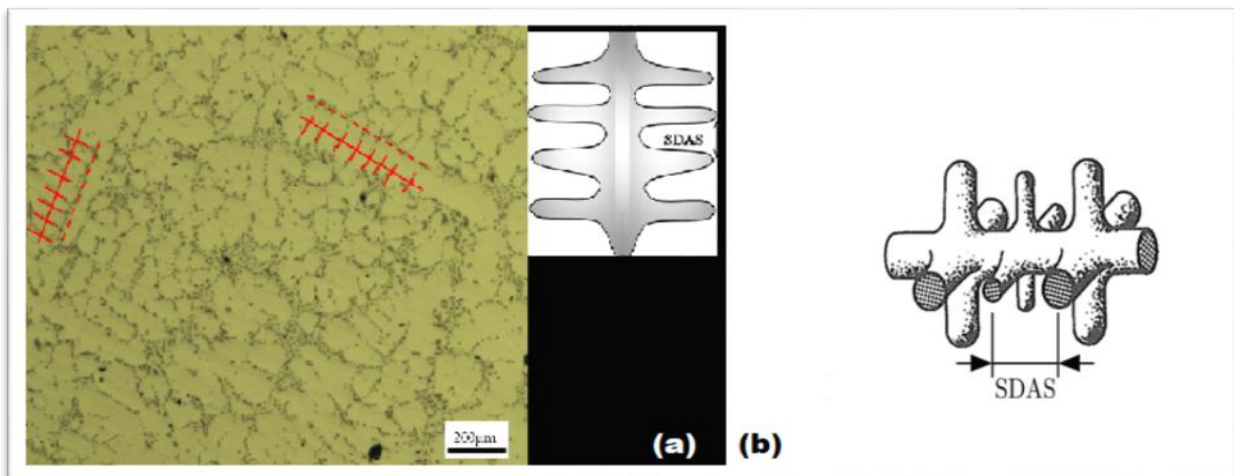


Figure I. 20 (a) Méthode de mesure de la SDAS (b) L'espace interdendritique secondaire (SDAS) est schématisé [16]

Le SDAS est plus utilisé que la taille de grains pour caractériser la finesse de la microstructure et évaluer certaines propriétés mécaniques des pièces moulées. En effet, la figure 1.4a montre que l'allongement à rupture et la résistance mécanique augmentent lorsque la taille des dendrites diminue. Le SDAS est principalement lié au taux de refroidissement (voir figure 1.4b) [WAN 01b] et représente un indicateur robuste des caractéristiques mécaniques du matériau. Une pièce présentant une microstructure fine due à un taux de refroidissement élevé présentera peu de ségrégation, de cavités de retrait, de criques à chaud et la taille des pores y sera minimisée, ce qui, in fine, aboutira à de bonnes propriétés mécaniques

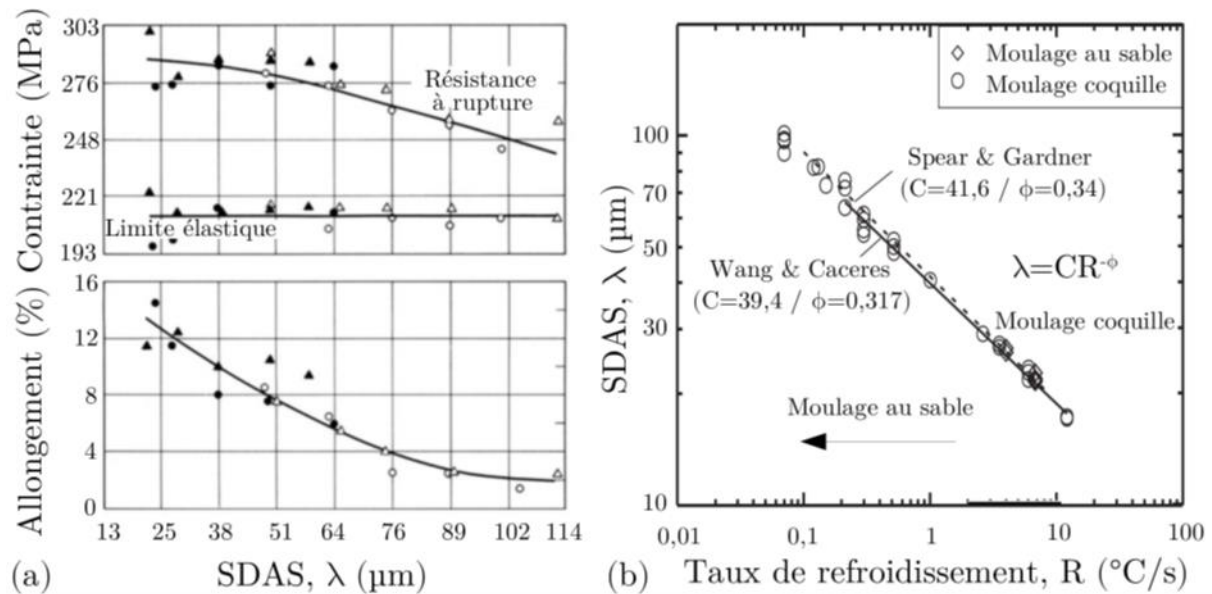


Figure I. 21 (a) Propriétés mécaniques d'un alliage d'aluminium A356 en fonction du SDAS et (b) évolution du SDAS en fonction du taux de refroidissement pour un alliage similaire

I.9.2. Phases intermétalliques de Fer

Le fer est une impureté invariablement présente dans l'aluminium, provenant du minerai de bauxite à partir duquel l'aluminium est produit. Dans le traitement des fonderies, les équipements de fusion tels que les pots de four, les poches et autres outils de mélange de fusion sont également des sources de ramassage du fer. La ferraille refondue est un autre moyen par lequel le fer est introduit dans l'alliage. La dilution est le seul moyen pratique d'éliminer le fer. Par conséquent, le coût d'un alliage d'aluminium devient inversement proportionnel à sa teneur en fer.

La quantité de fer autorisée par les spécifications ANSI/ASTM (0,8 à 1,0 % maximum) dans les alliages de moulage d'aluminium est relativement faible, en particulier dans le cas des alliages de moulage en sable et en moule permanent, car des teneurs plus élevées nuisent à la capacité d'alimentation et aux propriétés mécaniques (en particulier la ductilité). Les spécifications permettent normalement la présence de beaucoup plus de fer dans les alliages pour les moulages sous pression et les moulages en moule permanent afin de réduire le soudage sous pression. Les vitesses de refroidissement beaucoup plus élevées associées à ces procédés de coulée conduisent à la précipitation de micro constituants plus fins et donc moins nocifs.[18]

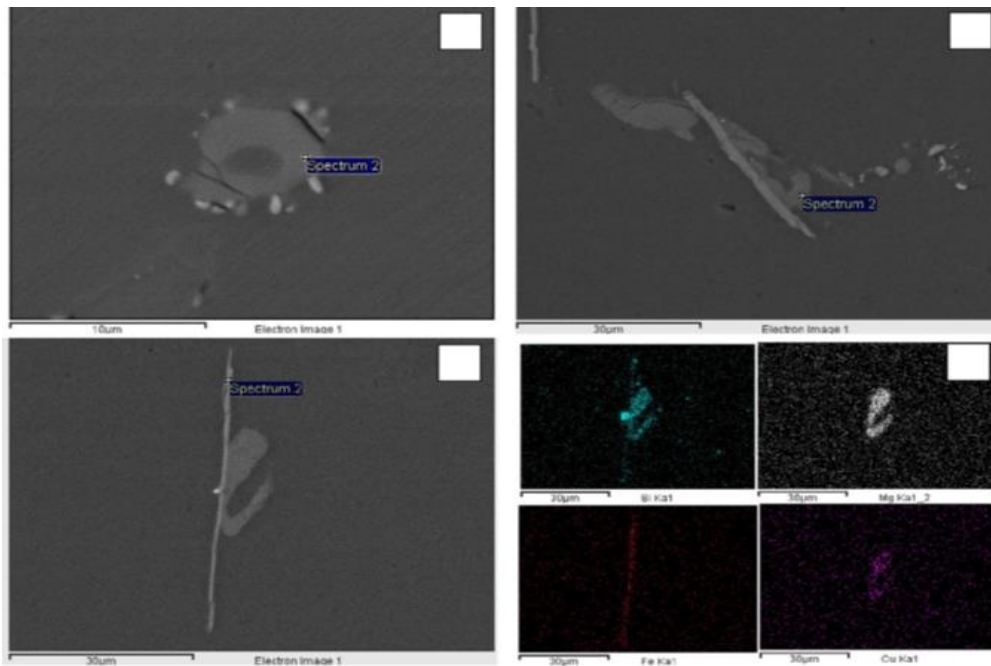


Figure I. 22 Micrographies électroniques montrant. (a) La phase π . (b)(c) la phase β -Fe et Q (d) Mapping EDS

a. Formation fragmentation et dissolution des intermétallique de fer

L'aluminium forme une variété de composés intermétalliques avec ses éléments d'alliage. Ces composés sont en fait des solutions solides qui ont une capacité substantielle à dissoudre d'autres éléments. Leur composition, bien qu'exprimée sous forme de formules chimiques, varie. De plus, les atomes de soluté dans les intermétalliques riches en Fe occupent souvent les positions de réseau Al, Fe et Si. La substitution de Mn et Cr pour Fe est si courante que ces trois éléments sont souvent regroupés dans les formules chimiques. Les particules intermétalliques de fer peuvent généralement être divisées en trois morphologies différentes : plaquette mince (phase intermétallique de fer β -Al₅FeSi), écriture chinoise (phase intermétallique de fer α -Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂) et cristaux polyédriques. [18]

La figure I.24 montre des exemples des trois types intermétalliques de fer. Il convient de mentionner que les plaquettes de fer β apparaissent sous forme d'aiguilles dans une micrographie optique. Par conséquent, les termes « β -aiguille » et « (β -platée) » sont souvent utilisés de manière interchangeable pour indiquer la phase intermétallique du fer β -Al₅FeSi.

