

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

UNIVERSITE SAAD DAHLEB DE BLIDA
Faculté de Technologie

Département de Génie Mécanique



MEMOIRE DE FIN D'ETUDES
POUR L'OBTENTION DU DIPLÔME
DE MASTE EN GENIE MECANIQUE

Option : Matériaux et Traitement des Surfaces

Thème

TRAITEMENT THERMIQUE
DES ALLIAGES D'ALUMINIUM
DE FONDERIE

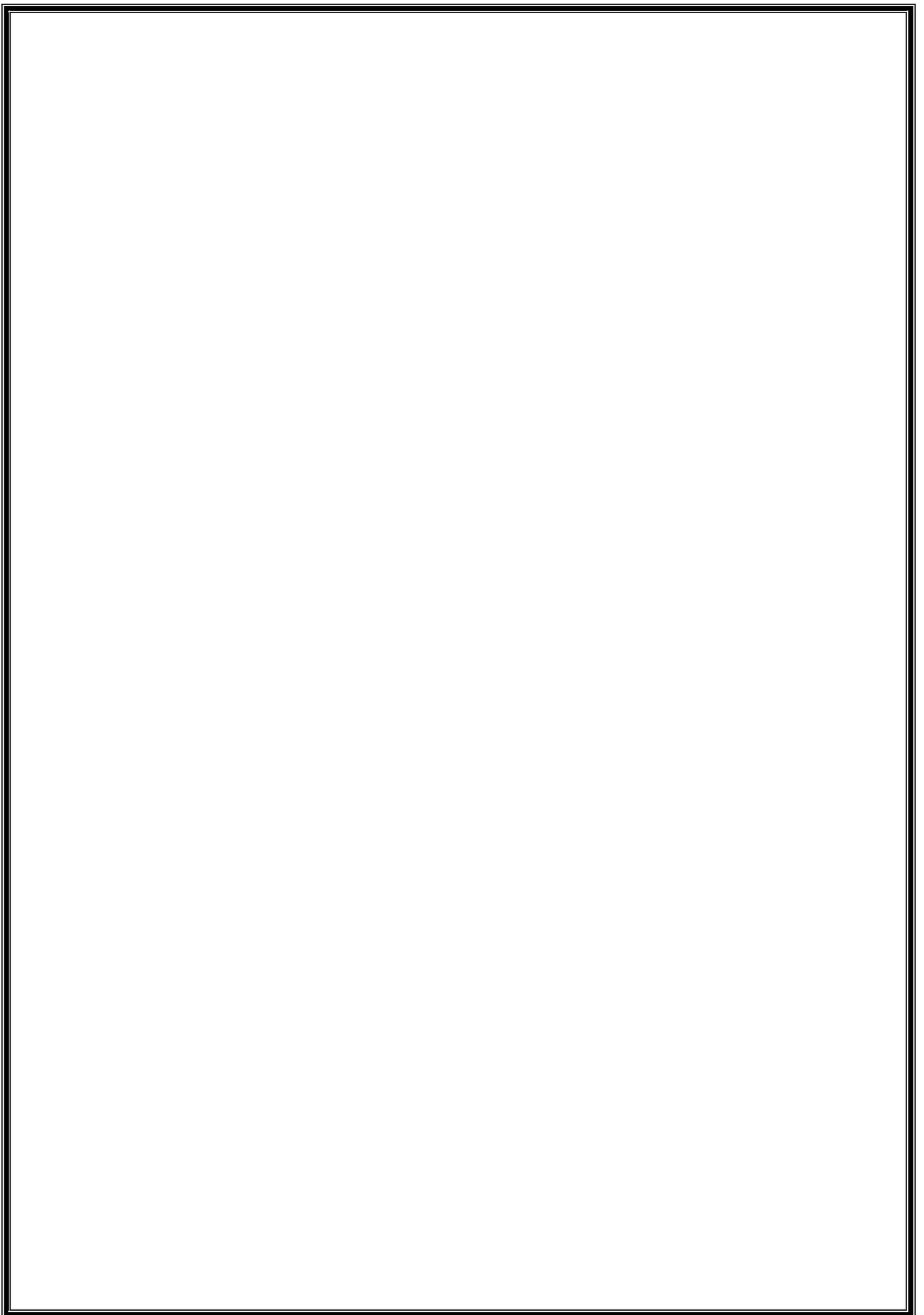
AL-SI-CU

Promoteur : *Pr. HADJI MOHAMED*

Co-Promoteur: *Mr. NEMRI YACINE*

Réalisé par : *BEN ACHOUR MOHAMED*

Année universitaire : 2013/2014



RESUME

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

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

Ce travail a pour but d'étudier les modifications de la microstructure et les variations de propriétés mécaniques dureté en fonction de la composition des alliages et des traitements thermiques appliqués. Afin de réaliser les principales étapes de l'élaboration de nos alliages, nous avons procédé nous-mêmes à tous les traitements thermiques de mise en solution à 470-480-490-500°C pendant sept heure(7h).Quatre température de trempe ont été étudiées : un refroidissement à l'eau : glacée (0°C), 30-60-100°C .

Le vieillissement utilisé est de cinq heures (5h) à 200°C.

Une série d'échantillons de différentes compositions chimiques **Si3, Cu2, Si11Cu2**, comme exemple cet alliage 'Si3' : 12.95% Si, 2.42%Cu, 0.66%Fe, 0.05%Mg, 0.19%Mn, 0.84%Zn, avec une variation de teneur de cuivre et de silicium.

Quant aux caractéristiques mécaniques, les courbes de dureté Brinell en fonction de la température de mise en solution, ainsi qu'en fonction de la température de trempe, les mesures de duretés donnent une diversité de valeurs 59HB a 106HB pour l'alliage Cu2 mis en solution à 490°C et refroidi a 60 °c, ce qui révèlent l'effet des éléments d'addition et des traitements thermiques appliqués. L'examen métallographique fait apparaitre la différence entre les microstructures avant et après traitement thermique comme des phases intermétalliques sous forme de polyèdres, et de symboles chinois.

ABSTRACT

The aluminum casting alloys are widely used in industry for various applications. In our study we focus on Al-Si alloys.

The microstructural characteristics and the mechanical properties of cast alloys depend on several factors such as the chemical composition of the alloys, the solidification rate, the method of molding and heat treatment.

This work aims to study changes in the microstructure and mechanical properties variations of hardness depending on the alloy composition and heat treatments applied. after the elaboration of our alloys .We proceeded ourselves in all heat treatments dissolved at 470-480-490-500 ° C for seven hours (7h) .Four quenching temperature were studied: a water cooling: ice (0 ° C), 30-60-100° C.

The aging is used five hours (5h) to 200 ° C.

A series of samples deferent chemical composition Si₃, Cu₂, Si₁₁Cu₂, as this example alloy Si₃ : 12.95% Si, 2.42% Cu, 0.66% Fe, 0.05% Mg, 0.19% Mn, 0.84% Zn, with a variation content of silicon and copper.

As for mechanical properties, Brinell hardness curves in function of the temperature of dissolution, and as a function of quenching temperature, measurements of a variety of hardness values give an interval 59HB to 106HB alloy for Cu₂ set solution at 490 ° C and cooled to 60 ° c, which show the effect of the alloying elements and of heat treatments applied. Metallographic examination brings up the difference between the microstructures before and after heat treatment as intermetallic phases as polyhedral and Chinese symbols.

المخلص

تستخدم سبائك الألومنيوم الصب على نطاق واسع في الصناعة لمختلف التطبيقات. في دراستنا نحن نركز على سبائك **AL-Si**.

الخصائص المجهريّة والخواص الميكانيكية للسبائك الصب تعتمد على عدة عوامل مثل التركيب الكيميائي للسبائك، فإن معدل التصلب، وطريقة الصب والمعالجة الحرارية.

ويهدف هذا العمل إلى دراسة التغيرات في البنية المجهريّة والخواص الميكانيكية للصلابة الاختلافات تبعاً لتركيب السبائك والمعالجة الحرارية التطبيقية. بعد صنع بعد المراحل الرئيسية في إعداد سبائك. أجرينا بأنفسنا جميع المعالجات الحرارية المنحل في 470-480-490-500 درجة مئوية لمدة سبع ساعات ثم تبريد على أربعة درجات: تبريد المياه: الجليد (0,30,60,100)

يتم استخدام **revenu** خمس ساعات في 200 درجة مئوية

سلسلة من عينات كيميائية مع اختلاف المحتوى من السيليكون والنحاس، وهذا المثال سبيكة

Si: Si₃ 12.95%، 2.42% نحاس، 0.66% الحديد، المغنيسيوم 0.05%، 0.19% المنغنيز، الزنك 0.84

أما بالنسبة للخصائص الميكانيكية ومنحنيات برينل صلابة بدلالة درجة حرارة الانحلال، بدلالة من درجة التقسية، والقياسات من من القيم صلابة متنوعة من 59 إلى 106 لسبيكة من مجموعة Cu₂

محلول عند 490 درجة مئوية ثم تبريد إلى 60 درجة .

الفحص التركيب المعدني والتي تظهر أثر عناصر صناعة السبائك والمعالجة الحرارية التطبيقية. الفرق بين الصور المجهريّة قبل وبعد المعالجة الحرارية ومراحل السبائك والتي تظهر مجسمات الثلاثية الأبعاد والرموز الصينية.

Sommaire

Introduction générale

Chapitre I : Les alliages d'aluminium

I.1. Introduction.....	1
I.2. Historique.....	1
I.3. Obtention de l'aluminium.....	2
I.4. Production et statistiques	4
I.5. Recyclage.. ..	5
I.6. Principales utilisations de l'aluminium.....	5
I.7. Propriétés de l'aluminium.....	6
I.7.1. Propriétés physiques.....	6
I.7.2. Propriétés mécaniques.....	6
I.7.3. Propriétés chimiques.....	7
I.7.4. Propriétés électriques	7
I.7.5. Propriétés Optiques.....	7
I.7.6. Module d'élasticité.....	7
I.7.7. Propriétés de mise en forme	7
I.8. Alliages de fonderie.....	8
I.8.1. Propriétés des métaux de fonderie	9
I.9. Alliages d'aluminium.....	9
I.10. Les alliages d'aluminium de fonderie.....	10
I.10.1. Histoire	11
I.10.2. La structure.....	11
I.10.3. Désignations.....	13
I.10.4. Alliages normalisés.....	14
I.10.5. Alliages non normalisés.....	19
I.10.6. Propriétés générales	20
I.10.7. Les alliages d'aluminium de fonderie : Avantages et inconvénients	22
I.10.8. Effets des éléments d'addition.	23
I.10.9. Effet du traitement thermique.....	27
I.10.10. Les alliages Aluminium-Silicium.....	29
I.10.10.1. Alliages Al -Si.....	30
I.10.10.2. Microstructure et caractéristiques des ALLIAGES Al-Si.....	30
I.10.10.3. Silicium eutectique	30
I.10.10.4. Phases intermétalliques.....	30
I.10.10.5. Secondary Dendrite Arm Spacing (SDAS)	31
I.10.10.6. Diagrammes de phases de l'alliage Al-Si.....	31
I.11. Procédé de fonderie	33
I.11.1 Généralités	33
I.11.2. Moulage en sable.....	34
I.11.3. Moulage naturel sur modèle.....	34
I.11.4. Méthodes modernes de fonderie	35

I.11.5. Moulage en coquille	35
I.11.5.1. Moulage par gravité	35
I.11.5.2. Moulage sous pression	35
I.11.5.2. a. Description du procédé.....	36
I.11.5.2. b. Caractéristiques des pièces coulées sous pression.....	37
I.11.5.2. c. Machines et outillages.....	37
I.11.5.2. d. Avantages et inconvénients de la coulée sous pression.....	38
I.11.5.2. e. Choix du procédé : Domaines d'emploi.....	39
Chapitre II :Les traitements thermiques	
II.1. Introduction	41
II.2. But	41
II.3. Désignation.....	42
II.4.Traitements de durcissement structural	43
II .4.1.Mise en solution.....	43
II.4.2. Trempe.....	45
II.4.2.a.Milieus de trempe.....	46
II.4.3. Effets de la géométrie et contraintes résiduelles.....	46
II.4.4.Vieillessement artificiel.....	47
II.5. Phénomènes de durcissement.....	48
II.5.1.Durcissement structural (Zones Guinier-Preston)	48
II.5.2. Précipitation dans les alliages à durcissement structural	48
II.6.Conclusion	50
Chapitre III :L'état de l'art des alliages d'aluminium de fonderie	
III.1. Introduction	52
III.2. Les propriétés mécaniques des alliages Al-Si	52
III.3. Caractéristique des particules de Si.....	53
III.4.Caractérisation de la microstructure.....	54
III.5.Effet des éléments d'addition sur les propriétés mécaniques	54
III.6.Effet des éléments d'addition sur la microstructure.....	56
III.7.L'effet des traitements thermique sur les propriétés mécaniques et la microstructure	60
III.8.Conclusion.....	62
Chapitre IV :Matériaux et procédures expérimentales	
IV.1.Introduction	64
IV.2. Elaboration des Alliages étudiés	64
IV.3. Composition chimique	66
IV.4. Les principaux traitements thermiques	66
IV.4.1 La mise en solution	66
IV.4.3. Le revenu	67
IV.5.Caractérisation par la dureté	69
IV.6. Préparation métallographique	71
IV.6.1.L'enrobage	71
IV.6.2.le polissage.....	72
IV.6.3.Attaque chimique	73
IV.7.Microscopie optique	73

IV.8.Opération de la diffraction des rayons x.....	74
IV.8.1.Introduction	74
IV.8.2.Principe de diffraction des rayons x	75
IV.8.3.Loi de Bragg	76
IV.8.4.Le diffractomètre utilisé	77

Chapitre V :Résultats et interprétations

V.1. Essai de dureté	79
V.1.1. La dureté HB en fonction de la température de mise en solution.....	80
V.1.2. La dureté HB en fonction de la température de trempe pour (Si ₃ , Cu ₂ , Si ₁₁ Cu ₂).....	82
V.2.Les photos des microstructures	84
V.3.Résultats de diffraction par rayon X	96

Conclusion générale

Annexe A

Annexe B

LISTE DES FIGURES

- Figure I.1: Principaux stades et flux dans la fabrication de l'Aluminium
- Figure I.2 : Schéma d'une dendrite
- Figure I.3.a : Diagrammes de phases de l'alliage Al-Si
- Figure I.3.b : Microstructures et diagramme de phase d'Aluminium-silicium des composants purs et des alliages de diverses compositions
- Figure I.4 : Moulage en sable
- Figure I.5 : Moulage naturel sur modèle
- Figure I.6 : Moulage sous pression
- Figure I.7 : Machine à chambre chaude
- Figure I.8 : Machines à chambre froide
- Figure II.1 : Représentation schématique de précipites dans le réseau cristallin
- Figure III.1 : Microstructure observés par Lorella Ceschini et al.
- Figure III.2.: Microstructure observées par A.M.A. Mohamed et al
- Figure IV.1 : un four à gaz de marque « CIFE Impianti »
- Figure IV.2 : un spectromètre de marque GNR Metal Lab Plus
- Figure IV.3 : creuset en graphite et moule à lingot ouvert en fonte
- Figure IV.4 : Le four utilisé pour le traitement de mise en solution
- Figure IV.5 : Echantillons dans le four
- Figure IV.6 : Programme de traitement thermique appliqué
- Figure IV.7 : Relation de Brinell
- Figure IV.8 : Duromètre
- Figure IV.9 : Enrobeuse
- Figure IV.10 : Echantillons enrobées
- Figure IV.11 : Appareil de polissage abrasion
- Figure IV.12 : Appareil de polissage de finition
- Figure IV.13 : Microscope optique
- Figure IV.14 : Organisation tri périodique d'un cristal
- Figure IV.15 : Loi de Bragg
- Figure IV.16 : Démonstration de la loi de Bragg
- Figure IV.17 : diffractomètre de type Bragg-Brentano de marque Philips X-Pert Pro

Figure V.1 : La dureté(HB) en fct de la température de mise en solution Si3

Figure V.2 : La dureté(HB) en fct de la température de mise en solution Cu2

Figure V.3 : La dureté(HB) en fct de la température de mise en solution Si11Cu2

Figure V.4 : La dureté(HB) en fct de la température de la trempe Si3

Figure V.5 : La dureté(HB) en fct de la température de la trempe Cu2

Figure V.6: La dureté(HB) en fct de la température de la trempe Si11Cu2

Figure V.7 : Microstructure de l'alliage Si3 sans traitement thermique X100

FigureV.7.a : Microstructure de l'alliage Si3 Avec T.T à 490°C trempée à 100°C X100

FigureV.7.b : Microstructure de l'alliage Si3 avec T.T à 470°C trempée à 30°C X100

Figure V.8 : Microstructure de l'alliage Si3 sans traitement thermique X200

Figure V.8.a : Microstructure de l'alliage Si3 Avec T.T à 490°C trempée à 100°C X200

Figure V.8.b: Microstructure de l'alliage Si3 avec T.T à 470°C trempée à 30°C X200

Figure V.9: Microstructure de l'alliage Si3 sans traitement thermique X500

Figure V.9.a : Microstructure de l'alliage Si3 Avec T.T à 490°C trempée à 100°C X500

Figure V.9b : Microstructure de l'alliage Si3 avec T.T à 470°C trempée à 30°C X500

Figure V.10 : Microstructure de l'alliage Si3 sans traitement thermique X1000

Figure V.10.a : Microstructure de l'alliage Si3 Avec T.T à 490°C trempée à 100°C X1000

Figure V.10.b : Microstructure de l'alliage Si3 avec T.T à 470°C trempée à 30°C X1000

Figure V.11 : Microstructure de l'alliage Cu2 sans traitement thermique X100

Figure V.11.a : Microstructure de l'alliage Cu2 Avec T.T à 470°C trempée à 100°C X100

Figure V.11.b : Microstructure de l'alliage Cu2 avec T.T à 490°C trempée à 60°C X10

Figure V.12 : Microstructure de l'alliage Cu2 sans traitement thermique X200

Figure V.12.a : Microstructure de l'alliage Cu2 Avec T.T à 470°C trempée à 100°C X200

Figure V.12.b : Microstructure de l'alliage Cu2 avec T.T à 490°C trempée à 60°C X200

Figure V.13 : Microstructure de l'alliage Cu2 sans traitement thermique X500

Figure V.13.a : Microstructure de l'alliage Cu2 Avec T.T à 470°C trempée à 100°C X500

Figure V.13.b : Microstructure de l'alliage Cu2 avec T.T à 490°C trempée à 60°C X500

Figure V.14 : Microstructure de l'alliage Cu2 sans traitement thermique X1000

Figure V.14.a.: Microstructure de l'alliage Cu2 Avec T.T à 470°C trempée à 100°C X1000

Figure V.14.b : Microstructure de l'alliage Cu2 avec T.T à 490°C trempée à 60°C X1000

Figure V.15 : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 sans traitement thermique X100

Figure V.15.a : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 Avec T.T à 480°C trempée à 100°C X100

Figure V.15.b: Microstructure de l'alliage Si11Cu2 avec T.T à 500°C trempée à 30°C X100

Figure V.16 : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 sans traitement thermique X200

Figure V.16.a : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 Avec T.T à 480°C trempée à 100°C X200

Figure V.16.b : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 avec T.T à 500°C trempée à 30°C X200

Figure V.17 : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 sans traitement thermique X500

Figure V.17.a : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 Avec T.T à 480°C trempée à 100°C X500

Figure V.17.b : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 avec T.T à 500°C trempée à 30°C X500

Figure V.18 : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 sans traitement thermique X1000

Figure V.18.a : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 Avec T.T à 480°C trempée à 100°C X1000

Figure V.18.b : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 avec T.T à 500°C trempée à 30°C X1000

Figure V.19 : Profil DRX de l'alliage Si11Cu2

Annexe

Figure 1 : Diagramme de phases pour un alliage A-B

Figure 2 : Modèle de germination d'un eutectique

LISTE DES TABLEAUX

Tableau I.1: La production mondiale d'aluminium primaire (1975-Jouillet 2014)

Tableau I.2 : La production d'aluminium secondaire (1973-2004)

Tableau I.3 : Propriétés mécaniques générales d'aluminium

Tableau I.4 : Alliages d'aluminium normalise sous la norme européenne EN 1706

Tableau III.1 : Composition chimique des alliages étudiés par *M.F. Ibrahim et al*

Tableau III.2 : Composition chimique des alliages étudiés par *A.M.A. Mohamed et al*

Tableau III.3: Composition chimique des alliages étudiés par *Lorella Ceschini et al*

Tableau III.4 : Composition chimique des alliages étudiés par *A.M.A. Mohamed et al*

Tableau III.5 : Composition chimique des alliages étudiés par *Z. Ma et al*

Tableau IV.1 : Compositions chimiques des alliages pour notre étude

Tableau V.1 : Les valeurs de dureté de l'alliage Si3

Tableau V.2 : Les valeurs de dureté de l'alliage Cu2

Tableau V.3 : Les valeurs de dureté de l'alliage Si11Cu2

Annexe B

Tableau 1:composition chimique des alliages normalisée

Tableau 2:caracteristiques mécaniques des alliages normalisée

Tableau 3: comparaison des caractéristiques des moulages, mécaniques et autre caractéristiques

I.1. Introduction

L'aluminium ainsi que ses alliages, font de plus en plus partie de notre quotidien. se retrouvent dans une grande variété d'applications que ce soit sous forme d'emballage, de conserves, de canettes de boisson gazeuse ou bien sous forme de matériaux de construction (poutres, revêtements, fenêtres, etc.) ou bien encore comme moteur, carrosserie ou roues d'automobile, aéronautique et l'aérospatial aluminium .

Dans ce chapitre et dans le cadre de notre étude, l'étude bibliographique va parfois au-delà de notre domaine d'étude, l'idée étant de fournir à notre étude un aperçu global de l'état actuel de la métallurgie d'aluminium. Ainsi, nous allons présenter les principales caractéristiques de l'aluminium et les alliages d'aluminium fonderie. On s'intéresse en particulier à l'évolution des propriétés des alliages d'aluminium de fonderie en fonction de divers paramètres microstructuraux comme la composition chimique, les traitements thermiques.

I.2. Historique

L'aluminium est le métal industriel le plus récemment découvert puisqu'il n'est utilisé que depuis la fin du XIX^e siècle. En 1825, Hans Christian Oersted obtient l'aluminium à l'état de corps simple, sous forme de poudre grise avec une très grande quantité d'impuretés. En 1827, Friedrich Woehler obtient cette même poudre grise d'aluminium contenant cependant moins d'impuretés.

Ce n'est qu'en 1854 qu'Henri Sainte-Claire Deville présente le premier lingot d'aluminium obtenu, à l'état fondu, par un procédé mis en application en 1859. L'aluminium a connu en un peu plus de cent ans une croissance prodigieuse, le mettant au premier rang des métaux non ferreux et au deuxième de tous les métaux, derrière le fer. On en a consommé, dans le monde, 13 tonnes en 1886 et 30 millions de tonne en 2005. C'est l'élément métallique le plus abondant sur la terre, avec son pourcentage massique entre 8 et 10 %, alors que le fer ne représente que 5 %, le magnésium 2.1 %, le titane 0.4 % et le cuivre 0.01 %.

Le premier alliage d'aluminium fut inventé par Alfred Wilm, chimiste allemand, en 1908. Cet alliage d'aluminium contenant du cuivre et du magnésium fut exploité par les usines de Düren et fut baptisé l'aluminium de Düren, le «Duralumin ». C'est un alliage à « durcissement structural » par traitement thermique, phénomène découvert par Conrad Claessen en 1905. C'est aujourd'hui le 2017 A, autrefois appelé en France l'A-U4G.

Le second alliage d'aluminium fut découvert en 1920 par le hongrois Aladar Pacz, émigré aux Etats-Unis ; c'est un alliage d'aluminium avec 13 % de silicium affiné au sodium, baptisé l'« Alpax », alliage dévolu au moulage et autrefois appelé en France l'A-S13[1].

I.3. Obtention de l'aluminium

L'aluminium est un métal très répandu sur terre ; il constitue le troisième élément après l'oxygène et le silicium. Les bauxites qui sont des roches riches en aluminium (45 à 60%) constituent actuellement la source quasi exclusive de ce métal. L'élaboration de l'Al consiste à extraire l'alumine pure de la bauxite, puis à réduire cette dernière en aluminium pur. Le cycle de fabrication est celui du procédé Bayer, breveté en 1887 et toujours en service[2].

➤ La Bauxite

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

➤ .L'alumine

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

➤ L'aluminium

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

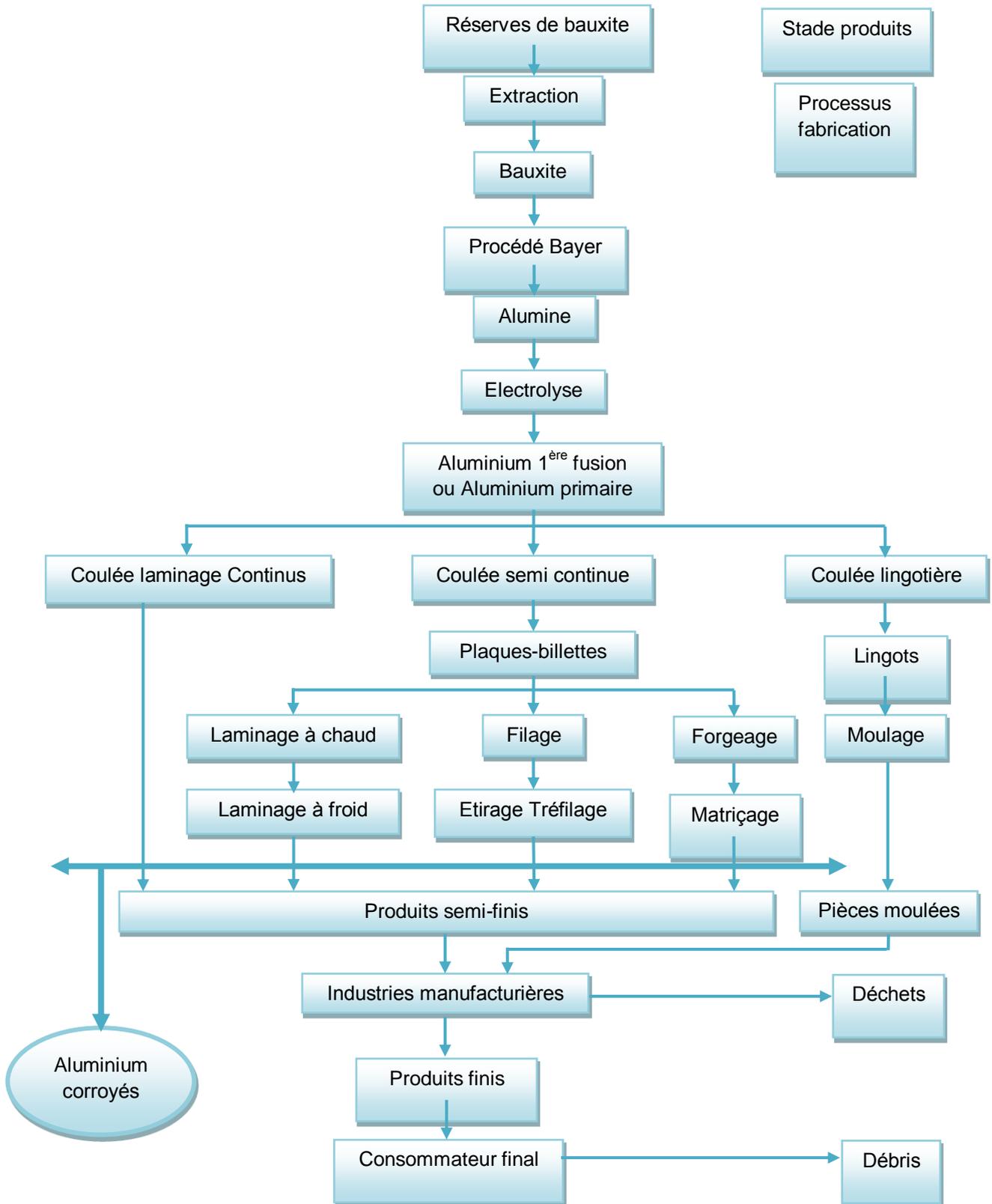


Figure I.1: Principaux stades et flux dans la fabrication de l'Aluminium[2]

I.4. Production et statistiques

Tandis que les opportunités se développent, l'aluminium doit continuer à concurrencer les divers matériaux peu coûteux ou qui offrent d'autres avantages compétitifs. Les fabricants d'aluminium doivent explorer des technologies transformatrices nouvelles, pour entraîner une réduction des coûts de production. La production du monde de l'aluminium primaire est montée à 18.056 millions de tonnes métriques dans 1991. En 1983 plus de 70% de la bauxite du monde a été produit en Australie, Guinée, Jamaïque, Brésil. Les réservations de bauxite aux Etats-Unis sont plus moins de 1% du total du monde. Plus de 1983-1993. La production du monde a augmenté 20.3% et taux de croissance annuel plus de de 2.0%. Les Etats-Unis comptent 22.8% de la production 1993 du monde, tandis que la Communauté européenne 12.5%. L'industrie d'aluminium du monde se compose de six grandes sociétés et leurs filiales, ou affilié Alcan Aluminium Ltd, Aluminium Company de l'Amérique (Alcoa), Reynolds Metals Company, Kaiser Aluminium et Chemical Corporation, Pechney, et Swiss Aluminium Limited (Alusuisse) et environ 50 plus petits compagnies publics.

Données globales pour le janvier 1973 au juillet 2014 : 989.629 mille tonnes métriques d'aluminium[3]

PERIOD	AFRICA	ASIA (EX CHINA)	GCC	CHINA	CHINA ESTIMATED UN-REPORTED	NORTH AMERICA	SOUTH AMERICA	WEST EUROPE	EAST & CENTRAL EUROPE	OCEANIA	ROW EST. UN-REPORTED	TOTAL	DAILY AVERAGE
JUL 2014	147	202	426	1,977	250	385	117	300	319	175	90	4,388	141.5
JUL 2013	157	200	334	1,839	250	425	161	302	342	178	90	4,278	138
JUL 2010	146	201	245	1,417	100	390	195	321	364	194	61	3,634	117.2
JUL 2006	159	295	ND	787	ND	450	212	349	359	194	60	2,865	92.4
JUL 2000	97	188	ND	228	ND	496	184	321	314	179	56	2,063	66.5
JUL 1995	50	140	ND	ND	ND	478	176	503	ND	133	189	1,669	53.8
JUL 1990	51	94	ND	ND	ND	472	147	301	ND	127	444	1,636	52.8
JUL 1980	36	133	ND	ND	ND	476	70	306	ND	38	232	1,291	41.6
JUL 1975	22	118	ND	ND	ND	353	23	257	ND	27	217	1,017	32.8

Tableau I.1: La production mondiale d'aluminium primaire (1975-Juillet 2014) [3]

I.5. Recyclage

L'aluminium a une excellente recyclabilité théorique, mais il faut le collecter, le trier et le faire fondre, ce qui nécessite une quantité importante d'énergie, cependant, en plus des bénéfices environnementaux, le recyclage de l'aluminium est beaucoup moins coûteux que l'extraction à partir du minerai de bauxite. Il nécessite 95 % d'énergie en moins et une tonne d'aluminium recyclé permet d'économiser quatre tonnes de bauxite. En sautant l'étape de l'électrolyse, qui réclame beaucoup d'énergie, on évite les rejets polluants qui lui sont associés.

La production mondiale d'aluminium secondaire à partir du recyclage s'est élevée à 7,6 Mt en 2005, soit 20 % de la production totale de ce métal. [3]

Production d'aluminium en milliers de tonnes							
Année	Afrique	Amérique du Nord	Amérique latine	Asie	Europe et Russie	Océanie	Total
1973	249	5 039	229	1 439	2 757	324	10 037
1978	336	5 409	413	1 126	3 730	414	11 428
1982	501	4 343	795	1 103	3 306	548	10 496
1987	572	4 889	1 486	927	3 462	1 273	12 604
1992	617	6 016	1 949	1 379	3 319	1 483	14 763
1997	1 106	5 930	2 116	1 910	6 613	1 804	19 479
2003	1 428	5 945	2 275	2 457	8 064	2 198	21 935
2004	1 711	5 110	2 356	2 735	8 433	2 246	22 591

Tableau I.2 : La production d'aluminium secondaire (1973-2004) [3]

I.6. Principales utilisations de l'aluminium

- Les caractéristiques intrinsèques de l'aluminium (légèreté, conductivité, résistance à la corrosion, propriétés mécaniques) ainsi que le développement de ses alliages d'une part et des techniques de mise en forme d'autre part, lui ont ouvert d'innombrables domaines d'utilisation, dont les principaux sont : les transports, le bâtiment, la construction électrique et l'emballage.

- Dans les transports, il est utilisé pour la fabrication des carrosseries, pare-chocs, blocs moteurs, etc. Par rapport à l'acier et à la fonte, l'aluminium permet un gain sensible de poids et donc une certaine économie d'énergie. De plus, il ne rouille pas, il peut être moulé sous pression, s'usine facilement et permet d'obtenir des formes complexes par filage.