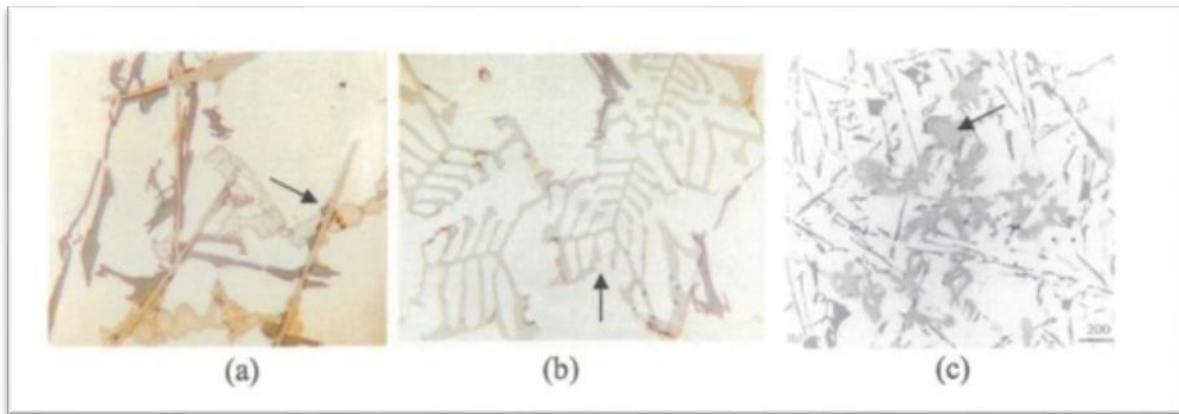


Figure I. 23 Micrographies optiques montrant (a) β - Al_5FeSi , (b) α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$, (c) boues ferreux intermétalliques (flèches) [18]

b. La phase β – Fe

Cet intermétallique est une phase aciculaire monoclinique dont la composition chimique est de 27,4 % de fer, 13,6 % de silicium et 58,2 % d'aluminium, les paramètres de maille sont $a = b = 6,12\text{Å}$, $c = 41,5\text{Å}$, $\alpha = 91^\circ$, et la densité est de $\sim 3,30 - 3,35 \text{ g/cm}^3$. Ces cristaux apparaissent sous la forme d'aiguilles (en fait de plaquettes en trois dimensions) qui sont de couleur gris clair lorsqu'elles sont observées au microscope optique. La phase cristalline β - Al_5FeSi croît selon un mode de croissance latéral ou à facettes. Ces cristaux sont délimités par des plans à croissance lente de faibles indices. Comme ces surfaces sont relativement lisses à l'échelle atomique, tout atome supplémentaire du liquide trouve peu de possibilités de rejoindre l'interface. Ainsi, leur croissance est restreinte et, par conséquent, lente. Ce type de croissance se produit à de faibles forces motrices ou à des vitesses de refroidissement lentes, c'est-à-dire à de faibles degrés de sous-refroidissement, ΔT .

Mondolfo a résumé les principaux facteurs qui contribuent à la formation de la phase β -fer Al_5FeSi : a) un rapport Fe/Si proche de l'unité, b) une faible vitesse de refroidissement $\sim 0,8^\circ\text{C/s}$, et c) un faible Mn et Concentration de Cr. La vitesse de refroidissement a un impact direct sur la cinétique d'équilibre et les quantités de fer présentes dans la microstructure. La phase β -fer est cassante et possède une cohérence relativement faible avec la matrice d'aluminium. Sa présence peut diminuer la résistance et la ductilité du produit coulé. La précipitation de ces aiguilles/plaquettes se produit principalement lors d'une réaction pré-eutectique. Mascré a signalé que si les aiguilles β pré-eutectiques détériorent les propriétés mécaniques de l'alliage, celles qui précipitent lors des réactions co-eutectiques et post-eutectiques peuvent, en fait, améliorer les propriétés.

Une explication du mécanisme de dissolution de la phase β - Al_5FeSi tel qu'il est proposé par eux est illustrée à la figure I.25. La solubilité de Fe et Si dans la matrice est plus grande à des points tels que les emplacements des crevasses (A) ou les pointes (B), qu'à la face plate des plaquettes. Pendant le traitement à haute température, le transport de masse de soluté se produit à partir de zones de haute énergie. La diffusion d'atomes de soluté et d'atomes de matrice aux

emplacements A et B conduira à la dissolution des plaquettes en phase β , provoquant une fragmentation à ces points. [18]

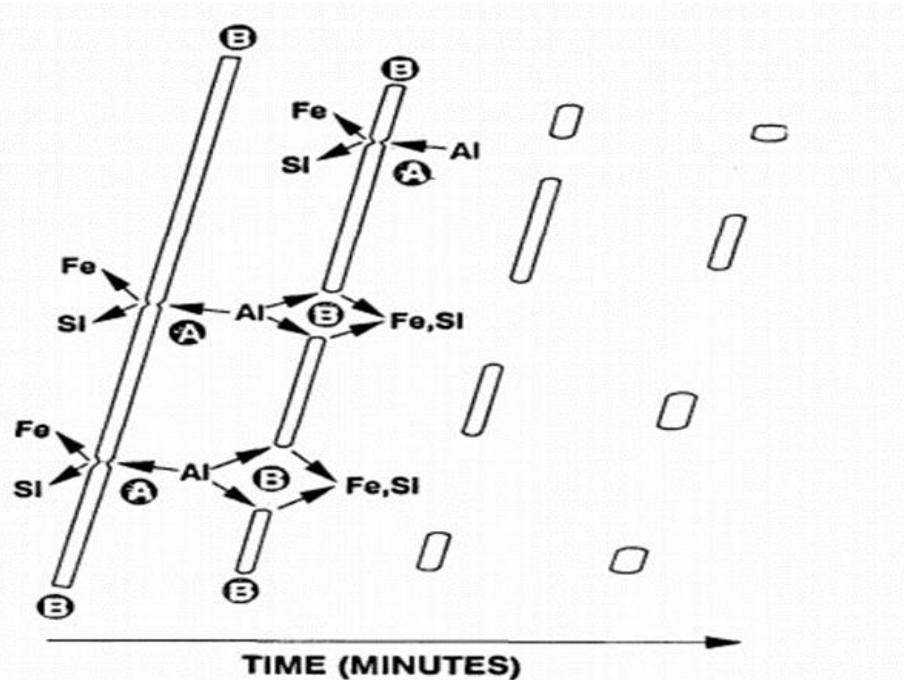
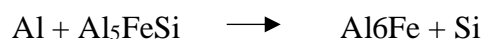


Figure I. 24 Illustration schématique du mécanisme de fragmentation et de dissolution de la phase β -Al₁₅FeSi.

Le traitement thermique en solution s'est avéré accélérer la dissolution de la phase de fer β , avec une longueur d'aiguille β minimale étant atteinte après 30 h à 540°C dans les alliages non modifiés, et après 10 h dans les alliages modifiés au Sr. La dissolution de la phase de fer- β s'est produite par la décomposition de Al₁₅FeSi en Al₆Fe et Si comme suit :



c. 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. [19]

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 Al₁₅(FeMnCr)₃Si₂ (Sludge)[19]

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 point d'ancrage pour les inclusion 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. [17]

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

La phase α -Fe sous forme d'écritures chinoises se précipite lors de la solidification eutectique a 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.

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

Jorstad a défini le Sludge Factor comme suit :

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

Plus la valeur de ce facteur augmente, plus la quantité des phases polyedrales augmente, ces phases commencent a apparaitre lorsque la valeur du Sludge Factor atteint environ 1,25%.

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.

**CHAPITRE II : LES
TRAITEMENTS THERMIQUES
DES ALLIAGES D'ALLER DE
FONDERIE**

II.1. INTRODUCTION

Chaque étape du processus de fabrication d'un produit mécanique génère des déformations. Celles-ci sont inhérentes aux procédés de mise en forme, comme par exemple le forgeage, le pliage, et ces déformations sont visibles à l'œil. Cependant, d'autres déformations, non voulues et non visibles à l'œil, sont causées par d'autres procédés, comme les traitements thermiques. Pour en comprendre l'origine, ces déformations font l'objet de travaux de recherches afin de les modéliser et les minimiser. Néanmoins, à cause de la complexité de tout processus de fabrication, aucune fonction analytique n'a été développée jusqu'à présent pour modéliser les déformations le long de la chaîne de fabrication.

Les traitements thermiques ne sont pas seulement destinés à affecter le niveau de résistance mécanique, ils sont susceptibles d'influencer un grand nombre d'autres propriétés parfois très importantes pour les utilisateurs.

Les traitements thermiques sont constitués par un certain nombre d'opérations combinées de chauffage et de refroidissement ayant pour but :

- A. D'améliorer les caractéristiques des matériaux et rendre ceux-ci plus favorables à un emploi donné, à partir des modifications suivantes :
 - Augmentation de la résistance à la rupture et de la limite élastique R_m , R_e , $A\%$ en donnant une meilleure tenue de l'élément.
 - Augmentation de la dureté, permettant à des pièces de mieux résister à l'usure ou aux chocs.
- B. De régénérer un métal qui présente un grain grossier (affiner les grains, homogénéiser la structure) cas des matériaux ayant subi le forgeage.
- C. De supprimer les tensions internes (écrouissage) des matériaux avant subit une déformation plastique à froid (emboutissage, fluotournage).

Hormis le recuit de recristallisation qui permet de supprimer l'écrouissage, les traitements thermiques ne s'appliquent pas aux métaux purs, mais seulement à quelques alliages pour lesquels une augmentation de la limite d'élasticité et une diminution de la fragilité sont principalement recherchées. En général, les traitements thermiques ne modifient pas la composition chimique de l'alliage.

II.2. DEFINITIONS ET PROCÉDES DES TRAITEMENTS THERMIQUES

Le traitement thermique est un processus contrôlé utilisé pour modifier la microstructure de matériaux tels que les métaux et alliages afin d'obtenir des propriétés qui améliorent la durée de vie d'un composant ; par exemple, en augmentant la dureté de surface, la résistance à la température, la ductilité et la résistance.

Effectuer un traitement thermique sur une pièce, c'est faire subir à celle-ci une variation de la température en fonction du temps. Le procédé de traitement thermique se compose de (figure)

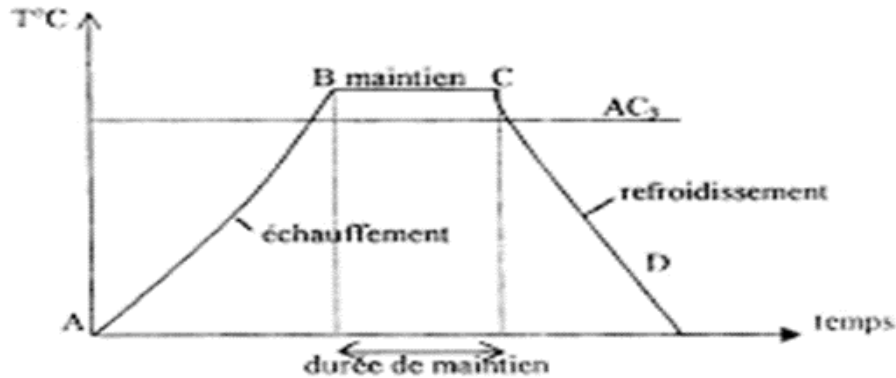


Figure II. 1 Le procédé de traitement thermique

- AB : L'échauffement à des températures supérieures aux températures de transformation (par exemple : AC₃).
- BC : Maintient à une température définie.
- CD : Refroidissement avec une vitesse donnée :
 - Lente (dans le four, à l'air).
 - Assez rapide (dans l'huile).
 - Très rapide (dans l'eau).

II.3. DESIGNATION

Il existe plusieurs façons de présenter une pièce faite d'un alliage d'aluminium. De façon générale, on a les cinq désignations suivantes : F, O, W, T et H, qui représentent le traitement thermique ou le durcissement subi par la pièce. Les pièces portant la mention F sont livrées telles que produites. Ces pièces ont été mises en forme sans qu'il n'y ait un certain contrôle des conditions thermiques ou des contraintes de mise en forme. Les pièces de type O ont subi un recuit et une recristallisation. Cela est utilisé sur les produits coulés, pour avoir une meilleure ductilité ou pour une meilleure stabilité des dimensions. Le symbole O peut être suivi d'un chiffre, pour avoir plus de précisions sur le traitement utilisé. Les pièces identifiées d'un W ont subi une mise en solution, suivie d'une trempe. Cela est utilisé seulement pour les pièces qui ont un vieillissement naturel rapide qui se produit immédiatement après la mise en solution. Le temps requis au vieillissement naturel doit être indiqué pour que la désignation soit acceptable, par exemple : W 1 h. Pour être dans la catégorie T, il faut subir un traitement thermique qui fournit un produit stable après la trempe et qui est différent des trois autres traitements.

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

- **T1** : ce traitement englobe les pièces qui ont été refroidies après une mise en forme à haute température et qui ont eu un vieillissement naturel, jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.
- **T2** : ce traitement englobe les étapes suivantes : refroidissement après une mise en forme à haute température, écrouissage et vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.
- **T3** : mise en solution suivie d'un travail à froid (écrouissage) et d'un vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.
- **T4** : mise en solution suivie d'un vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.
- **T5** : refroidissement après une mise en forme à haute température suivit d'un vieillissement artificiel.
- **T6** : mise en solution suivie d'un vieillissement artificiel.
- **T7** : mise en solution et traitement de stabilisation.
- **T8** : mise en solution suivie d'un écrouissage et d'un vieillissement artificiel.
- **T9** : mise en solution suivie d'un vieillissement artificiel et d'un écrouissage.

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

Pour tous les traitements thermiques pour lesquels il n'y a pas de mention de travail à froid, ces alliages n'en ont pas subi. La désignation H représente un état écroui. H1X représente un écrouissage seulement et le X indique le degré d'écrouissage.

–H11 : mou

–H12 : 1/4 dur

–H14 : 1/2 dur

–H16 : 3/4 dur

–H18 : 4/4 dur

–H19 : extra-dur

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

II.4. TRAITEMENTS THERMIQUES DES ALLIAGES

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

II.5. DURCISSEMENT STRUCTURAL

Le durcissement, comme utilisé ici, exprime un accroissement de la limite élastique. Malheureusement, ce durcissement, ou l'augmentation de la limite élastique, est souvent accompagné d'une diminution de la ductilité. Il y a trois façons principalement utilisées pour

permettre le durcissement : le durcissement par écrouissage, le durcissement par solution solide et le durcissement structural ou par précipitation.

Le durcissement structural, ou le durcissement par des précipités, se produit lors de la majorité des traitements thermiques industriels. Le but est d'obtenir une répartition optimale des précipités dans la matrice. Ces précipités sont formés par un processus enclenché par une mise en solution à haute température, grâce à laquelle le soluté est dissout dans la matrice et ensuite figé lors de la trempe. Cela produit une solution sursaturée à la température ambiante, qui a tendance à revenir à l'équilibre en créant des précipités stables de soluté. Cette dernière étape étant très lente à la température ambiante, on a souvent recourt à un vieillissement artificiel pour accélérer le processus. Les propriétés mécaniques des alliages dépendent de la grosseur et de la répartition de ces précipités. Lors de ces traitements, deux sortes de précipités peuvent être formés : des précipités cohérents avec la matrice et des précipités incohérents (figure I).

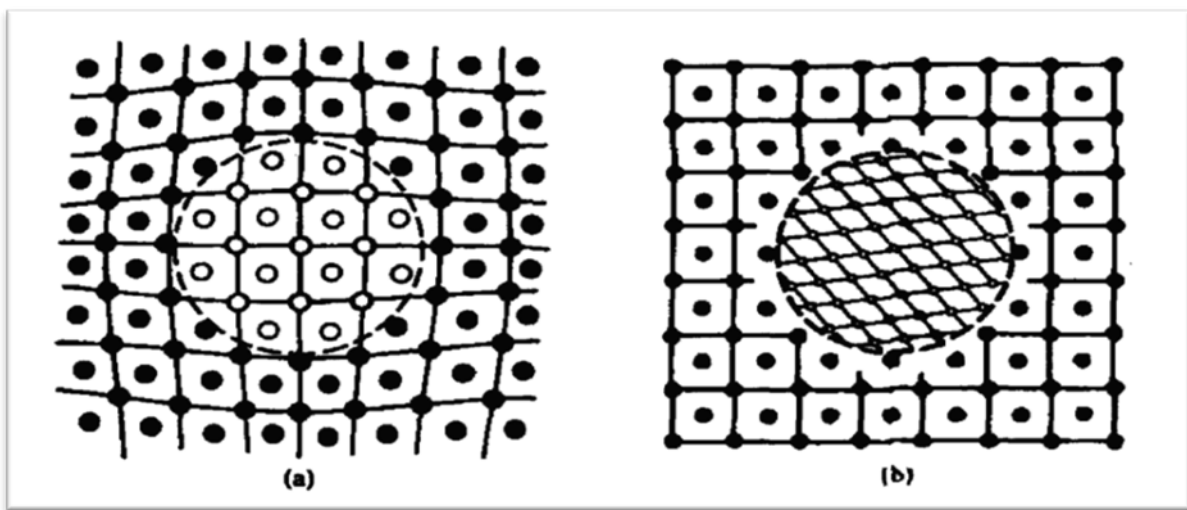


Figure II. 2 (a) précipité cohérent, (b) précipité incohérent

II.6. MISE EN SOLUTION

Pour être traités thermiquement et pour obtenir un durcissement par précipitations, les alliages doivent être composés d'éléments solubles en excès à la température ambiante. Ainsi, pour qu'un alliage d'aluminium contenant un élément allié quelconque soit traitable thermiquement, il faut que la solubilité à l'état solide de l'élément allié augmente avec la température (400 C à 600 C suivant les alliages considérés). La mise en solution se fait en chauffant et en maintenant assez longtemps le métal à haute température, pour laisser aux éléments le temps de se transformer en solution solide.

Le temps requis dépend de plusieurs conditions : de l'alliage, de la grosseur de la pièce, de la méthode de coulée utilisée et de la microstructure. Par ailleurs, le principal critère déterminant la durée du traitement de la mise en solution, c'est qu'il soit suffisamment long pour permettre la dissolution des particules primaires formées durant la coulée et pour assurer la diffusion des éléments dans la matrice d'aluminium. Une fois la dissolution des éléments en

solution solide complétée, la résistance mécanique de l'alliage ne tire plus aucun avantage à prolonger le temps de mise en solution, mais cela peut améliorer la ductilité.

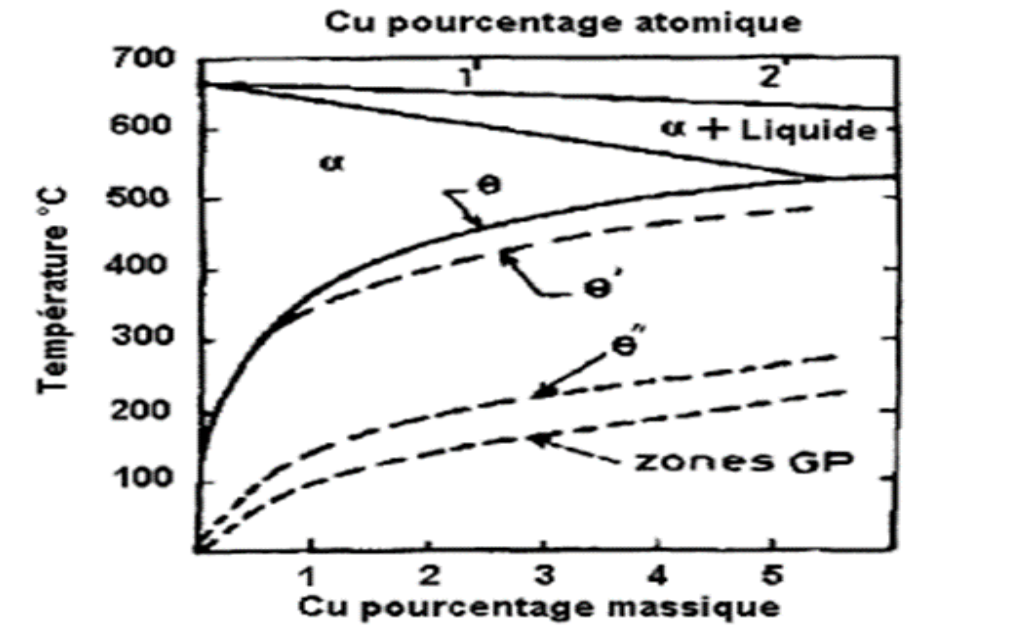


Figure II. 3 Limite de solubilité des différents stades de développement des précipités

La température de mise en solution dépend de chaque alliage. Il est plutôt difficile de trouver la température qui favorisera un maximum de solution solide, lorsque l'alliage est composé de plusieurs éléments. De plus, la température ne doit pas être trop élevée, pour éviter les zones fondues ou une surchauffe. De façon générale, il ne faut pas excéder la température de fusion de l'eutectique, tout en la maintenant plus élevée que la température de formation de la deuxième phase. Si la température est trop élevée et qu'elle se trouve au-dessus de la température eutectique, le métal se fragilise car il y a apparition de zones fondues aux joints de grain. Le taux d'humidité dans le four peut aussi être un problème s'il est trop élevé. Cela peut provoquer de l'oxydation à haute température ou une certaine détérioration des pièces. L'hydrogène atomique, formé lorsque l'atmosphère humide du four réagit avec l'aluminium en surface, se diffuse dans le métal et se recombine en molécules dans les lacunes et autres porosités. Il y a alors la formation de cloches ou d'ampoules qui affaiblissent l'alliage. De très petites lacunes peuvent aussi être formées dans les alliages d'aluminium qui contiennent du magnésium. Les phases solubles contenant du magnésium ont tendance à laisser de très petites lacunes quand elles se dissolvent.

Lors de la mise en solution des alliages de fonderie, il se produit deux changements plus ou moins importants. Premièrement, la formation de précipités métastables, comme le β' - Mg_2Si , provoque des micros contraintes qui conduisent à une baisse générale de la ductilité. Deuxièmement, la mise en solution provoque des changements dans la morphologie des cristaux de silicium. L'effet premier est l'arrondissement des coins des particules de silicium. La sphéroïdisation des particules est grandement accélérée par la modification au strontium.