- Par rapport aux matières plastiques, il présente l'avantage d'une meilleure tenue à la chaleur et au vieillissement et d'une mise en forme plus rapide.
- Dans le Bâtiment, il est utilisé dans les ossatures, les bardages, les toitures, la menuiserie et les balcons). Ainsi, l'aluminium remplace aussi bien l'acier que le bois : il ne demande pas d'entretien, il présente une bonne persistance des performances, une possibilité de formes complexes et un encombrement réduit.
- Dans la Construction électrique: (câbles isolés, câble nus, transformateurs), 1kg d'Aluminium est équivalent à 2 kg de cuivre.

Dans l'Emballage (boîtes, aérosols, emballages divers), l'aluminium présente, par rapport au fer blanc, l'avantage de ne pas rouiller, de s'emboutir, de se filer et de s'usiner facilement. Il a par ailleurs une grande aptitude à la décoration, de même qu'il est imperméable (gaz, eau, lumière) . [4]

I.7. Propriétés de l'aluminium

I.7.1. Propriétés physiques

L'aluminium est un élément du groupe III dans le tableau de Mendeleïev. Son numéro atomique étant $Z= 13$, sa masse atomique $M=26,97$. Ses températures de fusion et d'ébullition sont 660°C et 1800°C respectivement. Il est de structure cubique à faces centrées de paramètre $a= 4,0412 \text{ \AA}$. La caractéristique physique principale de l'aluminium est sa faible densité $2,7\text{g /cm}^3$ à la température ambiante. Cette densité n'est pas modifiée de façon sensible dans les alliages légers ou elle reste toujours inférieure à 3 g /cm^3 [5].

I.7.2. Propriétés mécaniques

Les propriétés mécaniques de l'aluminium dépendent des degrés de sa pureté ainsi que de son état d'utilisation. En effet, il peut être utilisé à l'état coulé ou laminé puis recuit.

Le tableau I.3, illustre les valeurs moyennes de certaines propriétés mécaniques de l'aluminium. [5]

	Coulé	laminé recuit
Résistance traction N/mm^2	70 à 100	70 à 90
limite app d'elast. N/mm^2	30 à 40	30 à 40
Allongement %	15 à 25	40 à 30
Dureté Brinell	15 à 25	15 à 25
Module d'élasticité N/mm^2	67500	67500

Tableau I.3 : Propriétés mécaniques d'aluminium [5]

I.7.3. Propriétés chimiques

L'aluminium est un métal éminemment oxydable ; il se distingue par sa résistance élevée à la corrosion, due à la formation d'une couche protectrice d'alumine (Al_2O_3) à sa surface.

La résistance à la corrosion par les solutions salines et l'eau de mer, est améliorée par la pureté du métal. Aussi, pour les industries chimiques et alimentaires, emploie-t-on l'aluminium titrant au moins à 99,5%. La plupart des acides minéraux attaquent l'aluminium, surtout l'acide chlorhydrique, l'acide nitrique ainsi que les acides organiques, d'où l'emploi très répandu de ce métal dans l'Industrie chimique [5].

I.7.4. Propriétés électriques

L'aluminium possède une bonne conductivité. Sa résistivité, ρ , est de l'ordre de $2.8 \cdot 10^{-8} \Omega \cdot m$ et un coefficient de température égale à $4.3 \cdot 10^{-3} \text{ }^\circ C^{-1}$.

La conductibilité électrique de l'aluminium commercialement pur atteint 62% de celle du cuivre. Par ailleurs, la masse volumique du cuivre est plus élevée que celle de l'aluminium.

Un conducteur en aluminium, dont la masse est inférieure à celle d'un conducteur en cuivre, s'échauffe moins[5].

I.7.5. Propriétés Optiques

Le pouvoir réflecteur de l'aluminium poli est excellent et varie avec la longueur d'onde. Dans le spectre visible il est de l'ordre de 85% à 90%, seul l'argent peut faire mieux. Cette propriété peut être améliorée par des traitements de surfaces comme le polissage et le brillantage. Le pouvoir émissif de l'aluminium revêtu de sa couche naturelle d'oxyde est très faible, de l'ordre de 5% du corps noir à l'état poli. Cette propriété est utilisée en isolation[5].

I.7.6. Module d'élasticité

Le module d'élasticité est égale à 66,6 GPa pour l'aluminium pur et augmente en présence d'impuretés et d'additions. D'un point de vue commercial il est admis pour 69GPa.

Dans le cas des alliages ce module est compris entre 69 et 72 GPa. La teneur en

Silicium l'augmente sensiblement : de 70 à 82 GPa lorsque la teneur en silicium augmente de 2 à 18%.Le module de torsion est de 25 GPa pour l'aluminium pur est de 26 GPa pour l'aluminium commercial.

I.7.7. Propriétés de mise en forme

L'aluminium a une température de fusion relativement basse, d'environ $660^\circ C$. Il en résulte une facilité de fusion qui présente un avantage certain pour les opérations de fonderie.

L'aluminium est très ductile, on peut aisément le mettre en forme à l'état solide, par déformation plastique.

Ce matériau peut être mis en forme soit par corroyage ou soit par fonderie.

On peut lui faire subir :

- A froid : laminage, filage, pliage,...
- A chaud : moulage, soudage, usinage,... [5]

I.8. Alliages de fonderie

Sous le terme "Fonderie", on englobe généralement l'ensemble des techniques de mise en œuvre pour l'obtention d'un objet par coulée d'un métal en fusion dans une empreinte appelée "moule" qui peut être en sable ou métallique. [6]

Les métaux et alliages les plus utilisés sont :

- L'acier coulé,
- La fonte grise (fonte à graphite lamellaire),
- La fonte malléable (à cœur noir, malléable blanche)
- Les fontes spéciales :
- Fontes au nickel
- Fontes au chrome
- Fontes au molybdène
- Fontes au silicium
- Fontes au manganèse
- Fontes sphéroïdales ou ductiles
- Fontes de coquille.
- Les alliages à base de cuivre : Bronze et Laitons
- Les alliages légers : aluminium et ses alliages,
- Les alliages ultra légers : magnésium et ses alliages,
- Les alliages blancs base de zinc, plomb, étain, etc...

La production des pièces en fonderie est répartie comme suit :

- 80 % En fonte
- 14 % En acier
- 6 % En alliages non ferreux[6]

I.8.1. Propriétés des métaux de fonderie

Les métaux utilisés en fonderie doivent être fluides à la température de fusion afin de pouvoir remplir convenablement les moules. Pour cela, pendant le processus d'élaboration d'une pièce, il faut prendre en considération deux propriétés essentielles à savoir :

- Coulabilité
- Retrait

➤ Coulabilité

C'est l'aptitude du métal liquide (fondu) de bien remplir le moule et de reproduire fidèlement son empreinte. Si le métal a une bonne coulabilité, le métal forme sans difficulté tous les éléments de la pièce, et le remplissage du moule sera assuré. Dans le cas contraire (mauvaise coulabilité), le remplissage du moule sera défectueux et la pièce est généralement rebutée.

Une bonne coulabilité des métaux peut être assurée avec l'élévation de la température[7].

➤ Retrait

On sait que tous les matériaux métalliques s'allongent sous l'effet de l'élévation de la température, et rétrécissent sous la diminution de cette dernière. A cet effet, et après une série d'essais effectués par des spécialistes en fonderie, ils ont remarqués que les dimensions des pièces moulées sont inférieures à celle du modèle ; et que cette différence dans les dimensions provient principalement du phénomène physique de retrait du métal au refroidissement...[7]

I.9. Alliages d'aluminium

Dans ses principales applications, l'aluminium est utilisé sous forme d'alliages, ce qui augmente sa résistance mécanique, mais souvent au détriment d'autres propriétés telle que la ductilité. Pour trouver le meilleur compromis entre les propriétés pour un usage donné, les métallurgistes agissent sur la composition de l'alliage, mais aussi sur les traitements thermiques ou thermo- mécaniques.

Les métaux d'addition les plus couramment ajoutés à l'aluminium sont : le silicium, le cuivre, le manganèse, le zinc, le magnésium, le titane ...etc.

On distingue deux grandes classes d'alliages d'aluminium:

- Les alliages corroyés (ou de forge) qui sont destinés à la fabrication de pièces ou de demi-produits, par des procédés de déformation mécanique à partir de l'état solide (forgeage, matriçage, laminage, tréfilage, filage, etc.).
- -Parmi les alliages de forge et suivant le processus utilisé pour l'obtention des niveaux de caractéristiques mécaniques, nous pouvons différencier deux familles:

- Les alliages à durcissement par écrouissage : Le durcissement est obtenu par déformations importantes à température ambiante.
- Les alliages à durcissement par précipitation: Des traitements thermiques (principalement trempe et revenu) provoquent des modifications de microstructure et permettent ainsi d'augmenter la limite d'élasticité.

Les alliages d'aluminium à durcissement par précipitation sont de loin les plus employés dans l'industrie aéronautique. En effet, ils possédant des caractéristique mécanique beaucoup plus élevées que les alliages à durcissement par écrouissage et conservent une ductilité importante. [7]

I.10. Les alliages d'aluminium de fonderie

L'aluminium est relativement malléable par rapport à d'autres matériaux, et il est bien adapté pour des applications de formage des métaux. Dans sa forme pure, cependant, l'aluminium est doué d'une faible résistance; pour cette raison, il est généralement allié à d'autres éléments d'alliages. Un certain nombre de métaux peut être allié avec l'aluminium, mais seulement quelques-uns sont utilisés comme des éléments d'alliage majeurs dans les alliages à base d'aluminium commerciaux; d'autres sont utilisés en tant que suppléments aux éléments d'alliage pour l'amélioration des propriétés de l'alliage et ces caractéristiques. Les effets de ces additifs sur les propriétés des alliages d'aluminium dépendent de chacun des éléments et des quantités ajoutées, ainsi que sur leur interaction avec l'aluminium et les uns avec les autres. Les principaux ajouts sont principalement utilisés pour le renforcement des propriétés mécaniques, tandis que d'autres éléments sont utilisés pour obtenir une microstructure spécifique, une taille de grain plus fine, la recristallisation à température critique, ou bien de bloquer les effets nocifs de certaines impuretés.

L'aluminium et ses alliages sont utilisés dans de nombreux aspects de la vie moderne, des canettes de soda à l'aluminium ménager en passant par les voitures et les avions où les gens voyagent. Les éléments d'addition dans les alliages d'aluminium peuvent être présents sous la forme de solution solide, dispersoïdes, précipités à l'intérieur du grain, ou des composés intermétalliques aux joints de grains. En raison de la multiplicité des éléments d'alliage, de nombreuses phases différentes se précipitent au cours de la solidification et du refroidissement ultérieur[8].

Les alliages d'aluminium de fonderie sont les plus polyvalents de tous les alliages de fonderie. Pour les grandes productions, les trois principaux procédés sont : le moulage en sable, en moule permanent, et le moulage sous pression. L'aluminium est également moulé à l'aide du processus de cire perdue, mousse perdue, ainsi que les processus de plâtre, centrifuges ...etc[8].

Les alliages corroyés diffèrent des alliages coulés parce qu'ils peuvent être mis en forme par déformation. Les alliages d'aluminium coulés et les alliages forgés peuvent être séparés en alliages traitables thermiquement, et alliages non-traitables thermiquement, où les alliages sont renforcés à l'aide de traitements thermiques dans le premier cas, et le travail de durcissement dans le second[8].

I.10.1. Histoire

La fonderie était le premier marché important pour l'aluminium, à la suite la commercialisation du processus de la réduction électrolytique Hall-Héroult. Dans un premier temps, les applications ont été limitées à ces curiosités comme les numéros de maison, miroirs à main, des peignes, des brosses, des pinces de cravates, boutons de manchette, épingles à chapeaux, et boîtiers de lampes décoratifs...etc. Le coût de l'aluminium a baissé régulièrement, et vers la fin du 19^{ème} siècle des applications de l'ingénierie sont devenues économiquement viables. Trois marchés émergents ont coïncidés avec l'apparition de l'aluminium comme un matériau alternatif:

- L'Electrification : exige non seulement une faible densité, et une résistance à la corrosion, l'aluminium était bien adapté pour les fils à haute conductivité et câbles, mais aussi les tours de transmission.
- Les pionniers de l'automobile ont cherché des matériaux innovants pour améliorer la performance et l'apparence de leurs produits.
- Lorsque les frères Wright ont réussi un vol motorisé, le moteur et d'autres pièces étaient en aluminium coulé, ça a représenté le début d'une collaboration étroite avec ce qui allait devenir l'industrie de l'aviation et de l'aérospatiale[4].

I.10.2. La structure

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

Dans le système Al-Si, les cristaux solides d'aluminium se forment sur les parois du moule (Plus froides que le cœur) et croissent vers l'intérieur. Leur composition en Si est

inférieure à celle du liquide qui les entoure car la solubilité du Si dans Al décroît avec la température. Donc, le silicium est rejeté à la surface des cristaux en cours de croissance et abaisse la température de solidification du liquide à cet endroit par effet cryoscopique (dit surfusion). Ceci ralentit la solidification car plus de chaleur doit être évacuée pour solidifier le liquide de cette couche[9].

Mais si un germe du cristal en croissance parvient à traverser cette couche de liquide en surfusion, il se retrouve dans un milieu non enrichi en silicium et peut se solidifier, ce qui est thermodynamiquement favorable. Cette protubérance est instable et croît rapidement, ce qui explique que les cristaux d'aluminium se développent non sous forme de sphères ou d'aiguilles mais sous forme d'arborescences appelées *dendrites*, dont les bras secondaires sont espacées de quelques dizaines de micromètres, cette distance est appelée : espacement des bras de dendrite. Nous utiliserons par la suite l'acronyme anglais classique :

DAS (Dendrite Arm Spacing), ou SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing) [9]

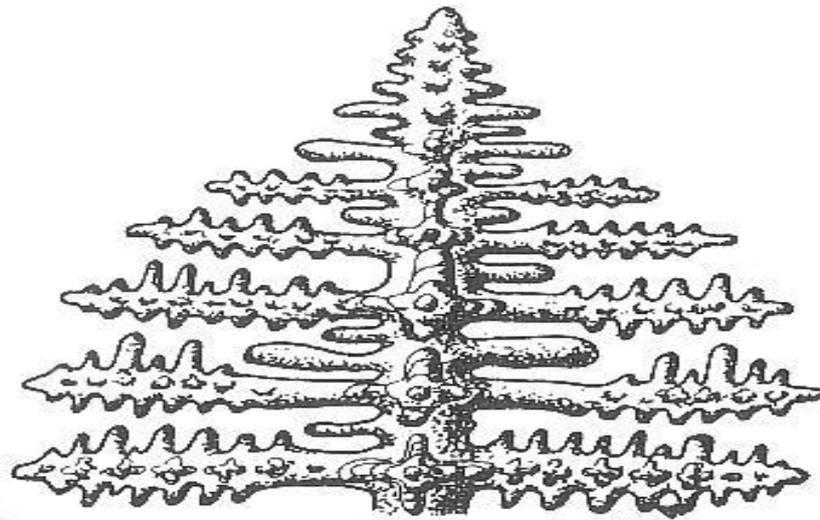


Figure I.2 : Schéma d'une dendrite[9]

I.10.3. Désignations

Symbolisation européenne

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

pour les lingots pour refusion en aluminium allié indiquent les spécifications et caractéristiques des alliages d'aluminium de fonderie. Toutes ces normes sont enregistrées en France par l'Afnor sous la désignation NF EN suivie du numéro de norme européenne

La base de la codification est la suivante[17].

➤ Alliage

La désignation est composée successivement des éléments suivants :

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

Ces quatre éléments sont communs aux deux désignations, numérique et chimique, contrairement aux éléments suivants.

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

Cuivre 2XXXX Magnésium 5XXXX

Silicium 4XXXX Zinc 7XXXX

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

- Pour la désignation chimique, l'alliage est désigné par le symbole Al suivi d'un espace, du ou des symboles chimiques des éléments d'alliages suivis de leur teneur nominale, ordonnés de façon décroissante.
- On peut utiliser les deux désignations simultanément en mettant entre crochets la désignation chimique. [10] [17]

➤ Procédés de moulage

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

S : moulage au sable

K : moulage en coquille

D : moulage sous pression

L : moulage de précision (cire perdue)

➤ Traitement thermique

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

F : brut de fonderie

O : recuit

T1 : refroidissement contrôlé après solidification et vieillissement naturel (maturation)

T4 : mise en solution et vieillissement naturel (maturation)

T5 : refroidissement contrôlé après solidification et vieillissement artificiel ou sur-revenu

T6 : mise en solution et vieillissement artificiel (revenu) maximal

T64 : mise en solution et sous-vieillissement artificiel (sous revenu)

T7 : mise en solution et sur-vieillissement artificiel (sur-revenu)

Exemple de dénomination complète :

EN 1706 AC-42000KT6 (numérique)

EN 1706 AC- AlSi7Mg KT6 (chimique)

Désigne un alliage d'aluminium 42000 pour pièce moulée, coulé en coquille avec traitement thermique de mise en solution et vieillissement artificiel (revenu) maximal[10] [17].