II.7. TREMPE

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

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

De façon générale, plus le refroidissement est rapide, plus la résistance et la force des alliages sont élevées, car le nombre de lacunes sera d'autant plus important. Un faible taux de refroidissement permet aux lacunes de migrer vers des endroits libres et de s'annihiler. Par contre, un taux de refroidissement très rapide n'a pas que des avantages. Un refroidissement trop rapide peut causer des distorsions ou des déformations dans les pièces et provoquer un très haut degré de contraintes internes. De plus, la ductilité baisse radicalement avec l'augmentation de la vitesse de refroidissement.

Les différentes vitesses de refroidissement ont encore plusieurs autres effets. Un refroidissement rapide permet de minimiser la précipitation des atomes de soluté aux joints de grains ou sur des dispersoïdes. Ces atomes sont perdus, car ils ne participent plus au renforcement de l'alliage. D'un autre côté, un refroidissement plus lent peut améliorer la résistance à la rupture par corrosion de certains alliages.

II.7.1. Milieux de trempe

Par ordre de sévérité décroissante

- Solutions d'eau et de sel
- Eau
- Huiles
- Brouillards (air contenant des gouttelettes d'eau)
- Bains fluidisés (courant gazeux contenant des particules en suspension)
- L'air et les gaz

II.7.2. Courbes de refroidissement

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

présente la figure 2., le refroidissement lors de la trempe à l'eau commence assez lentement, car il y a formation d'un film de vapeur isolant qui se développe autour de la pièce. Ce film de vapeur empêche l'eau de mouiller la surface et est caractérisé par un faible taux de transfert de chaleur. Il se produit ensuite une zone où le film de vapeur devient instable et où il y a un mouillage intermittent qui se produit. Lorsque la température diminue, la couche de vapeur se désintègre et un mouillage permanent se produit. Dans cette zone, le transfert de chaleur devient très rapide et le reste jusqu'à la fin de la trempe. La courbe de refroidissement de la trempe à l'air n'a pas ces variations de taux de refroidissement, elle montre plutôt un refroidissement quasi constant du début à la fin.

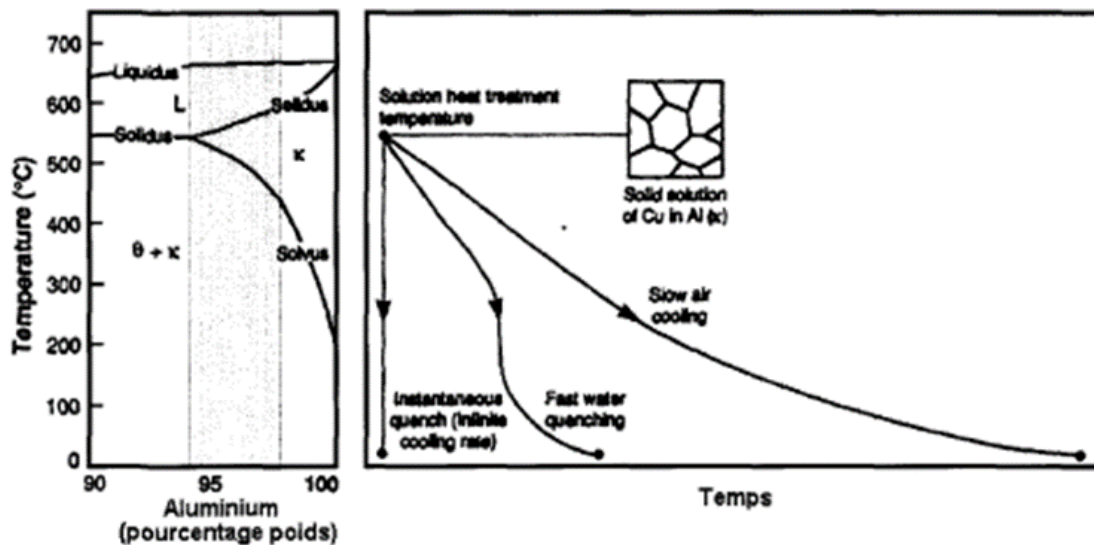


Figure II. 4 Courbe de refroidissement d'un alliage aluminium-cuivre

Avec les diagrammes Temps-Température-Propriétés (TTP), il est possible d'identifier une zone de température dans laquelle le refroidissement doit être le plus rapide possible afin d'obtenir les meilleures propriétés possibles. La zone de température critique pour la précipitation de la majorité des alliages d'aluminium se situe entre 290 et 400°C. La figure 2.23 présente la zone de refroidissement critique d'un alliage d'aluminium. La trempe est de meilleure qualité lorsque le refroidissement dans cette zone est rapide. Dans les deux courbes de refroidissement présentées ci-dessus, les pièces dont la courbe est améliorée demeurent quatre fois moins longtemps dans la zone de refroidissement critique que lors d'un refroidissement typique. Il est recommandé que le taux de refroidissement dans cette zone soit plus élevé que 100°C par seconde

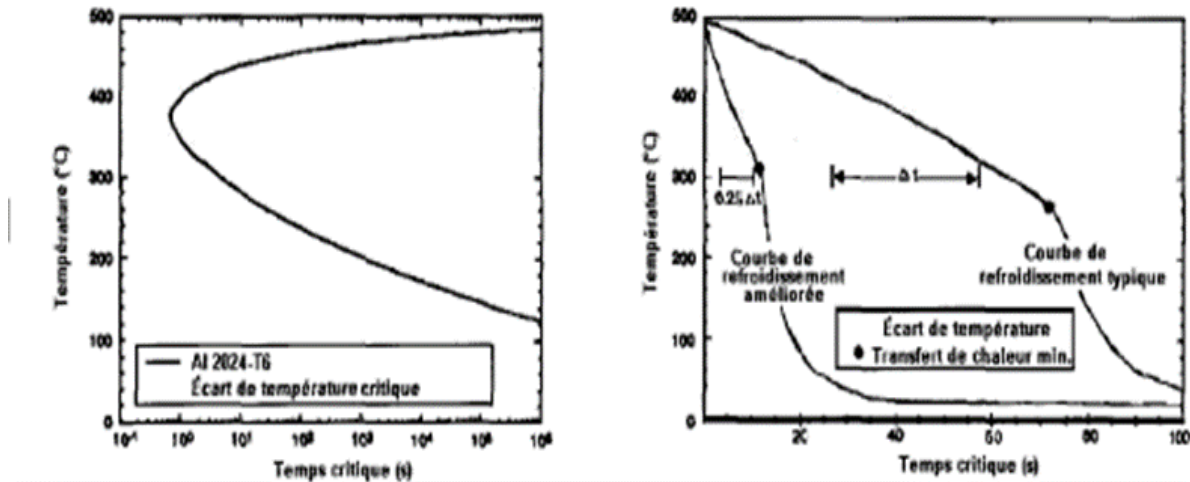


Figure II. 5 Courbe en C représentant 99,5% de la dureté maximale atteignable pour un alliage Al-2024-T6 ainsi que des courbes de refroidissement dans la zone de refroidissement critique.

II.7.3. Vitesse critique de trempe

Le résultat est obtenu uniquement si la vitesse de trempe (vitesse de refroidissement du métal) est supérieure à la vitesse critique de trempe. Dans le cas contraire, si la vitesse est insuffisante, on obtient la formation de précipités grossiers de taille et de forme ne permettant pas d'obtenir les caractéristiques mécaniques recherchées.

Cette vitesse critique de trempe est fonction de l'alliage (exemple : 18°C/s pour le 2017 et 100°C/s pour le 7075). Pour obtenir le bon résultat, il faut que la vitesse de trempe soit supérieure à la vitesse critique en tous points du volume de la pièce trempée. Pour des pièces massives, la vitesse variera fortement entre le cœur de la pièce et sa périphérie. Ainsi dans certains cas, les caractéristiques mécaniques seront plus faibles dans la partie centrale de la pièce à l'issue du traitement thermique.

Il faut veiller à ce que le temps de transfert entre le four et le bac de trempe soit suffisamment court pour que la pièce n'atteigne pas une température trop faible avant d'être refroidie par le fluide de trempe. La vitesse de refroidissement à l'air étant faible et dans la majorité des cas supérieure à la vitesse critique. Ce point est particulièrement vrai dans le cas de pièces minces

II.8. LE VIEILLISSEMENT

Le terme vieillissement désigne l'évolution (généralement défavorable) des propriétés d'un matériau au cours du temps par interaction en volume avec un facteur physique environnant. Bien que la distinction soit parfois difficile, le terme de corrosion désigne plus spécifiquement une dégradation et/ ou une perte de matière par réaction chimique du matériau avec son environnement, réaction qui se produit en surface de la pièce considérée. L'usure est une perte de matière d'origine mécanique, consécutive au mouvement relatif de deux surfaces solides en contact.

L'évolution des propriétés mécaniques d'un métal écroui soumis à une température supérieure ou égale à environ $0.5 T_{\text{fusion}}$ par restauration ou recristallisation constitue un exemple typique de vieillissement thermique

II.8.1. Vieillissement naturel

Les alliages traités thermiquement voient leurs propriétés changées une fois revenus à la température ambiante après leur traitement thermique. Ceci est appelé vieillissement naturel. Le taux de vieillissement change selon le type d'alliage et également dans un type d'alliage, de sorte que le vieillissement naturel est stable pouvant durer de quelques jours jusqu'à plusieurs années.

II.8.2. Vieillissement artificiel

Il consiste en un chauffage à une température au-dessus de la température ambiante, et en maintient selon les objectifs désirés et la nature du matériau traité, la précipitation s'accélère et la dureté augmente encore par comparaison au vieillissement naturel. Ceci est appelé vieillissement artificiel et il est effectué à des températures allant jusqu'à 240°C (100 à 240°C dans le cas de la série 6000) Pendant le vieillissement artificiel à une température donnée, la dureté augmente jusqu'à atteindre une valeur maximale après un temps de maintien donné.

II.9. TRAITEMENTS D'ADOUCCISSEMENT

Ils ont pour but d'adoucir un métal ou un alliage durci par écrouissage ou par trempe structurale. Dans les cas de l'écrouissage, ce sont les traitements de restauration et les recuits de recristallisation. Ces traitements ont des effets semblables à ceux décrits pour l'aluminium. Seules les températures de traitement sont plus élevées pour les alliages :

Le traitement de restauration est effectué à 200-300°C pendant une à 8 heures ; la structure ne se modifie pas, pourtant les caractéristiques mécaniques évoluent d'autant plus que la température est plus élevée et le temps de maintien est plus long. Au niveau atomique il n'y a qu'une réorganisation des dislocations engendrées par l'écrouissage : certains s'annihilent, d'autres se réarrangent au joint et sous joints de grains d'où la malléabilité de l'alliage.