I.10.4. Alliages normalisés

La norme européenne EN 1706 (voir annexe B) distingue onze groupes d'alliages différents, qui sont récapitulés dans le tableau 1. Dans chaque groupe, les alliages figurent en ordre décroissant de tonnage de pièces moulées produites en Europe. La norme EN 1706 indique, pour l'ensemble des alliages, les spécifications concernant les compositions chimiques et les caractéristiques[10]

Mécaniques sur éprouvettes coulées à part pour les procédés sable et coquille.

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

Tableau I.4 : Alliages d'aluminium normalisés sous la norme européenne EN

➤ Alliages AlCu

Le cuivre a un effet durcissant sur les alliages de fonderie, particulièrement après traitement thermique complet T6. La présence de magnésium permet le traitement T4, avec un

compromis résistance à la traction/allongement favorisant l'allongement. Le cuivre a un effet favorable sur l'usinabilité et sur la tenue à chaud, mais défavorable sur la résistance à la corrosion. Les deux alliages de ce groupe possèdent, après le traitement thermique T4 dans le cas de l'alliage Al Cu4MgTi, et T6 pour l'alliage Al Cu4Ti, les caractéristiques mécaniques les plus élevées parmi les alliages normalisés, non seulement en statique, mais également en endurance ou en résilience. Mais leurs propriétés de fonderie sont médiocres et limitent leur utilisation aux pièces peu complexes et très fortement sollicitées[10]

➤ AlSiMgTi

Une teneur croissante en silicium favorise les propriétés de fonderie des alliages de la série 4XXX. Elle augmente en particulier leur aptitude à la coulée de pièces minces et étanches, mais défavorise l'usinabilité et l'aptitude au traitement d'oxydation anodique de décoration. Au-delà d'une teneur de 4 %, la couche d'oxyde prend en effet un aspect grisâtre : les alliages ont alors une bonne aptitude au traitement d'oxydation anodique de protection, mais non de décoration. L'alliage de ce groupe, Al Si2MgTi, possède une bonne aptitude à l'oxydation anodique de protection et de décoration à cause de sa faible teneur en silicium ; il a des propriétés de fonderie médiocres, mais conserve de bonnes propriétés mécaniques grâce à la présence de magnésium qui permet le traitement à l'état T6. Il est principalement utilisé pour des pièces de quincaillerie de bâtiment[10].

➤ AlSi7Mg

Ce sont des alliages à hautes propriétés mécaniques. La teneur en silicium, moyenne, permet l'obtention d'excellentes propriétés de fonderie, et la teneur en magnésium rend possibles les traitements thermiques T6 ou T64. On peut obtenir ainsi des degrés de durcissement variables et donc des compromis intéressants entre charge de rupture et limite d'élasticité d'une part, et allongement d'autre part. Les alliages Al Si7Mg0,3, et Al Si7Mg0,6, à cause de leur faible teneur en impuretés, sont les deux alliages les plus utilisés pour des applications où l'on recherche d'excellentes propriétés mécaniques associées à des pièces de forme complexe. Citons par exemple les pièces pour l'industrie aéronautique, les roues de voitures, les pièces de suspension, les culasses de moteurs turbo Diesel fortement sollicitées, etc[10].

➤ AlSi10Mg

La teneur en silicium donne à cet alliage une composition proche de l'eutectique de cette famille et lui confère d'excellentes propriétés de fonderie, la présence de magnésium rend possible le traitement thermique. Les propriétés mécaniques sont moyennes, ce qui fait que ces alliages sont utilisables pour des applications très diverses. Cette famille regroupe cinq alliages qui se différencient par leurs teneurs en impuretés : seul l'EN AC-Al Si9Mg est un alliage de 1^{re} fusion, les quatre autres sont des alliages de 2^e fusion.

Les alliages EN AC-Al Si10Mg(a), EN AC-Al Si10Mg(b) et l'EN AC-Al Si10Mg(Cu) ne diffèrent essentiellement que par leur teneur en cuivre, élément durcissant et néfaste pour la résistance à la corrosion des alliages, et sont utilisés pour le moulage en coquille ou basse pression de pièces diverses. La variante EN AC-Al Si9Mg est utilisée pour des applications où l'on recherche des propriétés mécaniques élevées après traitement thermique, mais peut être utilisée également sans traitement thermique pour la réalisation de pièces devant posséder une bonne ductilité. La variante EN AC-Al Si10Mg(Fe) est utilisée pour le moulage sous pression lorsqu'une bonne résistance des pièces à la corrosion, ou un usage alimentaire des pièces sont requis[10].

➤ AlSi

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

Si9 sont utilisées en moulage sous pression, la dernière variante présentant des allongements importants à cause des impuretés en faible teneur[10].

➤ AlSi5Cu

Les alliages EN AC-AlSi6Cu4, EN AC-AlSi5Cu3Mg, EN ACAISi5Cu3Mn et EN AC-AlSi5Cu3 sont des alliages d'utilisation générale, destinés à la réalisation de pièces automobiles comme les culasses ou les carters. Leurs propriétés de fonderie sont très bonnes, la présence de cuivre facilite l'usinage et augmente la tenue à chaud, et le magnésium permet le traitement thermique lorsque l'on souhaite des propriétés mécaniques élevées, comme c'est le cas de certaines culasses de moteurs Diesel ou turbo Diesel. L'alliage EN AC-AlSi5Cu1Mg est un alliage à hautes caractéristiques mécaniques à l'état T6 et est souvent utilisé pour la coulée de pièces pour l'aéronautique ou pour l'automobile (turbines de turbocompresseurs) [10].

➤ AlSi9Cu

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

L'alliage EN AC-AlSi8Cu3 est utilisé à la fois pour la sous-pression et pour le moulage en coquille pour des pièces d'usage général. Les alliages EN AC-AlSi7Cu3Mg, EN AC-AlSi9Cu1Mg et EN ACAISi7Cu2 sont d'usage également général, et sont utilisés comme la famille précédente pour le moulage en coquille ou basse pression de culasses ou de blocs, à l'état traité ou non selon les spécifications[10].

➤ AlSi(Cu)

Les alliages de cette famille sont des alliages eutectiques, donc à propriétés de fonderie excellentes. On réservera la nuance EN AC-Al Si12(Cu) pour la coulée par gravité de pièces

très minces et d'épaisseurs uniformes, et la nuance EN AC-Al Si12Cu1(Fe) pour la coulée sous pression de pièces minces diverses.

➤ AlSiCuNiMg

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

➤ AlMg

Ce sont des alliages ayant une très bonne tenue à la corrosion, notamment en atmosphère marine. Ils sont particulièrement aptes à l'oxydation anodique de décoration, et sont utilisés par exemple pour des pièces d'accastillage de bateaux ou pour la quincaillerie de bâtiment. Ils ont malheureusement des propriétés de fonderie médiocres, et sont sensibles à l'oxydation à l'état liquide. Les nuances EN AC-Al Mg5 et EN AC-Al Mg5(Si) peuvent être également utilisées pour des pièces où l'on recherche une tenue à chaud élevée, car les alliages AlMg sont les alliages d'aluminium moulés dont les propriétés à chaud sont les plus élevées au-dessus de 250 °C. La nuance EN AC-Al Mg9 est utilisée pour le moulage sous pression, mais assez rarement[10].

➤ AlZnMg

Cette nuance EN AC-Al Zn5Mg est dite autotrepante, et acquiert par simple mûrissement à température ambiante des caractéristiques mécaniques qui se rapprochent de celles des alliages traités thermiquement. Elle présente un intérêt pour la construction moulée-soudée. Mais sa mise en œuvre est délicate à cause de propriétés de fonderie médiocres, et en particulier la criquabilité, et ne convient pratiquement que pour la coulée en sable[10].

I.10.5. Alliages non normalisés

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

➤ Alliages autotrepants

Ces alliages de la famille aluminium-zinc-silicium, comme par exemple l'Al Zn10Si8Mg, ont la particularité de présenter un durcissement structural par simple maturation à la température ambiante, avec des propriétés de fonderie se rapprochant de celles des alliages AlSi hypoeutectiques. Les propriétés mécaniques de ces alliages se rapprochent, sans toutefois les atteindre, de celles des alliages traités thermiquement. Les applications

concernent des pièces à résistance mécanique moyenne, obtenues surtout par moulage en coquille (le moulage au sable de pièces épaisses conduit à des allongements faibles), où les frais de transformation sont réduits par l'absence de traitement thermique et pour lesquelles on recherche une grande stabilité dimensionnelle.

➤ Alliages à très haute résistance mécanique

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

➤ Alliages ductiles pour moulage sous pression

Les nouvelles exigences des constructeurs automobiles en matière d'allègement ont fait apparaître, pour la réalisation de pièces de structures devant résister au crash, de nouvelles familles d'alliages ductiles et aptes au moulage sous pression. Ce sont des alliages à plus faibles teneurs en impuretés ou en éléments durcissant que les alliages pour moulage sous pression classiques. En particulier, les teneurs en fer et en manganèse, éléments qui favorisent le non-collage des alliages, mais diminuent leurs propriétés mécaniques, doivent faire l'objet d'une optimisation précise. Les alliages Al Si₁₁MgSr ou Al Si₉MgSr à teneurs moyennes en fer et manganèse permettant d'obtenir un bon compromis collage au moule-propriétés mécaniques, ainsi que les alliages Al Mg₅Si₂ sont parmi les nuances les plus utilisées.

➤ Alliages aluminium-manganèse

Les nuances utilisées sont l'Al Mn₄ et l'Al Mn₂Ni₂. Ces alliages sont caractérisés par une température de début de fusion relativement élevée, de l'ordre de 658 °C par exemple pour l'alliage Al Mn₄. Ils sont donc peu fusibles et peuvent être utilisés comme grilles de brûleurs, chapeaux de brûleurs coulés en coquille ou sous pression. Leur coulabilité n'est pas très bonne, et ils présentent une certaine tendance à la crique[10].

I.10.6. Propriétés générales

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. [11]

➤ Les propriétés physiques et mécaniques des pièces coulées en aluminium

Les propriétés des pièces coulées peuvent être modifiées par :

- **Composition chimique de l'alliage:** La composition des alliages détermine le potentiel pour obtenir des propriétés physiques et mécaniques spécifiques. La teneur en éléments d'alliage est choisie pour produire des caractéristiques qui comprennent coulabilité ainsi que des capacités de performances souhaitées[11].

La composition chimique a un effet majeur sur la microstructure, ainsi que sur la nature et la morphologie des phases obtenues[11].

- **La vitesse de refroidissement pendant et après solidification:** Les conditions de solidification déterminent la structure caractéristique qui influence sur les propriétés physiques et mécaniques d'un alliage[11].

- **Processus de moulage:** Il y a un grand nombre de procédés de moulage, et imposent chacun différents taux d'extraction de la chaleur, des vitesses de solidification, et des moyens de compenser le retrait lors de la solidification[11].

- **Solidification:** Les moulages peuvent contenir des défauts intérieurs et des défauts superficiels. Les géométries complexes des pièces, la dynamique des fluides et la mécanique de solidification se combinent pour présenter des défis uniques et difficiles à atteindre : réaliser des pièces denses sans discontinuités, sans porosités internes souvent dues à l'hydrogène, ainsi que des défauts détectables visuellement tels que des fissures, des retassures, des réactions d'humidité...etc. Des inclusions non métalliques affectent les propriétés mécaniques comme la résistance à la traction, résistance à la fatigue, la ténacité et

la ductilité, tandis que les défauts de surface influencent fortement les propriétés mécaniques et la fatigue[11].

- **Traitement thermique:** Les propriétés mécaniques peuvent être modifiées par des traitements thermiques, notamment le recuit, la mise en solution, et le vieillissement par précipitation. Postsolidification densification: le traitement isostatique à chaud (HIP) de pièces moulées peut entraîner l'amélioration des propriétés de traction, la ductilité et résistance à la fatigue[11].

I.10.7. Les alliages d'aluminium de fonderie : Avantages et inconvénients

Les pièces moulées en aluminium sont des produits d'une grande polyvalence dans les caractéristiques que l'on peut obtenir. Plus de 100 compositions sont enregistrés auprès de l'Aluminium Association, plus de 300 alliages sont utilisés à internationale. Les avantages affichés par ces alliages sont:

- La capacité de produire des pièces finies avec des dimensions précises, une finition de surface contrôlée, des géométries complexes, et des propriétés compatibles avec les exigences l'ingénierie, et représentent d'importants avantages fabrication.

- Dans de nombreux cas, un ensemble de pièces soudées ou assemblées peuvent être remplacées par une seule pièce coulée.

- Les exigences d'usinage sont réduites.

- affichage des pièces moulées en aluminium variations contrôlées dans de coulée finition.

- Contrastes entre de coulée et finitions usinées peuvent être mis en évidence pour créer des effets cosmétiques agréables.

- Les couts sont généralement moins élevés que pour les produits usinés.

- Les pièces bimétalliques métallurgiquement ou mécaniquement liés peuvent être moulées.

- Les pièces en aluminium peuvent être produite par chaque procédé connu, offrant une large gamme de volumes, de productivité, et de qualité.

- Beaucoup d'alliages d'aluminium de fonderie affichent une excellente fluidité pour couler des fines sections et des détails fins.

- Les alliages d'aluminium de fonderie fondent à des températures relativement basses.

- Les processus peuvent être hautement automatisés[12].

➤ De nombreuses limitations :

Il y a des limites pratiques de taille pour les procédés de moulage. Le comportement de solidification de certains alliages empêche la coulée dans des configurations d'ingénierie difficile ou avec des procédés de moulage spécifiques.

Le processus de moulage est plus simple et moins coûteux que les procédés pour les pièces forgées, les extrusions, et les produits laminés. Cependant, La solidification dans des formes géométriques complexes, comme avec d'autres procédés de fabrication, peut entraîner des discontinuités de surface et interne des caractéristiques de la microstructure avec des degrés qui affectent les propriétés et les performances.

Les pièces moulées en alliage d'aluminium peuvent afficher les propriétés de traction de la plupart des pièces forgées, des profilés et tôles laminées. Parce que les produits forgés sont généralement caractérisés par des structures à grains fins recristallisés et une anisotropie spécifique, la ductilité dans le sens longitudinal est supérieure aux pièces moulées contenant des structures à grains grossiers[12].

I.10.8. Effets des éléments d'addition

➤ Le silicium (Si)

L'effet remarquable de silicium dans les alliages d'aluminium est l'amélioration des caractéristiques de la coulée. Additions de silicium améliore la fluidité de façon spectaculaire, et la résistance à chaud. Les compositions les plus utilisées dans tout le processus de moulage l'aluminium sont celle dans lesquels le silicium joue un rôle majeur. Les alliages commerciaux couvrent les gammes hypoeutectiques et hypereutectiques jusqu'à environ 30 % de Si

L'augmentation de la teneur en silicium améliore la fluidité de remplissage des parois minces et pour reproduire des modèles plus complexes et les détails. Les alliages aluminium-silicium sont généralement plus résistants à la fissuration de solidification et présentent une excellente coulabilité.

Le pourcentage de liquide dans l'intervalle de solidification est dicté par la première composition et par le degré de refroidissement. pour processus solidification des taux plus élevés tels que moulage sous pression et coulée en moule permanent et pour des sections plus minces dans lequel plus rapide solidification a lieu , le retrait porosité est fortement affectée

par la température à laquelle la masse de l'alimentation de liquide à partiellement structures solidifiées ne se produit plus . L'alimentation pour minimiser le rétrécissement porosité d'autant meilleure que la fraction volumique solidifiée est augmentée à la température à laquelle la masse de l'alimentation cesse. Pour cette raison, teneur en silicium la plus désirable de l'aluminium - silicium alliages correspond à la vitesse de solidification des processus caractéristique . pour lente refroidissement des processus de taux tels que le plâtre , l'investissement et le sable , la gamme préférée est de 5 à 7% , pour le moule permanent 7 à 9% , et pour moulage sous pression de 8 à 12% . Les bases de ces recommandations sont la relation entre le taux de refroidissement et de la fluidité et de l'effet de pourcentage de eutectique sur l'alimentation que la solidification progresse . Le silicium se combine avec le magnésium pour former Mg_2Si dans les alliages traitables thermiquement. Il se combine avec le fer et d'autres éléments pour former phases insolubles complexe.

Silicium et permet également de réduire l'effet spécifique du coefficient d'expansion thermique[11].