Le traitement de recristallisation est effectué à 300-400°C pendant 0.5 à 3 heures ; les atomes se regroupent suivant des nouvelles directions pour former un petit cristal d'orientation quelconque. Avec le temps de nouveaux atomes viennent s'agglutiner autour du petit cristal jusqu'à ce que les nouveaux grains se rejoignent pour donner la structure macrographique de recristallisation primaire. Si l'on augmente la température ou la durée de maintien, on obtient des structures de recristallisation secondaire à très gros grains. Au contraire, Si l'on stoppe ce traitement de recuit par un temps trop court, on obtient des états partiellement recristallisés

CHAPITRE III : LES PROCEDURES EXPERIMENTAL

III.1. INTRODUCTION

Dans ce chapitre les matériaux étudiés, la préparation des échantillons, les étapes expérimentales utilisées pour effectuer les essais de dureté et les observations métallographiques par microscope.

III.1.1. Présentation de laboratoire LERTI :

Le laboratoire d'études et de recherche en technologie industrielle LERTI, spécialisé dans plusieurs domaines : Science des matériaux, Tribologie et traitement de surfaces. Regroupant plusieurs équipes de recherches dont des professeurs, Maîtres de conférences, docteurs et doctorants travaillent dans différents projets de recherches innovants.

III.2. LA PREPARATION DES ECHANTILLONS

Les alliages d'aluminium ont été fournis par nos promoteurs, nous avons appliqué un traitement thermique (la coulée) à quatre échantillons (f1 et f2) de différentes compositions chimiques.

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



Figure III. 1 les alliages d'aluminium coulée.



Figure III.2 Le four utilisé pour le traitement thermique NABERTHERM.

III.2.1. Procédures de fusion fusion coulée

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



Figure III.3 le creuset en graphite utilisé et les moules a cylindre ouvert en acier.



Figure III. 4 les différents échantillons préparés du Fe

III.2.2. La composition chimique

Tableau III. 1

Eléments(%) désignation	Si	Cu	Fe	Mg	Mn	Zn	
f1	11.4	1.974	0.710	0.073	0.289	0.415	
f2	11.01	1.242	1.139	0.105	0.146	0.414	

III.3. PREPARATION METALLOGRAPHIQUE

III.3.1. Le polissage

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

En effet, pour pouvoir observer les détails microscopiques, voire nanoscopiques, de la structure, il faut éliminer les rayures.

Cette opération comporte deux étapes :

a. Polissage abrasion

Cette étape a pour but d'enlever la couche durcie de la surface du métal pendant et pour cela nous utilisons un papier abrasif de granulométrie décroissante 80, 220, 280, 400, 600, 800, 1000, 1200, en utilisant l'eau comme lubrifiant.

On obtient une série de lignes fines, et les lignes sont croisées de 90° après chaque opération. La machine à polir utilisée est du type METASINEX.



/745

Figure III. 5 Polisseuse d'abrasion

b. Polissage de finition

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

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



Figure III. 6 polisseuse de finition

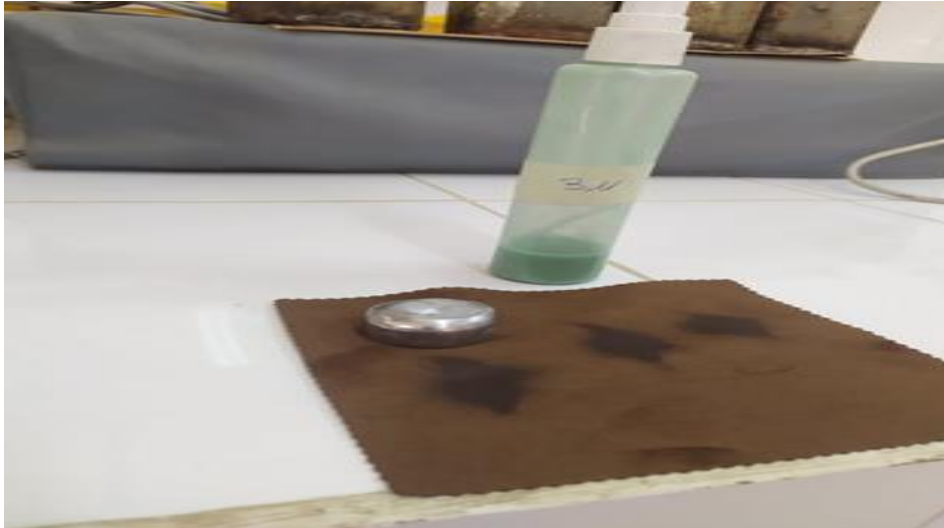
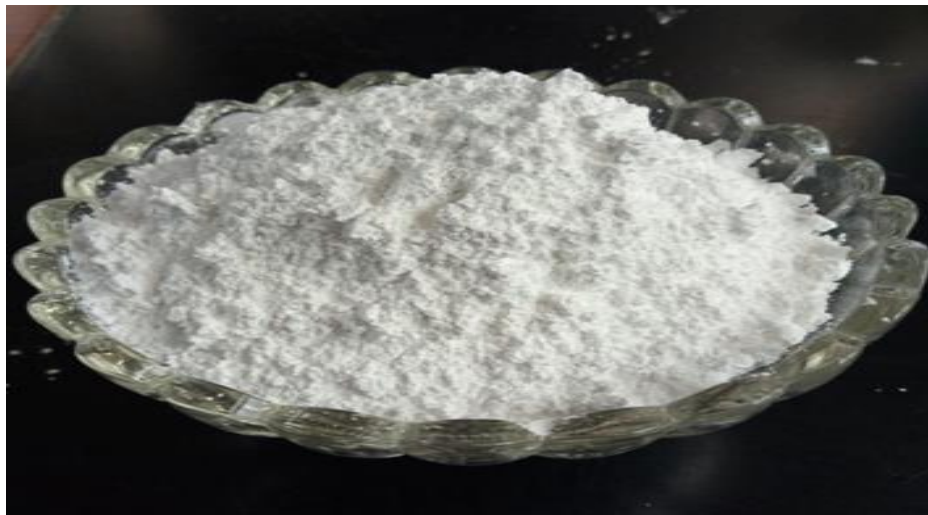


Figure III. 7 le gel diamant

Figure III. 8 L'alumine (Al₂O₃)

III.4. MICROSCOPE OPTIQUE

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

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

Le Microscope utilisé est de type (SCOPE), équipé d'un dispositif permettant la prise des photos de la microstructure observée à l'aide d'un appareil photo connecté à l'ordinateur. L'avantage de la microscopie optique, autre sa grande facilité d'utilisation, il permet l'observation de grandes surfaces et de collecter ainsi une information globale sur l'aspect de la surface observée.

Les micrographies optiques ont été réalisées dans le sens perpendiculaire au flux de diffusion des éléments afin de montrer l'effet du profil de l'élément diffuser sur la microstructure.



Figure III. 9 Microscope optique (SCOPE).

III.5. L'ESSAI DE DURETE

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

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

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

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

Boule de diamètre 2.5 mm

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

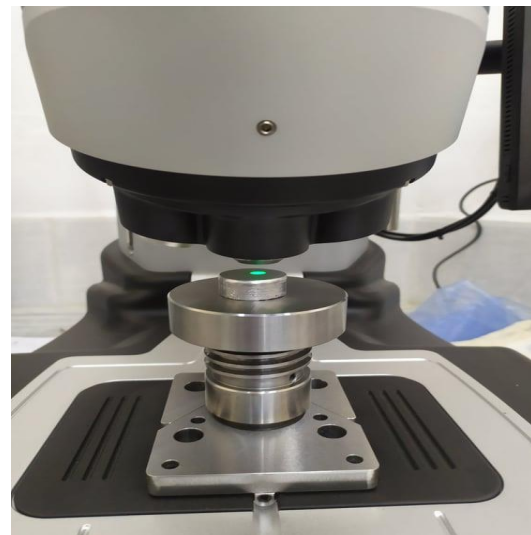


Figure III. 10 : la duromètre utilisé

III.5.1. Principe de fonctionnement

La dureté d'un matériau est une propriété mécanique représentant la résistance à la

Pénétration d'un indenteur dont la forme dépend du procédé d'indentation choisi **figureII-7[16]**

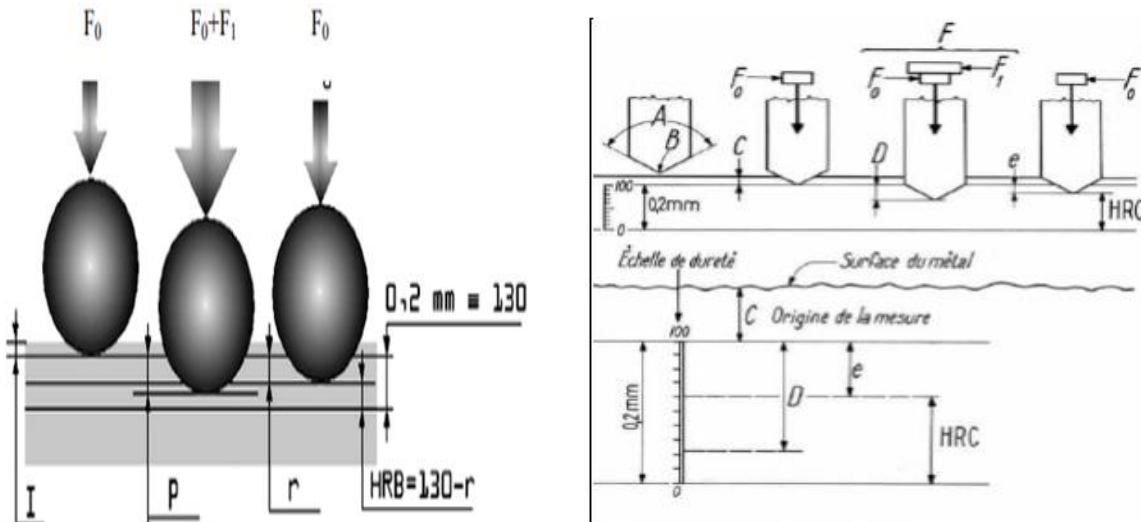


Figure III. 11 Principe de la dureté Rockwell (échelle B, bille en acier) / Méthode de Rockwell (cône).

Pendant l'essai de dureté, il se forme une empreinte d'indentation entourée d'une zone déformée plastiquement. Plus la dureté est élevée, plus l'empreinte et la zone déformée sont réduites. La déformation plastique est le résultat de microdéformations intervenant à l'échelle de la maille cristalline à partir des défauts microstructuraux comme les précipités, les atomes en insertion ou en substitution et les dislocations. Cet essai sert à mesurer la dureté d'un métal en tenant compte de la profondeur à laquelle une pointe pénètre dans le métal lorsqu'on applique une charge donnée. Les essais de dureté peuvent être réalisés à l'aide de plusieurs appareils de mesure. La principale différence entre les divers essais réside dans la forme de la pointe.

Des Duretés de type Rockwell C ont été utilisées sous pré charge de 150 kg

III.6. LES TRAITEMENTS THERMIQUES

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

Les principaux traitements thermiques que nous avons étudiés sont :

- Deux échantillons F1 et F2 ont subi en mise en solution à $T^{\circ}=490^{\circ}\text{C}$ $t=5\text{h}$. par un traitement de vieillissement à 170°C de 12h .
- Un troisième échantillon (F2) ont lui a fait un température de vieillissement de 9h à $T^{\circ}=170^{\circ}\text{C}$.
- Un quatrième échantillon (F2) ont lui a fait un températures de vieillissement de 6h à $T^{\circ}=170^{\circ}\text{C}$.
- Un cinquième échantillon (F2) ont lui a fait un température de vieillissement de 3h à $T^{\circ}=170^{\circ}\text{C}$.

III.6.1. Mise en solution

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



Figure III. 12 Le four (NABERTHERM) en mise en solution.

III.6.2. La trempe

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

III.6.3. Le vieillissement artificiel

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

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

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

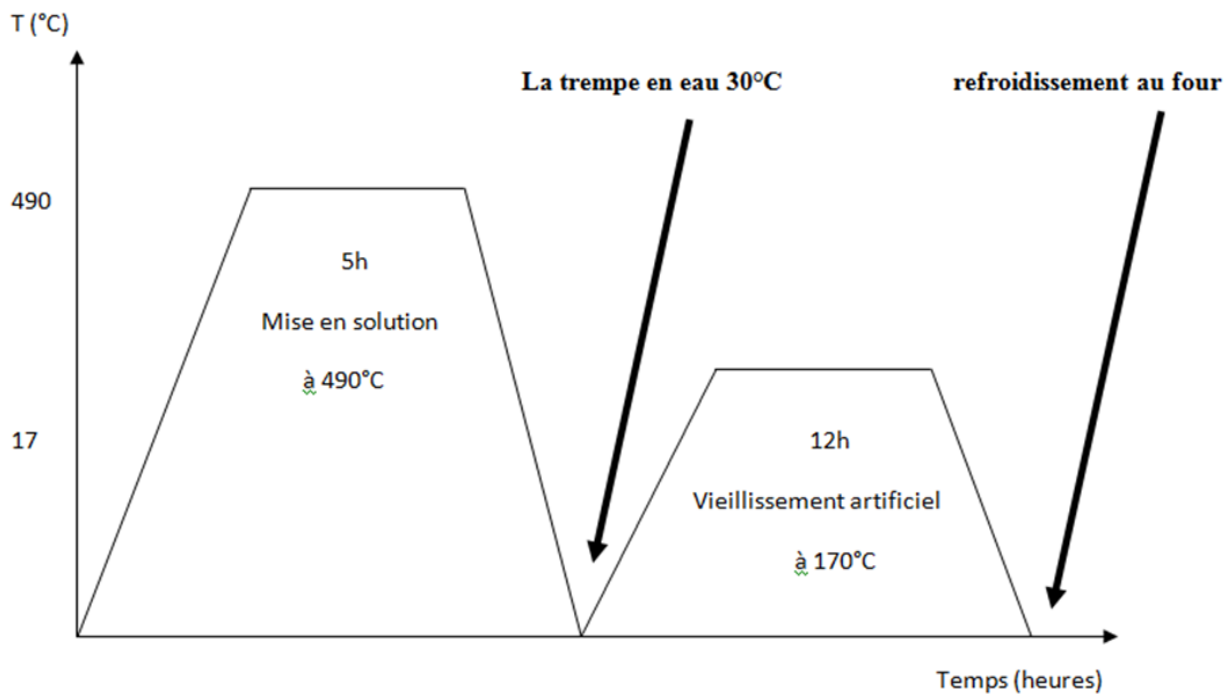


Figure III. 13 Le cycle de différents traitements thermiques d'échantillons.

CHAPITR IV : RESULTATS ET INTERPRETATIONS

IV.1.INTRODUCTION

Dans notre deuxième partie on a mesuré la dureté, est nous avons observé la microstructure de chaque alliage des échantillons (F1, F2) avant et après le traitement thermique. On va se parler essentiellement à la démonstration, l'interprétation et la discussion des résultats expérimentaux obtenus.

IV.2.AVANT LE TRAITEMENT THERMIQUE

IV.2.1. Microstructure

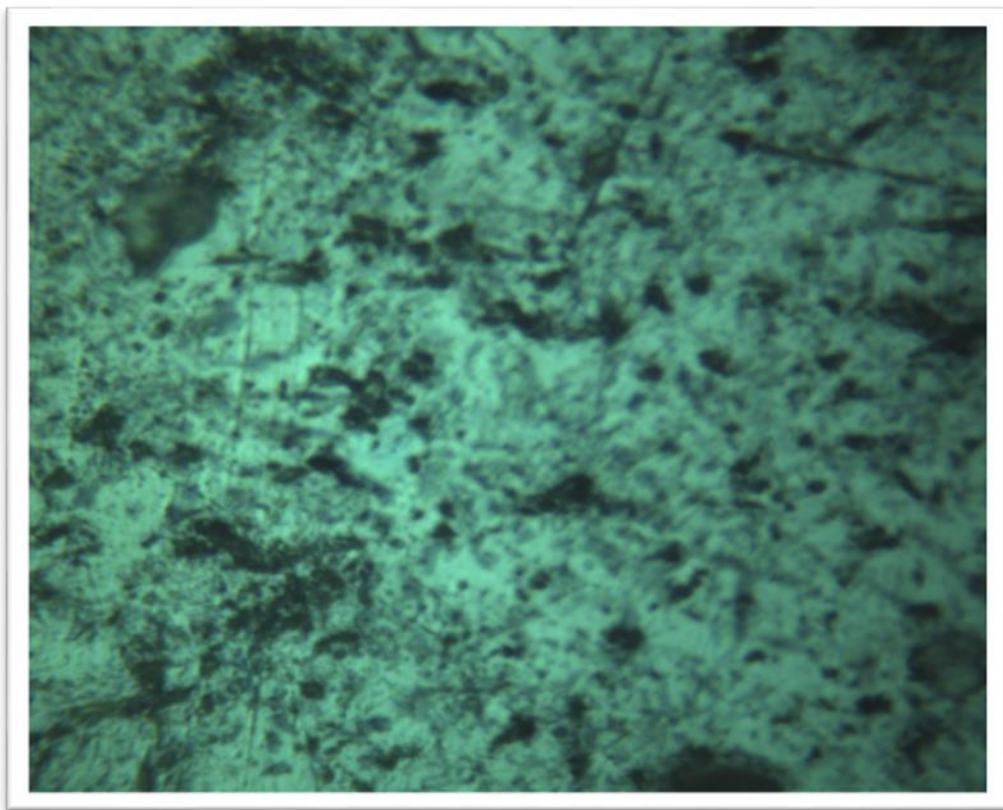


Figure IV. 1 microstructure d'échantillon F1 grossissement X50 avant traitement thermique.

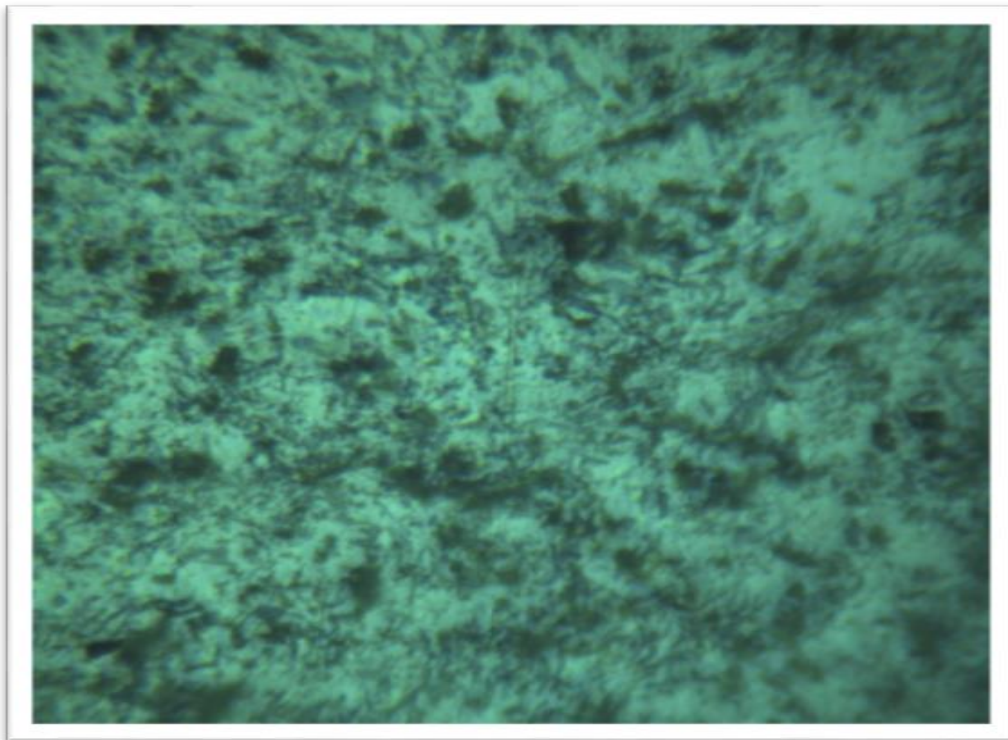


Figure IV. 2 microstructure d'échantillon F2 grossissement X50 avant traitement thermique.