➤ .Effet spécifique du cuivre (Cu)

Le cuivre (Cu) est l'un des principaux éléments alliés à l'aluminium de fonderie et il contribue de façon remarquable à l'amélioration, de la résistance mécanique et de la dureté, des alliages soumis à des traitements thermiques. De plus, il permet le durcissement structural, grâce à la formation de composés tels qu' Al_2MgCu

L'effet du cuivre sur l'aluminium est substantiel, cela étant attribuable à la différence plutôt importante entre les paramètres du réseau cristallin des atomes constituants du 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, au-delà des atomes de soluté. 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[8] [13].

➤ Effet spécifique du magnésium (Mg)

Le magnésium (Mg) est un élément de renforcement structural plus puissant que le cuivre. En effet, il permet le durcissement structural, lorsqu'il est ajouté en faible quantité (0.2 à 0.6 %) aux alliages Al-Si, où le magnésium (Mg) est surtout présent sous la forme de complexes Mg_2Si et dont une petite partie seulement va dans la matrice d'aluminium ou dans d'autres composés.

Les alliages Al-Si contenant du magnésium doivent subir des traitements thermiques pour que l'effet de ce dernier, soit pleinement observable. Cela est prévisible puisque le magnésium agit principalement lors de la précipitation en solution solide. Les alliages contenant du magnésium subissent une augmentation importante de leur dureté avec le vieillissement structural. Les effets des traitements thermiques sur les propriétés mécaniques des alliages Al-Si-Mg sont intimement liés aux teneurs en magnésium et en silicium. L'augmentation de la concentration en magnésium mène à une augmentation de la résistance mécanique et à une réduction de la ductilité, tandis que l'augmentation de la concentration en silicium a pour effet principal de réduire la ductilité[5] [13].

➤ Effet spécifique du Fer (Fe)

En général, le fer est considéré comme élément nuisible, car sa présence dans les alliages d'aluminium entraîne la formation de combinaisons intermétalliques, qui affectent les caractéristiques mécaniques. En effet, l'addition du fer à l'aluminium forme des composés intermétalliques tels que Al_3Fe ainsi que d'autres composés, se formant avec d'autres éléments comme le Si, le Cu, le Ni, et le Mn, dont l'effet est de diminuer les allongements à la rupture. Ainsi, pour les alliages industriels à hautes caractéristiques mécaniques, la teneur en fer est limitée à 0.15%. Par ailleurs, la présence de fer dans les alliages industriels Al-Si, mène à une plus grande précipitation des plaquettes $\beta-Al_3FeSi$ et $\alpha-Al_5(Mn Fe)_3Si_2$ dans la matrice; ces composés intermétalliques agissent en tant qu'emplacements de déclenchement de fissures et réduisent les propriétés d'impact considérablement[12] .

➤ Effet du Nickel (Ni)

Des études expérimentales menées, sur les alliages industriels Al-Si ont reporté que les effets du nickel dépendaient de la condition dans laquelle se trouvent ces alliages. Ces derniers peuvent, en effet, exister dans deux conditions différentes, selon les traitements thermiques antérieurs qu'ils ont subis: La condition T6 qui est la plus répandue, consiste à faire subir aux alliages, à l'état brut de coulée, un traitement de mise en solution, suivi d'une trempe à l'eau chaude puis d'un revenu ; alors que la condition T5 consiste à faire subir aux alliages, directement le traitement de revenu suivi d'une trempe à l'air sans passer par la mise en solution. Les détails de ces deux conditions seront fournis au paragraphe concernant les traitements thermiques. Dans la condition T5 l'addition de Ni (jusqu'à 1.41%), mène à une amélioration de la dureté des alliages. Cependant, une diminution de la dureté de ces derniers est observée suite à l'addition de Ni dans la condition T6, sachant que le Ni peut se combiner

avec le cuivre pour former des composés intermétalliques complexes, apparaissant sous forme de script chinois, responsables de cette réduction de la dureté. Ainsi, ce processus réduit la quantité de Cu disponible pour former les composés CuAl_2 , connus pour leur contribution dans l'augmentation de la dureté[13].

➤ Effet du Zinc (Zn).

Il est à noter que le zinc peut être ajouté soit tout seul, soit en combinaison avec le Ni. Une amélioration de la dureté est observée dans les deux cas, que ce soit dans la condition T5 ou T6. De plus, l'amélioration de la dureté est plus prononcée, avec l'addition du Zn, dans les alliages Al-Si contenant des quantités suffisamment importantes (>0.4%) de Mg, suite à la formation des précipités $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$ ou encore Cu_3ZnAl_3 pour les alliages contenant des quantités non négligeables de Cu. Par ailleurs, bien que le rôle de Zn ne soit pas très clair dans les alliages de fonderie Al-Si, il est bien établi qu'il contribue à l'amélioration de l'usinabilité de ces alliages.

Concernant les effets de l'addition combinée du Ni et du Zn, il est à relever que dans le cas où le Ni est ajouté en quantités importantes (jusqu'à 2.5%), une amélioration de la résistance à hautes températures est obtenue suite à la précipitation combinée des composés $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$, Cu_3ZnAl_3 et Cu_3NiAl_6 .

➤ Effet du manganèse (Mn)

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

L'ajout du manganèse aux alliages industriels Al-Si en concentration variables (0.2 à 1%), permet de former des constituants intermétalliques tel que $\text{Al}_5(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$, sous forme d'écriture chinoise, moins nocifs aux allongement à la rupture. Il est à noter que ces composés peuvent, suivant les conditions de solidification, se précipiter en trois morphologies différentes :

- En écriture chinoise, moins nuisible aux propriétés mécaniques;
- En phase β , soit en forme d'aiguilles ou en plaquettes;
- En phase polygonale ou en forme d'étoile[13].

➤ Effet du Titane (Ti)

Cet élément permet, lorsqu'il est associé au bore, un affinage efficace et durable de la majorité des alliages d'aluminium. L'addition du titane aux alliages industriels Al-Si (0.3%),

mène à la précipitation de plaquettes épaisses telles que $Ti(Al-Si)_3$. La précipitation de ces plaquettes, agissant comme sites de nucléation, entraîne un raffinement des aiguilles de la phase $\beta-Al_5FeSi$ [14].

➤ Effet de la modification par le strontium (Sr)

Comme mentionné précédemment, le silicium des alliages eutectiques est généralement de forme aciculaire ; et une addition de strontium, en conjugaison avec des traitements thermiques, transforme celle-ci en une morphologie fibreuse ou globulaire. Bien que le silicium apparaisse sous forme de particules discrètes, celui-ci est en fait constitué d'un réseau de fibres interconnectées. Comme dans toute microstructure de ce type, les propriétés de contraintes mécaniques et de ductilité, mesurées en pourcentage de déformations, ne sont pas aussi élevées que celles associées à des constituants de dimensions plus fines et de formes arrondies[12].

I.10.9. Effet du traitement thermique

La métallurgie de l'aluminium et de ses alliages offre une gamme de possibilités de traitements thermiques pour obtenir des combinaisons souhaitables de propriétés mécaniques et physiques.

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

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

- Augmenter la dureté
- Améliorer l'usinabilité
- Améliorer la résistance à l'usure
- Augmenter la force et / ou de produire les propriétés mécaniques spécifiées pour un état particulier de la matière
- Stabiliser les propriétés mécaniques et physiques
- Assurer la stabilité dimensionnelle
- Modifier les caractéristiques électriques
- Modifier résistance à la corrosion
- Soulager les contraintes résiduelles

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

Le traitement thermique des alliages d'aluminium est basé sur les solubilités des phases métallurgiques dans un système cristallographiquement monotropique. La solubilité des phases eutectiques augmente avec l'augmentation de la température du solidus, la formation et la distribution des phases précipitées peuvent être manipulés pour influencer les propriétés du matériau.

En plus des changements de phase et la morphologie associés à des éléments et des composés solubles, d'autres effets (parfois souhaitables) peuvent accompagner un traitement à température élevée. Les micro-ségrégations solidifiées sont minimisées ou éliminées. Les contraintes résiduelles causées par la trempe ou par la solidification sont réduites. Les phases insolubles peuvent être modifiées physiquement, et la sensibilité à corrosion peut être affectée[11].

En contrôlant la température et le temps de vieillissement, une grande variété de propriétés mécaniques peut être obtenue; La résistance à la traction peut être augmentée, les contraintes résiduelles peuvent être réduites, et la microstructure peut également être stabilisée. Le processus de précipitation peut être enclenché à température ambiante, où peut être accélérée par un vieillissement artificiel à une température allant de 90 ° C à 260 ° C. Les exigences de base du durcissement par vieillissement d'un système d'alliage sont de diminuer la solubilité lorsque la température diminue, et la formation d'amas d'atomes de soluté cohérents avec la matrice; en d'autres termes, il doit y avoir une relation d'orientation entre les précipités et la matrice. La plus grande partie de l'augmentation de la résistance à la traction qui accompagne la plupart des traitements thermiques est le résultat de la formation de précipités hors-équilibre, tels que la phase θ , au cours de l'application des traitements de vieillissement. Étant donné que la structure et la morphologie des précipités sont contrôlées par le temps et les températures utilisées dans les séquences du traitement thermique, il est possible de contrôler et d'optimiser la résistance, de ductilité et ténacité de ces alliages. Dans les alliages renforcés par précipitation, il est possible que plus d'une phase se précipitent dans la matrice d'une phase prédominante. Pour obtenir les meilleurs résultats, la phase de précipité devrait être dure et discontinue, ses particules petites et nombreuses, tandis que la morphologie doit être arrondie plutôt que tranchante. D'autre part, la matrice doit être souple et ductile de sorte

que si des microfissures sont initiées, il serait beaucoup plus sûr que cela se produise dans les particules que dans la matrice[15] [11].

I.10.10. Les alliages Aluminium-Silicium

I.10.10.1. Alliages Al -Si

Ces alliages sont industriellement de loin, les plus importants parmi les alliages moulés. Bien que leurs teneurs en Si varient de 5 à 20%, la plus grande majorité de ces alliages présentent une composition eutectique ou hypo-eutectique. Cette dernière leur confère une excellente coulabilité. Par ailleurs, ces alliages présentent une bonne résistance à la corrosion. Les moulages obtenus sont meilleurs sachant que ces alliages peuvent être coulés en sable, en coquille, ou sous pression; leurs caractéristiques mécaniques dépendent de leur composition chimique, du mode d'élaboration et de coulée ainsi que des traitements thermiques ou mécaniques[12]. Parmi les principaux alliages de ces séries on peut citer:

➤ AlSi10Mg

La teneur en silicium, donne à cet alliage une composition proche de l'eutectique et lui confère d'excellentes propriétés de fonderie. La présence de magnésium rend possible le traitement thermique. Les propriétés mécaniques sont moyennes, ce qui fait que ces alliages sont utilisables pour des applications très diverses.

➤ AlSi7Mg

Ce sont des alliages à hautes propriétés mécaniques. La teneur moyenne en silicium, permet l'obtention d'excellentes propriétés de fonderie, et la teneur en magnésium rend possibles les traitements thermiques. On peut obtenir ainsi des degrés de durcissement variables et donc des compromis intéressants entre charge de rupture et limite d'élasticité d'une part, et allongement d'autre part[12].

➤ AlSi13

Il est le plus ancien et est encore très utilisé, du fait de son excellente aptitude au moulage et de sa bonne résistance à la corrosion, pour la fabrication des appareils ménagers, bâtiment et mécanique[12].

I.10.10.2. Microstructure et caractéristiques des ALLIAGES Al-Si

L'importance notable des alliages Al-Si dans l'industrie a motivé plusieurs chercheurs à étudier la microstructure de ces alliages en même temps que leurs propriétés. Deux écoles de pensée existent, chacune avec sa conception distincte de la formation de l'eutectique l'Al-Si et la modification de sa morphologie. Une école estime que c'est le mécanisme de nucléation du silicium eutectique dans les alliages Al-Si qui détermine la morphologie du silicium eutectique; Les autres attribuent sa morphologie à la cinétique de la croissance de l'eutectique de silicium. La microstructure des alliages Al-Si dépend de la composition chimique, le processus de coulée, et le traitement thermique impliqué. La microstructure des alliages Al-Si est composé de deux phases, à savoir Al et Si. Ces alliages sont une combinaison d'une phase à haute résistance fragile (Si) et une de faible résistance et ductile (Al), où la microstructure est typiquement composée d'une matrice d'aluminium contenant du silicium eutectique. Ce silicium peut être présent sous la forme des plaques d'aiguilles aciculaires, en forme de bloc ou d'une structure fibreuse, raffinée selon le niveau de la modification chimique et la vitesse de refroidissement de la pièce moulé. En général, l'eutectique silicium n'est pas uniformément réparti, mais tend à se concentrer aux limites interdendritiques[13].

I.10.10.3. Silicium eutectique

Silicium eutectique présente une structure à gros grains semblable à une plaque dans laquelle les plaques secondaires servent de concentrateurs de contraintes et de fournissent des plans de faiblesses; les deux, peuvent être combinés pour améliorer la résistance à l'initiation des fissures et leur propagation. La morphologie du silicium eutectique peut être modifiée par l'ajout de de petites quantités de Na ou Sr, à l'état fondu, alors que la modification peut aussi être obtenu par l'augmentation de la vitesse de solidification[13].

I.10.10.4. Phases intermétalliques

Deux des principales phases intermétalliques dans les alliages AL-Si sont des composés intermétalliques à base de Fer et de Cuivre. Les intermétalliques à base de fer ont tendance à former des β -Fe et / ou α -Fe ; Les particules β -Fe sont des plaquettes aciculaires qui ont un effet nocif sur les propriétés mécaniques, alors que les particules de la phase α -Fe apparaissent de façon plus compacte, sous forme de symboles chinois, et sont moins nocives pour les propriétés de l'alliage. Les intermétallique à base de Cu est principalement Al_2Cu , qui se trouve soit sous forme de particules en forme de blocs ou d'une fine eutectique $Al-Al_2Cu$ [14].

I.10.10.5. Secondary Dendrite Arm Spacing (SDAS)

L'Espacement des bras dendritiques secondaires est la distance linéaire entre deux des dendrites secondaire (ou bras) α -Al. Comme ce SDAS est régie par les conditions de solidification, il fournit donc une mesure directe de la vitesse de solidification. En général, les propriétés mécaniques des pièces moulées en aluminium ont tendance à corrélérer mieux avec les DAS que la taille de grain. Plus les vitesses de solidification sont grandes, plus l'espacement est fin, ce qui fournit de meilleures propriétés mécaniques[9].

I.10.10.6. Diagrammes de phases de l'alliage Al-Si

Examinons le diagramme d'équilibre du système Al-Si présenté dans la figure ;

Il est à noter que le point eutectique E est caractérisé par la température de fusion la plus basse sur l'ensemble des alliages Al-Si de différentes concentrations, qui peuvent exister. Nous remarquons que le pourcentage de silicium soluble dans l'aluminium à l'état solide est de 1,65% à la température $T_E=578C$. Cette solubilité maximale est représentée par le point A. Tous les alliages Al-Si pour lesquels la teneur en Si est inférieure à 1,65% se solidifient à l'équilibre. A l'issue de leur solidification, ces alliages se présentent comme des matériaux monophasés dans lesquels tout le silicium est entièrement dissout dans la matrice d'aluminium : Il s'agit de la phase α riche en aluminium. Il faut remarquer que la solubilité de Si dans Al à l'état solide diminue avec la température. Aussi, elle passe de 1,65% à 0 % à basse température. Cette solubilité en fonction de la température est décrite par la courbe AB : le solvus. [16]

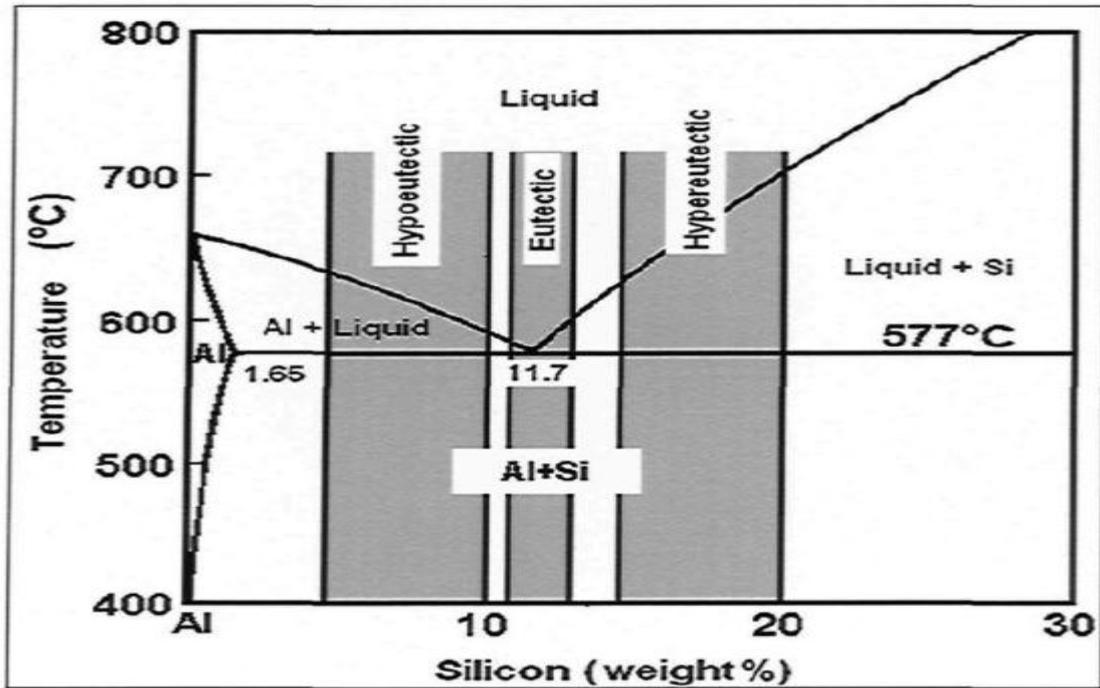


Figure I.3 : Diagrammes de phases de l'alliage Al-Si[16]

Les principales courbes constituant le diagramme sont :

➤ Le liquidus: il est formé par deux branches de courbe CED dont l'intersection forme le point eutectique E défini par une température de 578C. Le liquidus constitue, dans le diagramme, les lieux de début de solidification. Au-dessus de ces branches, tous les mélanges Al-Si sont à l'état liquide. La température du point E est inférieure à la température de fusion des deux constituants et de tous les différents alliages qu'ils peuvent former[12].

➤ Le solidus: CAEFD il est formé par un palier eutectique AEF à l'exception des deux extrémités en raison de l'existence de deux phases solides α et β , dont la première est riche en Al et la seconde en Si. Ainsi, le solidus constitue les lieux de fin de solidification[12]

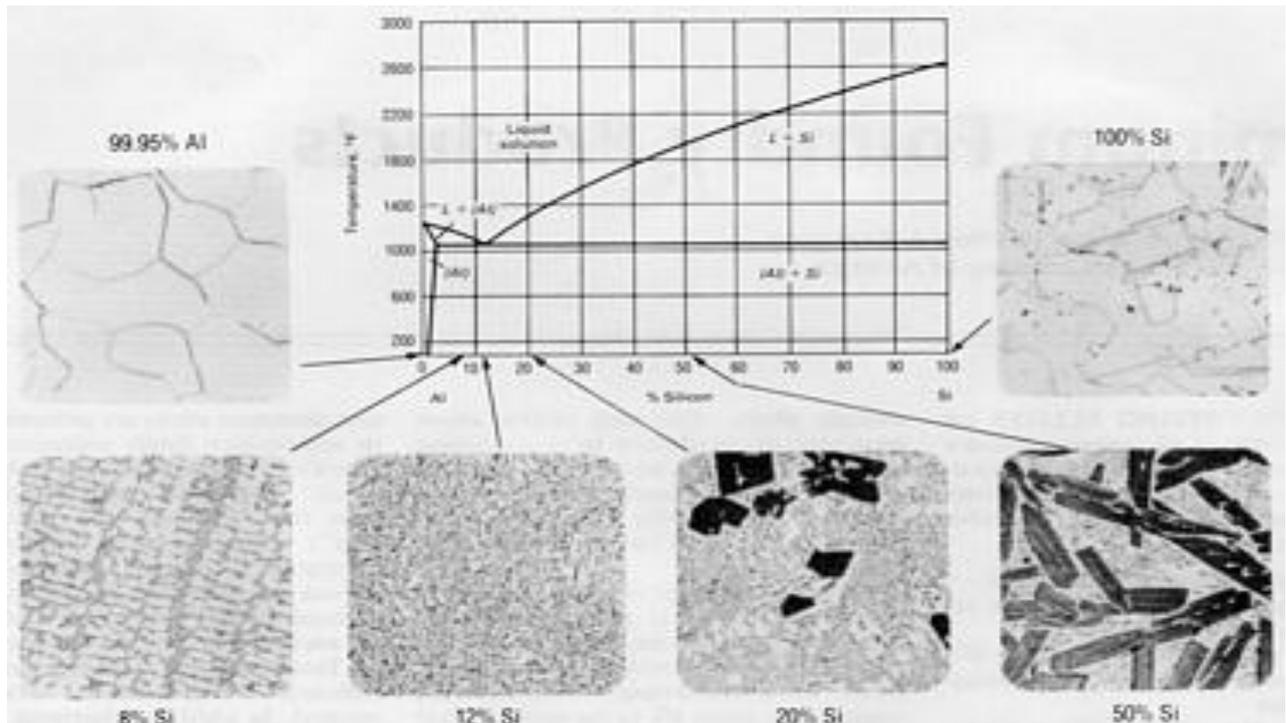


Figure I.3.b : Microstructures et diagramme de phase d'Aluminium-silicium des composants purs et des alliages de diverses compositions[13]

I.11. Procédé de fonderie

I.11.1 Généralités

Les organes et pièces constituant les machines et appareils proviennent de sources diverses de fabrication telles que le forgeage, l'usinage, l'estampage, la fonderie, etc.

La technique de fonderie est le plus souvent utilisée, car elle est non seulement économique, mais :

- Elle permet de produire des pièces de formes complexes (difficilement réalisables par usinage ou par d'autres procédés).
- La série des pièces est identique.
- L'obtention de pièces massives telles que bâtis, volants, etc.

Le moulage ou fonderie est un ensemble de procédés qui permet de réaliser des pièces métalliques brutes. Le moulage proprement dit, consiste à réaliser des pièces brutes par coulée du métal en fusion dans un moule en sable ou en métal (représentant l'empreinte de la pièce à obtenir). Le métal en se solidifiant, reproduit les contours et dimensions de l'empreinte du moule[18].

Les techniques de moulages les plus connus sont :

I.11.2. Moulage en sable

Le sable est serré à l'intérieur d'un châssis, cadres rigides généralement métalliques pourvus de poignées de manœuvres, de dispositifs de repérage. Un moule comporte au moins deux parties ; avec des surfaces de séparation appelées joint. Ce joint doit passer par une section maximum du modèle pour que celui-ci puisse être enlevé après serrage, sans détérioration du moule ; les arrachements de sable sont à éviter par la pente ou la dépouille[18].

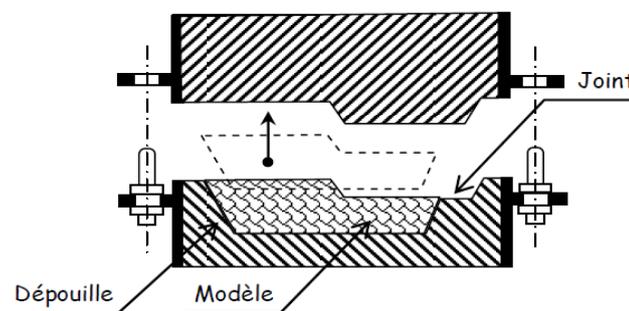


Figure I.4 : Moulage en sable[18]

I.11.3. Moulage naturel sur modèle

Le moulage à l'aide de modèles de forme simples, et ne présentant pas d'évidements importants, est appelé moulage naturel sur modèle.

Le modèle exécuté auparavant par le modelleur et ayant une forme semblable à la pièce définie par le dessin va être utilisé afin de fabriquer le moule[18].

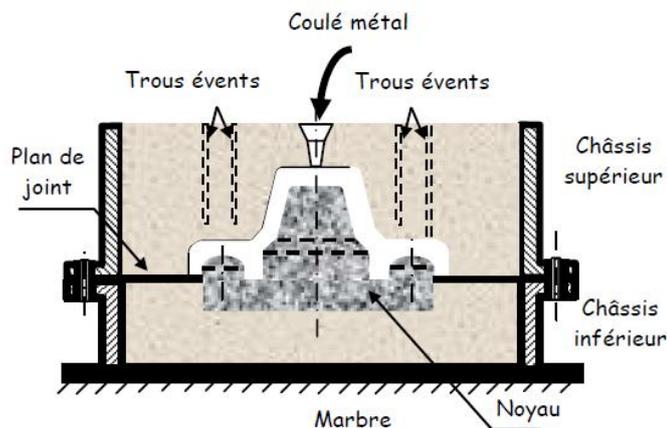


Figure I.5 : Moulage naturel sur modèle[18]

I.11.4. Méthodes modernes de fonderie

➤ Moulage par centrifugation

Le moulage par centrifugation est une méthode adaptée pour couler des objets de forme circulaire, tels que des tuyaux métalliques. Pendant la coulée, on imprime une rotation rapide au moule circulaire, il n'y a pas besoin de noyau car la rotation du moule plaque le métal par l'effet de la force centrifuge[20].

➤ Moulage par enrobage ou à la cire perdue

Le modèle est fabriqué en cire, souvent dans une installation de moulage en coquille, et revêtu d'une pâte aqueuse de matériau réfractaire qu'on laisse sécher. La coque réfractaire, avec le modèle en cire toujours à l'intérieur, est enfouie dans du sable et le moule passe au four. La cire fond et s'écoule, laissant le moule prêt à recevoir le métal. Les moulages obtenus par le procédé à la cire perdue donnent une bonne tolérance et reproduisent avec précision les petits détails[20].

I.11.5. Moulage en coquille

Une coquille est un moule métallique usiné, en fonte ou en acier, les pièces obtenues par ce procédé ont donc des dimensions précises et un bel aspect de surface ; les propriétés mécaniques sont bonnes par suite de la structure fine due au refroidissement rapide du métal . Le moulage en coquille se fait pour les grandes séries mais pour des pièces de petites et moyennes dimensions ; où l'on distingue deux techniques

I.11.5.1. Moulage par gravité

Le métal liquide est versé dans le moule et rempli ce dernier sous l'action de la pesanteur ou gravitation [20]

I.11.5.2. Moulage sous pression

La fonderie sous pression est destinée à réaliser des pièces en grandes séries. Cette technologie consiste à injecter à grande vitesse le métal liquide dans un moule métallique. On obtient ainsi un bon état de surface et on évite le maximum de reprise d'usinage. Il exige l'emploi de machines spéciales à couler, le métal est injecté dans la coquille sous l'action d'un piston[20]

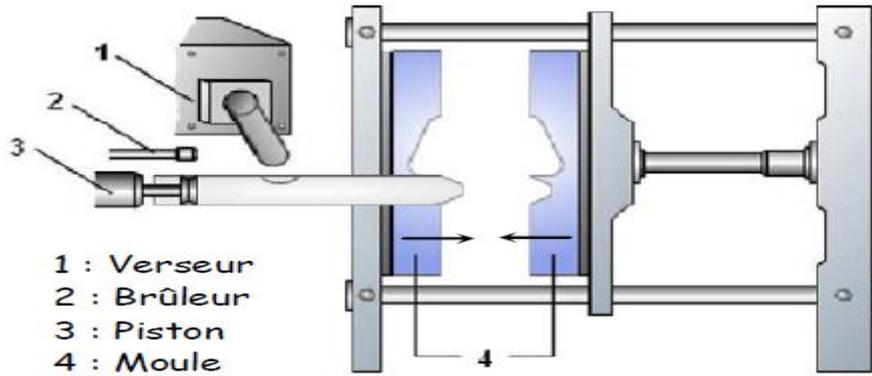


Figure I.6 : Moulage sous pression[20]

L'idée du procédé remonte à 1830 et les premiers essais industriels à 1840. Mais c'est avec le 20^e siècle que le procédé se développa, les premiers alliages étant facilement fusibles (plomb, étain, alliages plomb-étain-antimoine). L'essor industriel correspond pratiquement à celui de l'automobile. Le procédé a été appliqué ensuite aux alliages de zinc et d'aluminium. Le développement de ce genre de moulage pour les métaux non ferreux a été prodigieux ; en France, par exemple, la production de pièces en 1948 atteignait 5 000 t, en 1970 : 90 000 t et en 1991 : 145 000 t (sur les 230 000 t de production totale d'alliages légers, soit plus de 60 % de la production totale[18])

I.11.5.2. a. Description du procédé

Dans ce procédé, l'alliage liquide est injecté sous forte pression dans l'empreinte d'un moule métallique. L'alliage, poussé par un piston dans un conteneur en acier spécial au chrome-molybdène, est introduit dans le moule par une buse d'injection. En phase finale, la pression peut atteindre 70 à 80 MPa, voire 100 MPa ou plus. L'injection se fait en un temps très court, 0,1 s en moyenne. Les moules sont montés sur les plateaux d'une presse hydraulique horizontale, de grande puissance (jusqu'à 30 MN et plus de force de fermeture) pour éviter au moment de l'injection toute ouverture intempestive de l'outillage et toute fuite au plan de joint. Les pressions et les systèmes d'injection, les forces de fermeture des machines, dépendent de nombreux facteurs, notamment du genre d'alliage coulé, de la forme et du volume de la pièce. Les pièces produites sont précises, légères, et les cadences de production très rapides. Par contre, les outillages et les machines représentent des investissements très coûteux qui font réserver ce procédé à des fabrications de moyennes ou grandes séries[18]

I.11.5.2. b. Caractéristiques des pièces coulées sous pression

- Grande précision dimensionnelle
- Très bon état de surface
- Suppression de certains usinages
- Obtention de pièces légères
- Mise au mille très faible
- Bonnes caractéristiques mécaniques

I.11.5.2. c. Machines et outillages

En coulée sous pression les outillages subissent des efforts mécaniques et thermiques élevés. Ils sont obligatoirement métalliques,

la nature et la durée de vie des moules dépendant du genre de l'alliage coulé, de la forme de la pièce, des difficultés de moulage dues à cette forme et de beaucoup d'autres facteurs pratiques. On peut donner les renseignements indicatifs suivants :

— **alliages à base d'étain ou de plomb** : moules en acier au carbone non allié, de durée pratiquement illimitée (durée de plus de 500 000 pièces) ;

— **alliages de zinc** : moules en acier allié au carbone ou en acier allié au chrome-vanadium en général (durée de 300 000 à 5 à 6 millions de pièces) ;

— **alliages d'aluminium ou de magnésium** : moules en acier allié au chrome-vanadium avec parfois du molybdène, au chrome-nickel,

au chrome-tungstène avec parfois du cobalt (pièces simples : durée 250 000, pièces compliquées : 100 000 à 150 000) pour les parties

moulantes, les carcasses étant habituellement en acier moulé 32 NCD 14-M ;

— **alliages cuivreux** : moules en aciers alliés au chrome-tungstène avec parfois du molybdène (durée de 10 000 à 50 000 pièces)

Machines à couler sous pression

Selon le type du système d'injection, les machines à couler sous pression peuvent être classées en deux grandes catégories :

— les machines à chambre chaude ; Elles sont équipées du système d'injection utilisable seulement pour des alliages d'étain, de plomb ou de zinc (*Zamaks*). Le système d'injection à chambre chaude permet des cadences élevées[18],

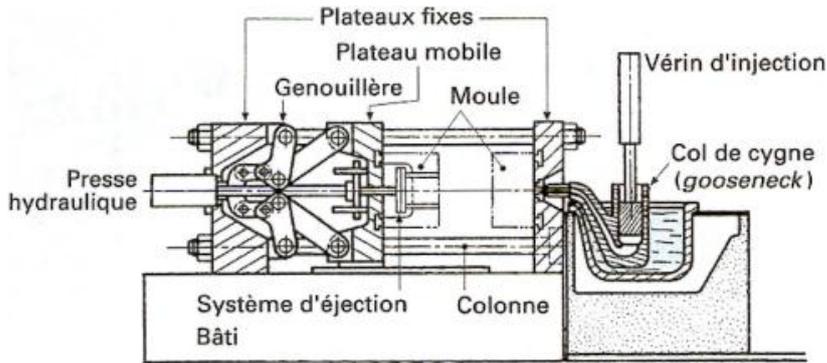


Figure I.7 : Machine à chambre chaude[18]

— les machines à chambre froide : Elles sont équipées d'un système d'injection comprenant un conteneur dans lequel circule le piston injectant l'alliage liquide dans le moule. Le four de maintien est installé à côté de la machine

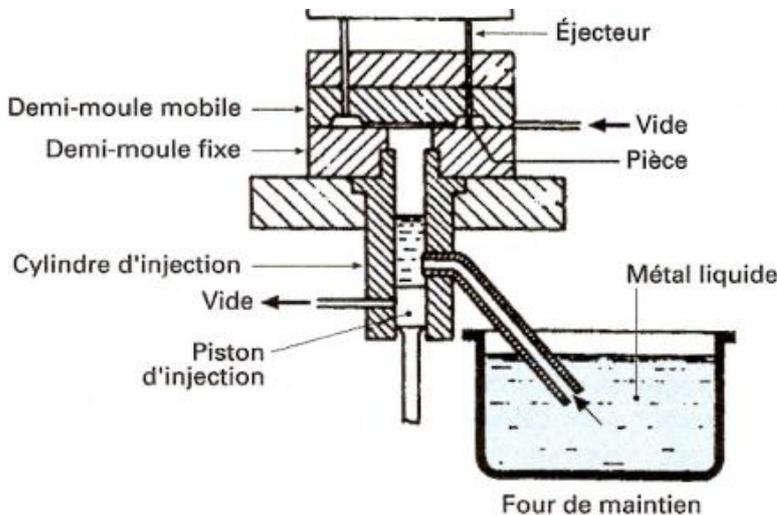


Figure I.8 : Machines à chambre froide[18]

I.11.5.2. d. Avantages et inconvénients de la coulée sous pression

Les avantages sont nombreux ; citons parmi les plus significatifs :

- bel aspect des pièces ;
- très grande précision, réduisant les masses et limitant l'usinage ;
- possibilité d'inserts ;
- meilleure étanchéité des pièces (carburateurs en *zamak* par exemple) ;
- caractéristiques des alliages un peu améliorées ;
- faibles dépouilles permettant d'économiser la matière, etc.