IV.2.2. La dureté

Tableau IV. 1 Les valeurs de dureté des deux échantillons avant TT

	1	Valeur	2	Valeur	3	Valeur	moyenne	ERREUR (±)
F1		76.17		76.2		76.3	76.16	0.15
F2		70.99		71.62		69.94	70.85	0.14

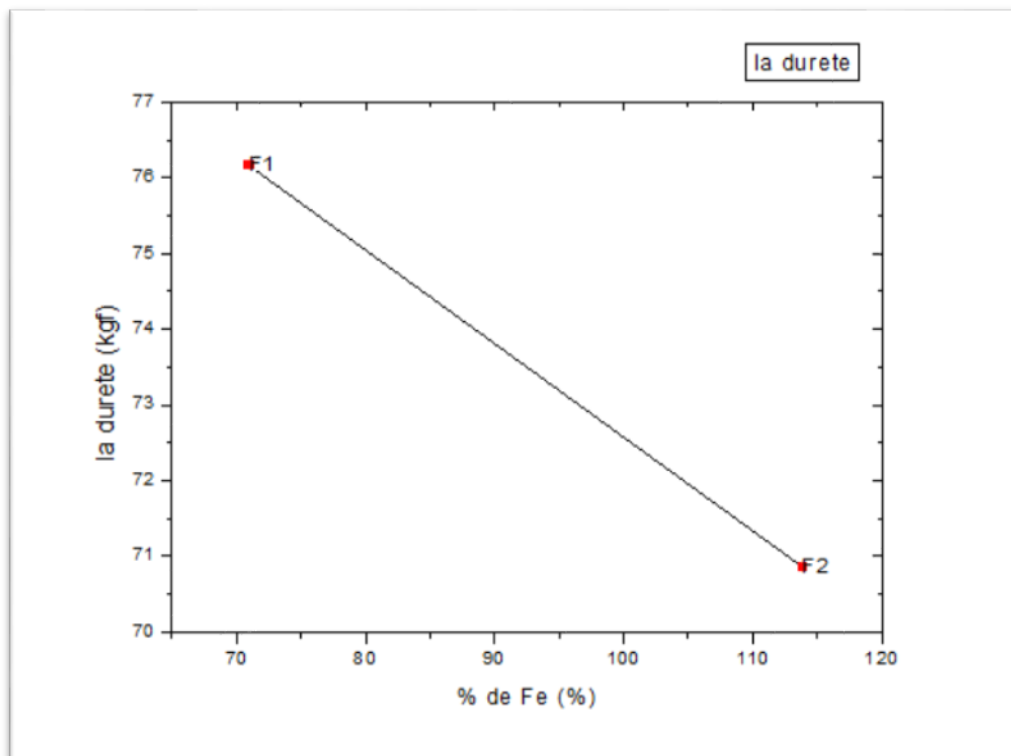


Figure IV. 3 La dureté en fonction de Fe avant traitement thermique

IV.3. APRES TRAITEMENT THERMIQUE

IV.3.1. Microstructure

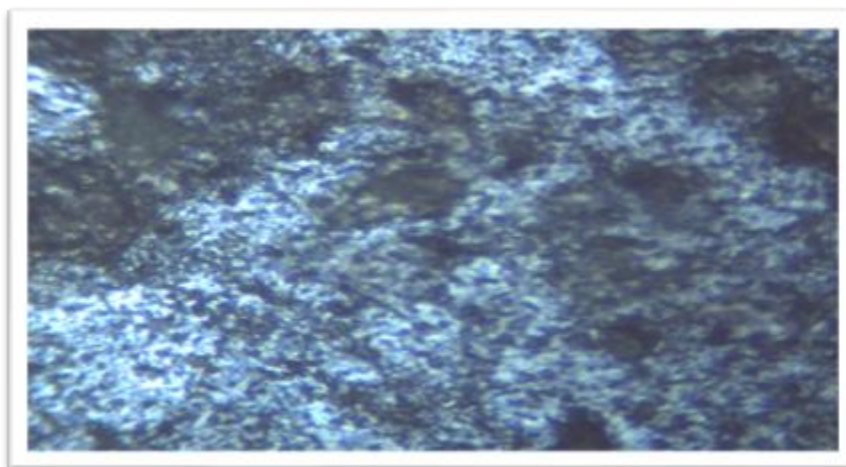


Figure IV. 4 Microstructure d'échantillon F1(12h)grossissement x50 après TT.

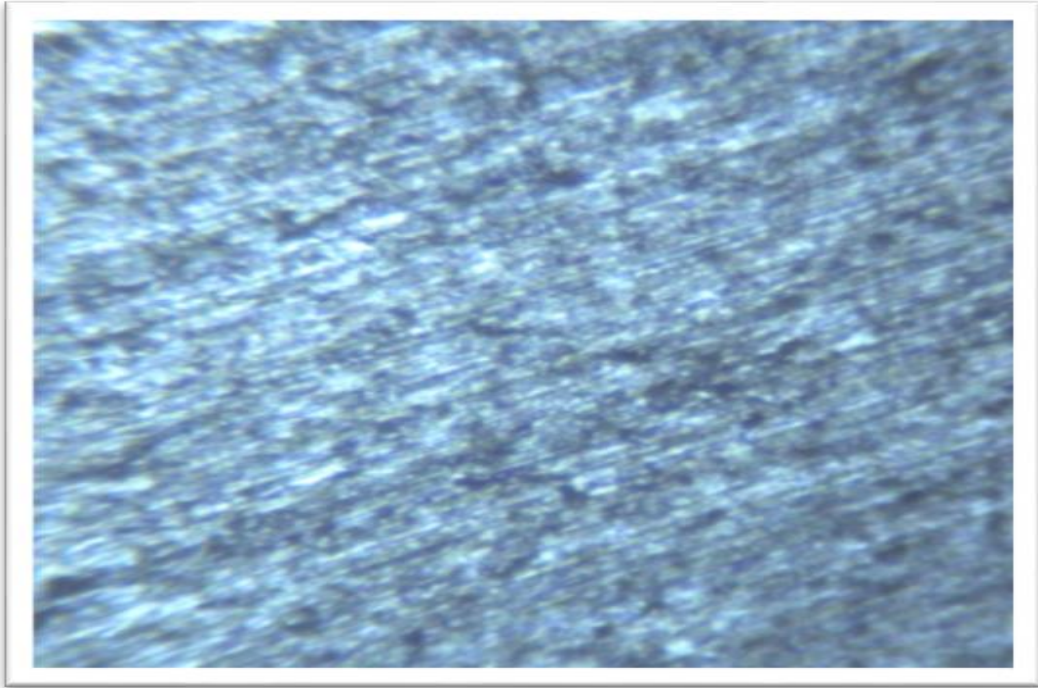


Figure IV. 5 Microstructure d'échantillon F2(9h) grossissement x50 après TT

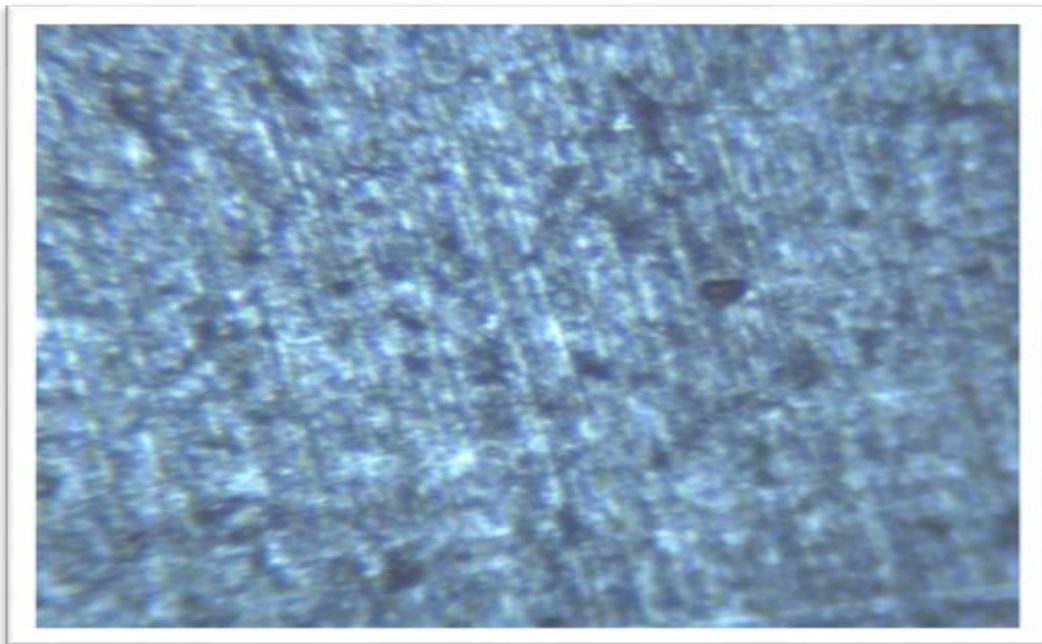


Figure IV. 6 Microstructure d'échantillon F2(6h) grossissement x50 après TT

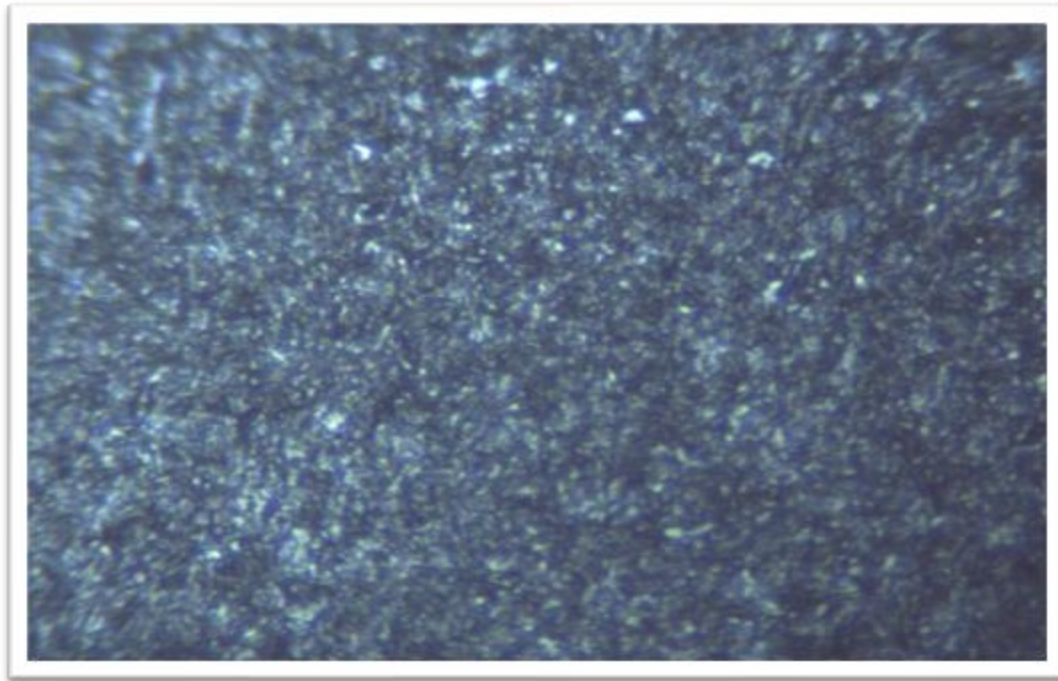


Figure IV. 7 Microstructure d'échantillon F2 (3h) grossissement x50 après TT

IV.3.2. La dureté

Tableau IV. 2 Les valeurs de dureté de quatre échantillons après TT

	1	Valeur	2	Valeur	3	Valeur	moyenne	ERREUR (±)
F1		68.81		67.84		68.80	67.39	1.36
F2[12h]		58.84		59.23		58.08	58.71	0.52
F2[9h]		71.82		72.86		73.40	72.71	0.69
F2[6h]		69.29		69.78		71.47	70.18	1.29
F2[3h]		69.79		70.29		71.82	70.63	1.10