Par contre, les investissements sont toujours élevés, surtout pour les grosses pièces ; les outillages sont importants, très coûteux, et il faut prévoir pour les fabrications de grandes séries un équipement de deux outillages et parfois trois par machine. Les formes des pièces

doivent être pensées en fonction de ce procédé, simples à l'intérieur, plus compliquées à l'extérieur. Les inserts ne sont pas commodes à positionner dans les moules ; ils doivent être chauffés, introduits et mis en place entre chaque cycle en ralentissant les cadences. Les carters-moteurs peuvent de cette façon être moulés avec des chemises en fonte insérées dans le moule[18] [19].

I.11.5.2. e. Choix du procédé : Domaines d'emploi

Tenant compte des avantages de ce procédé, on pensera tout naturellement à la coulée sous pression au moment de l'étude de pièces en alliages non ferreux pour de nouveaux produits de grande diffusion. Et ce n'est souvent qu'en cas d'impossibilité que l'on se rabattra sur le moulage en coquille par gravité, en basse pression ou en sable aggloméré. Il faut toutefois s'assurer que, sur le plan économique, on peut amortir correctement les frais d'outillage et les investissements, et faire à chaque fois un calcul de rentabilité.

Mais on peut constater que le développement considérable de ce procédé dans tous les domaines (électroménager, marine de plaisance, automobile, télécommunications, bureautique, etc.) est une preuve de son intérêt économique et technique.

L'utilisation des pièces en aluminium coulé sous pression dans l'automobile, par exemple, est significative des possibilités et des atouts que cette technique a pu apporter au développement, à l'amélioration et à l'allègement des véhicules.

C'est une technique qui a connu une expansion continue depuis l'après-guerre et qui fait la preuve, tous les jours et dans tous les domaines, de ses immenses possibilités et de ses qualités. On peut penser qu'elle continuera à accroître son domaine d'emploi et à connaître de nouvelles applications [18] [19].

II.1. Introduction

La notion de traitements thermiques recouvre un ensemble d'opérations ayant pour but des transformations structurales effectuées sur les matériaux à l'état solide, sous l'influence de cycles de température convenablement choisis afin de leur conférer des propriétés particulières.

La structure micrographique est liée aux procédés d'élaborations, mais surtout aux conditions dans lesquelles les procédés de mise en forme sont utilisés. Elle peut être profondément modifiée par des traitements thermiques. En effet, les modifications structurales apportées par les procédés de mise en forme sont parfois favorables aux propriétés (écrouissage par exemple), mais présentent la plupart du temps certains inconvénients que les traitements thermiques peuvent souvent effacer.

II.2. But

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

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

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

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

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

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

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

II.3. Désignation

Il existe plusieurs façons de présenter une pièce faite d'un alliage d'aluminium. De

façon générale, on a les cinq désignations suivantes : F, O, W, T et H, qui représentent le traitement thermique ou le durcissement subi par la pièce. Les pièces portant la mention F sont livrées telles que produites. Ces pièces ont été mises en forme sans qu'il n'y ait un contrôle des conditions thermiques ou des contraintes de mise en forme. Les pièces de type O ont subi un recuit et une recristallisation. Cela est utilisé sur les produits coulés, pour avoir une meilleure ductilité ou pour une meilleure stabilité des dimensions. Le symbole O peut être suivi d'un chiffre, pour avoir plus de précisions sur le traitement utilisé. Les pièces identifiées d'un W ont subi une mise en solution, suivie d'une trempe. Cela est utilisé seulement pour les pièces qui ont un vieillissement naturel rapide qui se produit immédiatement après la mise en solution. Le temps requis au vieillissement naturel doit être indiqué pour que la désignation soit acceptable, par exemple : W lh. Pour être dans la catégorie T, il faut subir un traitement thermique qui fournit un produit stable après la trempe et qui est différent des trois autres traitements[5].

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 alliage n'en ont pas subit.

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

H11 : mou

H12 : 1/4 dur

H14 : 1/2dur

H16:3/4dur

H18:4/4dur

H19 : extra dur

Les notations commençant par un H2X, X variant de 2 à 9, représentent des pièces qui ont subi un écrouissage suivi d'un recuit de restauration. Les H3X sont un traitement d'écrouissage suivi d'une stabilisation[5].

II.4.Traitements de durcissement structural

La possibilité de traiter thermiquement un alliage est due à l'augmentation, avec la température, de la solubilité à l'état solide des éléments d'addition. Autrement dit, pour qu'un alliage soit traitable thermiquement, il y a lieu que l'un au moins des constituants donne avec l'aluminium un diagramme d'équilibre binaire[21].

Les stades du traitement de durcissement structural :

Le traitement thermique dit de durcissement structural comporte trois grands stade

II .4.1.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 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[21] [15].

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

Lors de la mise en solution des alliages de fonderie, il se produit deux changements plus ou moins importants. Premièrement, la formation de précipités métastables, comme le β' -Mg₂Si, provoque des micro contraintes qui conduisent à une baisse générale de la ductilité. Deuxièmement, la mise en solution provoque des changements dans la morphologie des cristaux de silicium. L'effet premier est l'arrondissement des coins des particules de silicium. La sphéroïdisation des particules est grandement accélérée par la modification au strontium[15].

II.4.2. 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[22].

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[22].

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[21] [22].

Techniquement, il y a deux choses dont il faut tenir compte lors de la trempe.

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

II.4.2.a. Milieux de trempe

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

On peut le stabiliser en ajoutant des additifs ou obtenir le même effet en abaissant la tension de surface. D'autres additions, comme le polyalkylène glycol (huile synthétique) forment un film isolant stable qui ralentit aussi le taux de refroidissement. Plus le film est

épais, plus le taux de transfert de chaleur diminue. L'addition de ce polymère aide aussi à uniformiser le mouillage de la pièce et minimise ainsi la distorsion de la pièce. Le film ainsi créé doit résister à l'agitation durant la trempe[22].

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

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

Le refroidissement lors de la trempe à l'eau commence assez lentement, car il y a formation d'un film de vapeur isolant qui se développe autour de la pièce. Ce film de vapeur empêche l'eau de mouiller la surface et est caractérisé par un faible taux de transfert de chaleur. Il se produit ensuite une zone où le film de vapeur devient instable et où il y a un mouillage intermittent qui se produit. Lorsque la température diminue, la couche de vapeur se désintègre et un mouillage permanent se produit. Dans cette zone, le transfert de chaleur devient très rapide et le reste jusqu'à la fin de la trempe.

La courbe de refroidissement de la trempe à l'air n'a pas ces variations de taux de refroidissement, elle montre plutôt un refroidissement quasi constant du début à la fin pièce[22].

II.4.3. Effets de la géométrie et contraintes résiduelles

Les taux de refroidissement des échantillons sont généralement uniformes, car les échantillons sont petits et refroidissent rapidement. Par ailleurs, plus la pièce est épaisse, moins les propriétés mécaniques sont élevées. Cela est dû au taux de refroidissement beaucoup plus lent des pièces de grande épaisseur. Avec une pièce dont la géométrie comporte des parties minces et des parties plus épaisses, il y a une grande différence entre le

taux de refroidissement de chacune. Les propriétés mécaniques différentes pour chacune des parties. De plus, ces différences d'épaisseur génèrent une forte concentration de contraintes internes.

Le gradient de température qui se forme lors de la trempe est à l'origine de ces contraintes internes. Il provoque des déformations plastiques provenant des différentes zones de compression et d'expansion de la pièce. Comme la surface refroidit en premier, elle tend à se contracter et à compresser l'intérieur. La réaction qui se produit alors laisse la surface dans un état de tension. Lorsque le centre de la pièce refroidit, la surface le restreint dans sa contraction. Le résultat final laisse la surface en compression et le centre, sous contrainte. Ces deux forces s'équilibrent à l'intérieur de la pièce. Plus le taux de refroidissement est élevé, plus les contraintes internes sont grandes. Lorsque ces forces sont trop importantes, il en résulte une distorsion ou une déformation plastique des pièces.

Une des façons de minimiser les contraintes internes lors de la trempe de pièces constituées de différentes épaisseurs, consiste à recouvrir d'isolant les parties plus minces pour ralentir leur refroidissement[13].

II.4.4. Vieillissement artificiel

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

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

Le maximum des propriétés mécaniques des alliages d'aluminium est obtenu lorsque la solution solide contient des zones de Guinier-Preston et des précipités métastables correspondants aux états intermédiaires des précipités à l'équilibre. Les précipités stables ne se forment pas directement. Il y a d'abord la formation de zones de Guinier-Preston. Ces zones GP, des petits amas d'atomes cohérents avec la matrice, sont en fait un enrichissement local de la solution solide en atomes de soluté. En augmentant le temps de vieillissement, la taille des zones GP augmente ainsi que la dureté de l'alliage. En poursuivant le vieillissement, les zones GP continuent de croître ; et les zones qui contiennent un pourcentage élevé en

éléments alliés forment des phases plus grosses qui sont, en fait, les formes transitoires des précipités stables. Ces phases transitoires sont généralement cohérentes avec la matrice, et deviennent incohérentes lorsque leur taille augmente. Les propriétés mécaniques diminuent lorsque les précipités deviennent incohérents[15].

II.5. Phénomènes de durcissement

Il est à noter qu'il existe deux phénomènes principaux de durcissement: le durcissement structural et le durcissement par solution solide. Ce dernier résulte de la création de champ de contraintes, autour des atomes étrangers, dans la solution solide formée. Cependant, ce type de durcissement ne nous concerne pas, puisque nous nous intéressons particulièrement aux alliages Al-Si destinés à l'industrie. En effet, le pourcentage en Si de ces derniers (2 à 25 %), n'implique pas la solution solide Al-Si[21].

II.5.1. Durcissement structural (Zones Guinier-Preston)

Les mécanismes du durcissement structural ont été imaginés bien avant le développement des techniques d'observation par MET qui permettent, entre autres, l'étude des interactions locales précipité/ dislocations, ainsi que les traitements statiques qui rendent compte de la distribution des obstacles et de leur résistance à l'échelle d'un grain[21].

II.5.2. Précipitation dans les alliages à durcissement structural

Le durcissement structural, résultant de la précipitation de fines particules de phases métastables ou stables, présente un intérêt pratique particulier ; à la fois parce qu'il permet d'atteindre un niveau important des caractéristiques mécaniques et aussi parce qu'il peut être ajusté et contrôlé par simple traitement de revenu. Ce dernier peut être effectué soit sur demi-produits (avant découpage, usinage mécanique ou chimique ...etc.), soit sur pièces finies (après mise en forme, assemblage, etc.) .

Les propriétés mécaniques et la dureté des alliages d'aluminium à durcissement structural, sont liées aux changements de microstructure, notamment à travers la formation de zones GP ou de précipités de phases métastables. La précipitation est influencée conjointement par la nature des éléments d'addition et par le traitement thermique .

Le processus de précipitation débute par la mise en solution des solutés dans l'aluminium. En portant l'alliage à une température supérieure à la température de solvus T_s

pendant une durée suffisante, on obtient une solution solide sursaturée en solutés et en lacunes. Cette sursaturation influence la cinétique de précipitation[21] .

Au cours du maintien de l'alliage à une température constante (ou maturation), se forment des zones GP en grande densité. Ces dernières consistent en de petits amas d'atomes solutés qui introduisent des distorsions élastiques dans le réseau cristallin de l'aluminium et qui sont donc responsables du durcissement. Les atomes de soluté des zones GP se placent toujours aux noeuds du réseau de la matrice d'aluminium[21].

Si l'on fait subir ensuite à l'alliage un revenu à une température située entre 100°C et 200°C pendant une durée variable, la précipitation évolue par dissolution d'une partie ou de la totalité des zones GP et par formation de nombreux précipités de transition, de taille nanométrique, qui possèdent leur propre structure cristalline et chimique[22].

Le mécanisme de durcissement de l'alliage par précipitation implique la formation

d'amas cohérents d'atomes de soluté c'est à dire que les atomes de soluté rassemblés dans un amas doivent avoir toujours la même structure cristalline que la phase du solvant. Ceci crée alors beaucoup de distorsion car les paramètres cristallins des précipités peuvent être légèrement différents de ceux de la matrice du métal. Conséquemment, la présence de ces particules de précipités procure une plus grande résistance en obstruant et en retardant le mouvement des dislocations. Dans les alliages d'aluminium pouvant subir un traitement thermique, on retrouve trois classes de particules de précipités : des précipités cohérents et semi-cohérents, lesquels sont la source du durcissement par précipitation et deux types de particules incohérentes : des particules grossières ($> 1 \mu\text{m}$),

souvent associées aux impuretés contenant du fer et des fines particules intermétalliques ($\sim 0.1 \mu\text{m}$) résultant de l'addition d'éléments de transition. La taille des précipités et la distance entre eux ont une très grande influence sur les propriétés mécaniques de l'alliage. La figure II.1 montre les représenta-

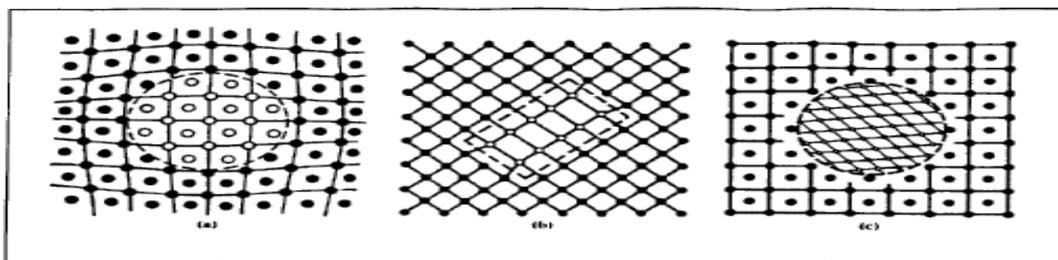


Figure II.1 Représentations schématiques de précipités dans les solides cristallins : a) précipité cohérent avec distorsion du réseau due à une dilatation de volume ; b) précipité semi-cohérent ; c) précipité incohérent¹: [21]

tions schématiques des trois types de précipités qui peuvent survenir dans la matrice cristalline [22].

II.6.Conclusion

Les traitements thermiques, en permettant l'obtention de meilleures propriétés pour les matériaux métalliques, par une bonne adaptation de leur structure, contribuent à l'amélioration du comportement en service des pièces métalliques et à leur facilité de fabrication mais, chargés d'améliorer les propriétés des alliages, ils peuvent apporter néanmoins quelques défauts indésirables : on les rencontre au niveau des variations de forme ou de dimensions des pièces traitées, des contraintes résiduelles et de diverses altérations.

ETAT de l'art sur l'effet combiné entre les éléments d'addition et les traitements thermiques sur les propriétés mécaniques et la microstructure dans les alliages Al-Si :

III.1. Introduction

La Résistance, la dureté, la ténacité, l'élasticité, la fragilité et la ductilité sont des propriétés mécaniques qui déterminent le comportement des métaux sous la charge. Ces propriétés sont décrites en termes de types de forces ou des contraintes que le métal doit supporter et la manière dont il les supporte. Le fait que les propriétés de traction et la dureté dépendent de plusieurs variables peut expliquer la confusion existant en relation avec les propriétés des alliages en aluminium coulé. Les paramètres suivants peuvent être considérés comme les plus importants parmi les nombreux paramètres qui affectent les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium-silicium coulé :

- Le type d'alliage et de la variation de la composition chimique.
- La solidité du métal, qui peut être affectée par la porosité de gaz, le retrait et la porosité des inclusions non métalliques.
- Les caractéristiques métallurgiques, dont des exemples sont la taille des grains et la distribution des constituants.
- Le taux de solidification, qui peut être directement liée à l'espacement des bras de dendrites.
- Le traitement thermique, ce qui provoque une transformation de phase à l'état solide de l'alliage.