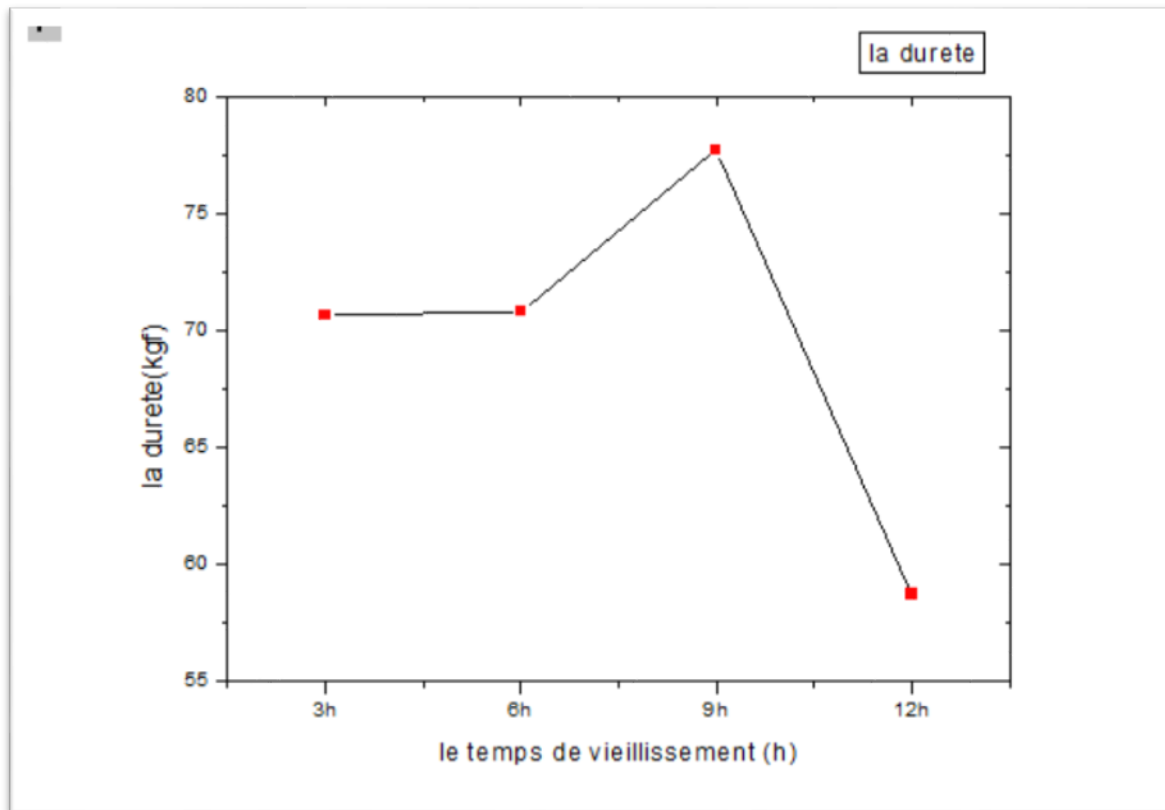


Figure IV. 8 La dureté en fonction de Fe après traitement thermique.

IV.4.L'OBSERVATION ET INTERPRETATION DES RESULTATS

La microstructure des deux alliages avant le traitement thermique consiste en une structure dendritique entre le Silicium secondaire et la matrice α -Al. On note aussi la présence des phases α -Fe sous forme d'écritures chinoises et β -Fe sous forme de longues aiguilles.

Pour les valeurs de dureté des alliages bruts, l'échantillon avec la faible concentration en Fer affiche la meilleure dureté.

Les quatre échantillons de l'alliage F2 ont été soumis à un traitement de mise en solution à 490°C suivi d'une trempe à l'eau et d'un vieillissement de 3h, 6h, 9h et 12h respectivement à 170°C. La courbe de dureté montre que le vieillissement à 3h et à 6h n'a pas provoqué une augmentation significative de la dureté, l'échantillon vieillis à 170°C pendant 9h montre quant à lui la meilleure valeur de dureté, avant qu'elle ne chute pour l'alliage traité pendant 12h.

La phase β -Al₃FeSi avec une morphologie sous forme de longues aiguilles est la plus nuisible pour les propriétés mécaniques, la quantité de cette phase augmente avec la concentration en Fe et c'est elle qui est responsable de la différence de dureté entre les alliages F1 et F2. Cette phase n'est pas affectée par le traitement thermique, d'où la non variation de dureté pour les échantillons traités pendant 3h et 6h.

L'augmentation de dureté pour l'échantillon traité pendant 9h peut être expliquée par la précipitation des phases durcissantes du Cuivre, notamment Al₂Cu. La chute pour l'échantillon

traité pendant 12h est due à au survieissement. Les précipités continuent leur coalescence jusqu'à e transformer en phases intermétalliques d'équilibre de grande dimension et faire chuter la dureté.

CONCLUSION GENERALE

CONCLUSION GENERALE

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

L'augmentation de dureté pour l'échantillon traité pendant 9h peut être expliquée par la précipitation des phases durcissantes du Cuivre, notamment Al_2Cu . La chute pour l'échantillon traité pendant 12h est due à un survieillissement. Les précipités continuent leur coalescence jusqu'à se transformer en phases intermétalliques d'équilibre de grande dimension et faire chuter la dureté.

REFERENCES
BIBLIOGRAPHIQUES

RÉFÉRENCES

- [1] " L'aluminium et ses alliages " par M. Léon GUILLET directeur de L'Ecole Centrale, Membre de l'institut.
- [2] "SCIENCE DES MATERIAUX DE CONSTRUCTION" par Dr. GHOMARI Fouad
- [3] Biographie de Karl-Joseph Bayer
- [4] Document technique de l'ingénieur : titre "Propriétés générales de l'aluminium et de ses Alliages " par Christian VARGEL
- [5] Registration Record of Aluminum Association Alloy Designation and Chemical Composition Limits Aluminium Alloys in the Form of Casting and Ingots, The Aluminum Association, Washington, DC, Août 1982.
- [6] Quentin Puydt. Thèse de Doctorat. Comportement mécanique de soudures en alliage d'aluminium de la série 7xxx : de la microstructure à la modélisation de la rupture. Université de Grenoble. (2006).
- [7] "Contribution à l'Etude de la Fatigue des Alliages Légers" Thèse de Doctorat en Sciences Présentée par Ali Debih . UNIVERSITE FERHAT ABBAS - SETIF – 1
- [8] J. Campbell, « Casting », Butterworth-Heinemann Ltd, Oxford, 1991, pp. 175-208.
- [9] J.M. Dorlot, J.-P. Bâillon, J. Masounave, « Des Matériaux » Édition de l'École Polytechnique de Montréal, Montréal, 1986, pp. 332-335.
- [10] M.A. Moustafa, F.H. Samuel, H.D. Doty, S. Valtierra, « Effect of Mg and Cu additions on the micro structural characteristics and tensile properties of Srmodified Al-Si eutectic alloys », International Journal of Cast Metals Research, 14, November 2001, pp. 1-19.
- [11] M. Murayama, K. Hono, W.F. Miao, D.E. Laughlin, « The effect of Cu additions on the precipitation kinetics in an Al-Mg-Si alloy with excess Si », Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 32A, February 2001, pp. 239-246.
- [12] "EFFETS DES ELEMENTS ALLIES ET DE LA TREMPE, LORS DES TRAITEMENTS THERMIQUES T4 ET DES VIEILLISSEMENTS ARTIFICIELS, SUR LA MICROSTRUCTURE ET LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DES ALLIAGES ALUMINIUM-SILICIUM DE TYPE 413" MÉMOIRE PRESENTE A L'UNIVERSITÉ DU

QUÉBEC À CHICOUTIMI COMME EXIGENCE PARTIELLE DE LA MAÎTRISE EN
INGÉNIERIE par CHARLES MOREAU ing. Jr FÉVRIER 2004

- [13] ASM, «Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Material », Metals Handbook Tenth Edition, Vol. 2, American Society for Metals (ASM), 1990, pp. 171-172.
- [14] Tahar Abid. Thèse de Doctorat. Etude et Caractérisation des Tôles en Alliages Al-Mg-Si-(Cu). Université de Constantine 1. (2013).
- [15] "Elaboration et caractérisation électrochimique des alliages d'aluminium de fonderie (solution aqueuse à 3.2% NaCl)" par Mr. Ramoul Chems Eddine . université Badji Mokhtar-ANNABA
- [16] « Etude expérimentale et modélisation de la durée de vie en fatigue d'un alliage d'aluminium de fonderie A356-T6 sous chargement multiaxial" par Mohamed Iben Houria Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers, 2015.
- [17] NEMRI Yassine. Les alliages d'aluminium de fonderie Al-Si
- [18] « PARAMÈTRES MÉTALLURGIQUES CONTRÔLANT L'ÉVOLUTION MICROSTRUCTURALE DANS LES ALLIAGES DE FONDERIE AL-SI-MG ET AL-SI-CU » L'UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À CHICOUTIMI COMME EXIGENCE PARTIELLE DU DOCTORAT EN INGÉNIERIE PAR LILIU
- [19] Geoffrey K. Sigworth : Fundamentals of solidification in aluminum castings.
- [20] TRAITEMENTS THERMIQUES, CLASSIFICATION ET DESIGNATION DES ACIERS ET FONTES - SAID BENSAADA
- [21] R. Tremblay, « Production de l'aluminium », notes de cours, Université Laval, Département de Mines et Métallurgie, 1999.
- [22] R. Tremblay, « Transformation à l'état solide », notes de cours, Université Laval, Département de Mines et Métallurgie, 1999.
- [23] J.M. Dorlot, J.-P. Bâillon, J. Masounave, « Des Matériaux » Édition de l'École Polytechnique de Montréal, Montréal, 1986, pp. 332-335.
- [24] G.W. Lorimer, R.B. Nicholson, « The mechanism of phase transformations in crystalline solid », conf. Process, 1968, pp. 36-42.

- [25] N. Crowell, S. Shivkumar, « Solution treatment effects in cast Al-Si-Cu alloys », AFS Transactions, Vol. 103, 1995, pp. 721-726.
- [26] H.R. Habibi, « Métallurgie de l'aluminium », notes de cours, UQAC, Hiver 2003.
- [27] ASM Committee on heat treating of aluminum alloys, « Heat treating of aluminum alloys », Metals Handbook, ASM, Metals Park, Ohio, Vol. 2, 1976, pp. 220-232.
- [28] G.E. Totten, D.S. Mackenzie, « Aluminum quenching technology: A review », Materials Science Forum, Vols 331-337, 2000, pp. 589-594.
- [29] M.Taya, K.E. Lulay, DJ. Lloyd, « Strengthening of a particulate metal matrix composite by quenching », Acta Metallurgica et Materialia, Vol. 39, Issue 1, Janvier 1991, pp. 73-87.
- [30] M. J. Moran, H. N. Shapiro, D. D. Boettner, and M. B. Bailey, Fundamentals of engineering thermodynamics: John Wiley & Sons, 2010.
- [31] M. Dupeux, Aide-mémoire science des matériaux, Dunod, (Paris 2004), pp.105-148.
- [32] Sara Mecheri « Etude des réactions des Transformations de phase dans les alliages d'aluminium sous forme des tôles » UNIVERSITE MENTOURI-CONSTANTINE 2007