III.2. Les propriétés mécaniques des alliages Al-Si

Il est important de mettre en relation les mécanismes de transformations de phases des matériaux avec les diverses microstructures qui se forment, les effets de l'addition des éléments d'alliage Fe, Mn, Mg et Cu, Sr sur les caractéristiques microstructurales et sur les propriétés mécaniques des alliages eutectiques Al-Si seront examinés et discutés dans ce chapitre.

La Modification et l'affinage du grain sont couramment utilisés dans la production d'aluminium des pièces moulées afin d'améliorer leurs propriétés mécaniques.

Les alliages d'aluminium-silicium, sans modification par traitement sont caractérisés par des propriétés mécaniques relativement médiocres en raison de la présence de plaques de silicium grossière aciculaire eutectique qui agissent comme des concentrateurs de contraintes internes[12].

La structure des grains est également une caractéristique importante de pièces moulées en alliage d'aluminium. Les chercheurs ont souvent fait remarquer que la taille de grain fine est avantageuse en fonderie puisque les caractéristiques d'alimentation, résistance à la déchirure, et les propriétés mécaniques se trouvent améliorées. Pour cette raison, les raffineurs de grains sont souvent ajoutés à la masse fondue avant la coulée de façon à obtenir une bonne structure de solidification équiaxe.

L'addition d'éléments d'alliage tels que le cuivre et le magnésium améliore les propriétés mécaniques d'alliages l'aluminium-silicium de fonderie. Au vu de ce qui précède, l'objet de cette partie de chapitre est basé sur des articles publiés concernant les effets de l'ajout d'un traitement thermique et des éléments d'alliage sur la microstructure, la dureté, et les propriétés de traction des alliages Al-Si quasi-eutectiques.

III.3. Caractéristique des particules de Si

La morphologie du silicium eutectique joue un rôle essentiel dans la détermination des propriétés mécaniques des alliages Al-Si. La taille des particules, la forme, et l'espacement sont tous des facteurs qui caractérisent la structure de silicium.

Le silicium constitue la phase dure de l'alliage qui provoque une discontinuité de la matrice mou et ductile de l'aluminium. Parce que α -Al est la phase plus douce et Si est une phase dure et moins ductile, les contraintes provoquent une distribution anisotrope de la déformation plastique, qui est plus grande dans la phase plus douce. La contrainte locale dans la phase plastique plus douce conduit à un renforcement rapide de l'alliage, avec des dislocations qui s'accumulent au niveau des interfaces α -Al / Si. Cela peut conduire à la formation de microfissures et clivage de ces sites ductile-fragile[13].

III.4.Caractérisation de la microstructure

Pour pouvoir caractériser un alliage il nous faut une étude métallographique pour examiner les changements spécifiques résultant des procédures de traitement (la modification et raffinage de grains), des éléments d'addition et de la mise en solution de traitement thermique du point de vue de la microstructure et de la composition chimique, ainsi que l'évolution qualitative de la morphologie et de la taille des phases[21].

III.5.Effet des éléments d'addition sur les propriétés mécaniques

La plupart des recherches sur les alliages industriels Al-Si, portent essentiellement sur l'effet des éléments d'addition sur les caractéristiques microstructurales et les propriétés mécaniques. Cependant, les additifs ne peuvent généralement prendre effet que par des traitements thermiques appropriés. La mise en solution par exemple, permet de dissoudre des composés qui peuvent être néfastes pour les propriétés mécaniques. Les travaux de *Anne Lise Dons et al* [14], sur des alliages de composition Al-7%Si et Al-11%Si avec variation de la teneur Mg et Cu (0.2-0.5%Mg and 0.3-3%Cu) et un traitement thermique 540 °C/1 h + 175 °C/6 h et 490 °C/24 h + 160 °C/24 h, montre qu'une addition de Mg et Cu, seul ou en même temps, permet d'augmenter la résistance et réduire la ductilité. Dans l'état coulé, la limite d'élasticité et la résistance à la traction sont assez indépendantes de la teneur en Mg dans 0,2-0,5% Mg. Dans la plupart des alliages à haute teneur en Mg la limite élastique et la résistance à la traction augmentent pour tous les alliages après le traitement thermique. Ceci est principalement l'effet de durcissement des particules Mg-Si, telles que la phase β . Anne Lise Dons et al ajoute en se basant sur les études de Mustapha et al que la ductilité a considérablement diminué avec l'augmentation de Mg, c'est aussi le cas dans le matériau coulé où la résistance était assez indépendante teneur du Mg.

La ductilité a augmenté au cours du traitement thermique de la mise en solution, mais elle a diminué de nouveau pendant le durcissement.

Même à 0,2%, le Cu a un effet sur la quantité des grandes particules Si et sur la ténacité, mais pas sur le nombre de petites particules Si.

La limite d'élasticité et la résistance à la rupture sont quasiment égales dans les alliages avec 7% de Si et 11% de Si avec la même teneur en Cu et Mg. La ductilité a été inférieure pour l'alliage à 11% de Si.

Une seule raison: le montant des deux grandes et petites particules de Si plus élevé, parce que la fraction eutectique est plus élevée. Encore un autre mécanisme pour la diminution de la ductilité de Cu et Mg, ce qui n'exclut pas les autres, c'est que l'augmentation de l'intervalle de solidification provoquée par l'addition de Cu augmente la chance de retrait de porosité.

Concernant la dureté, des études de *M.F. Ibrahim et al.* [23] à partir des expériences à des échantillons dont la composition est :

Alloy code	Element concentration (wt%)							
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Al
D1 (or LD1)	6.76	0.201	3.812	0.0059	0.0081	0.0042	0.0114	Bal.
D2 (or LD2)	6.59	0.1899	3.569	0.0065	0.1067	0.0044	0.0098	Bal.
D3 (or LD3)	6.39	0.1815	3.465	0.0069	0.2384	0.0050	0.0096	Bal.

Tableau III.1 : Composition chimique des alliages étudiés par *M.F. Ibrahim et al.*[23]

Avec un traitement thermique 495°C pendant 8 h, puis trempé dans l'eau chaude à 65°C et vieilli artificiellement à 180°C. Il a été constaté que la dureté augmente avec une augmentation de la teneur en Mg et la vitesse de refroidissement, même si elle diminue avec modification par Sr et l'utilisation d'une faible vitesse de refroidissement à la fois.

La valeur de dureté Brinell pour les alliages non modifiés (sans l'ajout de Sr) est de 143,52 HB.

Il a également été observé que l'augmentation de la teneur en Mg, jusqu'à 0,4% en poids, à différents temps de vieillissement produit des effets positifs sur la dureté, indique que le durcissement est dû à Mg₂Si précipitation.

Des travaux de *A.M.A. Mohamed et al.* [24] Concernant l'addition de Fe et Mn dans des alliages près de l'eutectique Al-10.8%Si sous l'effet aussi d'un traitement à 495 °C pour 8 h, puis trempé dans l'eau chaude à 65°C, suivie d'un vieillissement artificiel a 180°C.

Alloy code	Chemical composition (wt%)									
	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Sr	Ti	Al	Mn/Fe	S,F ^c
RGM ^b	10.92	2.138	0.373	0.429	0.471	0.030	0.22	bal.	1.096	1.37
<i>RF Group - Fe and Mn addition</i>										
RF1	10.82	2.099	0.276	0.733	0.667	0.03	0.22	bal.	0.909	2.07
<i>RC Group - Cu and Mg addition</i>										
RC1	10.95	2.726	0.276	0.464	0.487	0.03	0.27	bal.	1.050	1.44

Tableau III.2 : Composition chimique des alliages étudiés par *A.M.A. Mohamed et al.*[24]

Il a été trouvé que le fer et le manganèse, qui forment des composés complexes et des phases intermétalliques, avoir un effet nuisible sur les propriétés de l'alliage. La présence de ces composés peut réduire l'énergie nécessaire à la rupture, par contre l'allongement dans les deux alliages est passé de 1,945% dans l'alliage RGM à 1,825% et 1,779%, respectivement. Il est également observé que lorsque le pourcentage de de Fe et / ou Mn augmente au-delà de 0,75%, une diminution notable la résistance et la ductilité opère, ce qui peut être attribué à la présence de Fe et Mn (phase Polyedrale 'SLUDGE ' and β -Fe) dans la structure des alliages RF1, qui ont peu d'effets bénéfiques sur les propriétés de l'alliage coulé. Si les composés intermétalliques Fe sont considérés comme des inclusions dans l'alliage, la limite d'élasticité dépend alors fortement du type et de la taille critique de ces composés intermétalliques β -Fe (principalement Fe). Cela expliquerait la réduction de la limite d'élasticité lorsqu'il atteint un certain taux de Fe.

A.M.A. Mohamed et al [24] fini par conclure que le Fer et Manganèse au-dessus du niveau critique (0,75%) provoquent de graves pertes de ductilité dans le produit final en raison de la formation de la phase β -Fe et phase Polyedrale 'SLUDGE'. Par conséquent, pour atteindre des propriétés mécaniques optimales, le fer et le manganèse, ajoutée à cet alliage ne doivent pas être au-delà de 0,75% pour les deux.

III.6.Effet des éléments d'addition sur la microstructure

L'étude métallographique nous aide à déterminer tous changement microstructural sous l'effet des éléments d'additions qui ont une grande influence sur les propriétés mécaniques discutées précédemment. Nous citons les recherches de *Lorella Ceschini et al*[25], qui fait l'étude de l'effet composition chimique (avec différente teneur Fe et Mn) sur la microstructure d'un

Alloy type	Al	Cu	Si	Mg	Fe	Mn	SDAS (μm)	SDAS (μm)
A	Bal.	2.3	10	0.3	0.1	0.05	10	50
B	Bal.	2.3	10	0.3	0.5	0.00	10	50
C	Bal.	2.3	10	0.3	0.5	0.25	10	50

Tableau III.3: Composition chimique des alliages étudiés par Lorella Ceschini et al[25]

alliage Al-10% de Si-2% Cu Comme indique le tableau, il y a variation des teneurs de Mn et Fe, les 3 alliages ont subit un traitement de mise en solution 496 °C pendant 6 h, suivie d'une trempe a l'eau (à environ 60 °C), le vieillissement naturel 24 h et un vieillissement artificiel finale à 175 °C pendant 8 h.

Un appareil spécial a été utilisé pour produire des échantillons moulés dans des conditions de solidification contrôlée, afin d'obtenir deux valeurs de l'espacement secondaire dendrites de bras (SDAS), égale à environ 10 et 50 μm . La caractérisation de la microstructures de l'alliage a été réalisée par microscopie optique et électronique à balayage, à évaluer l'effet composition chimique sur les défauts de solidification, telles que SDAS ainsi que la morphologie et la composition riches en composés intermétalliques Fe. *Lorella Ceschini et al* [25]. constate que dans les échantillons à forte teneur en Fe des composés sont principalement : β - (Al_5FeSi), avec leur forme d'aiguille typique, ainsi que les phases α - ($\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$) et - ($\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$), sous forme de symboles chinois, ont été observés dans les échantillons contenant du Mn.

Les facteurs microstructuraux, telles que la forme et la composition des intermétalliques riches en Fe, influencent la traction et la fatigue des échantillons avec les SDAS inférieurs et avec des petits défauts de solidification. La composition chimique a un effet négligeable sur la résistance à la traction, alors qu'il a influencé l'allongement à la rupture, qui était significativement plus faible dans l'alliage avec la plus grande fraction volumique d'intermétalliques riches en fer. La présence d'une fraction volumique élevée de ces intermétalliques a également augmenté la résistance à la fatigue à forte contrainte appliquée, tandis qu'elle a diminué les cycles à la rupture à faible contrainte appliquée.

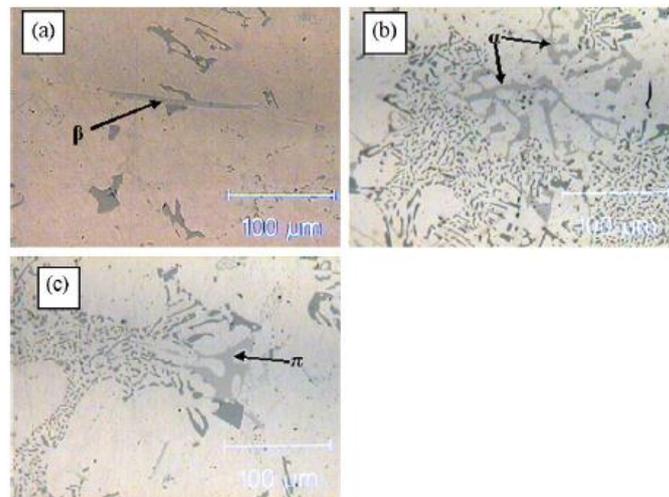


Figure III.1 : Microstructure observés par *Lorella Ceschini et al.* [25]

Aiguilles β - Al_5FeSi , Phases essentiellement présentes dans l'alliage B, avec 0,5% Fe et Mn (a). Phase sous forme d'écriture chinoise α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$, essentiellement présente dans l'alliage C (b). Phase sous forme d'écriture chinoise π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ présente dans tous les trois alliages (c) [25]

Lorella Ceschini et al [25] finit par conclure que la microstructure hypoeutectique typique, composé de dendrites α -Al, entouré par le Si eutectique, a été observée dans tous les échantillons produits. Taux affecté non seulement les valeurs SDAS mais aussi la forme du silicium de l'eutectique, la taille et la forme des défauts de solidification (pores de gaz et les retraits de la cavité), ainsi que la fraction de la taille et du volume de composés intermétalliques.

La réduction de la SDAS augmente la résistance à la traction, mais dans les échantillons avec de plus petits SDAS, l'allongement à la rupture a subi une perte de plus en plus a cause de la teneur de Fe et Mn, en raison de la plus grande fraction volumique d'intermétallique riche en composés Fe.

Une vitesse de refroidissement plus élevée conduit à : des valeurs plus faibles SDAS, même modifié les particules de Silicium eutectique, une plus faible fraction volumique de défauts de solidification ainsi que les petits composés intermétalliques à base de Fe.

Nous citerons notamment, les travaux de *A.M.A. Mohamed et al*[24], qui ont étudié les effets de la modification, par le Sr (raffinage de grain et de traitement de vieillissement), ainsi que les effets d'éléments d'addition, sur les propriétés mécaniques de l'alliage eutectique Al-10.8%Si, le tableau présente la composition chimique de divers alliages Al-Si, les alliages ont subit un traitement de mise en solution à 495°C pendant 8h et une trempe à l'eau chaude à 65°C avec un vieillissement artificiel à 155°C, 180°C, 200°C, 220°C, et 240°C pendant 5h.

Alloy code	Chemical composition (wt%)									
	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Sr	Ti	Al	Mn/Fe	S.F ^c
<i>R Group - Sr and Ti addition</i>										
R ^a	10.89	2.243	0.309	0.464	0.492	0.014	0.057	bal.	1.069	1.45
RM	10.93	2.221	0.370	0.449	0.494	0.030	0.077	bal.	1.099	1.44
RGM ^b	10.92	2.138	0.373	0.429	0.471	0.030	0.22	bal.	1.096	1.37

Tableau III.4 : Composition chimique des alliages étudiés par *A.M.A. Mohamed et al*[24]

Les microstructures montrent que les plaquettes de silicium, se décomposent en petits fragments et deviennent graduellement sphéroïdales. La modification par Sr à une influence profonde sur la sphéroïdisation, elle révèle qu'un degré élevé de sphéroïdisation se produit, pendant la mise en solution à 495°C, dans les alliages modifiés. Les changements microstructuraux résultant du traitement thermique de mise en solution, proviennent de l'instabilité de l'interface entre deux phases.

La microstructure de l'alliage R montre dans lequel la phase α -Fe apparaît dans la forme de petites particules sous forme de symboles chinois entrecoupées de particules de silicium; cette observation indique que les particules de α -Fe avaient précipité pendant les réactions co-eutectiques ou post-eutectiques. L'ajout 150 ppm Sr à l'alliage de base engendre la précipitation α -Fe de la phase Fe sous la forme d'une phase de pré-dendritique, aussi la phase Al_2Cu a été observée en train de se dissoudre presque complètement au cours du traitement thermique de mise en solution de tous les alliages étudiés, notamment ceux qui contiennent des niveaux élevés de Mg et Fe, tandis qu' $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$, phase Polyédrale 'SLUDGE', et Fe ont persisté après traitement thermique de mise en solution.

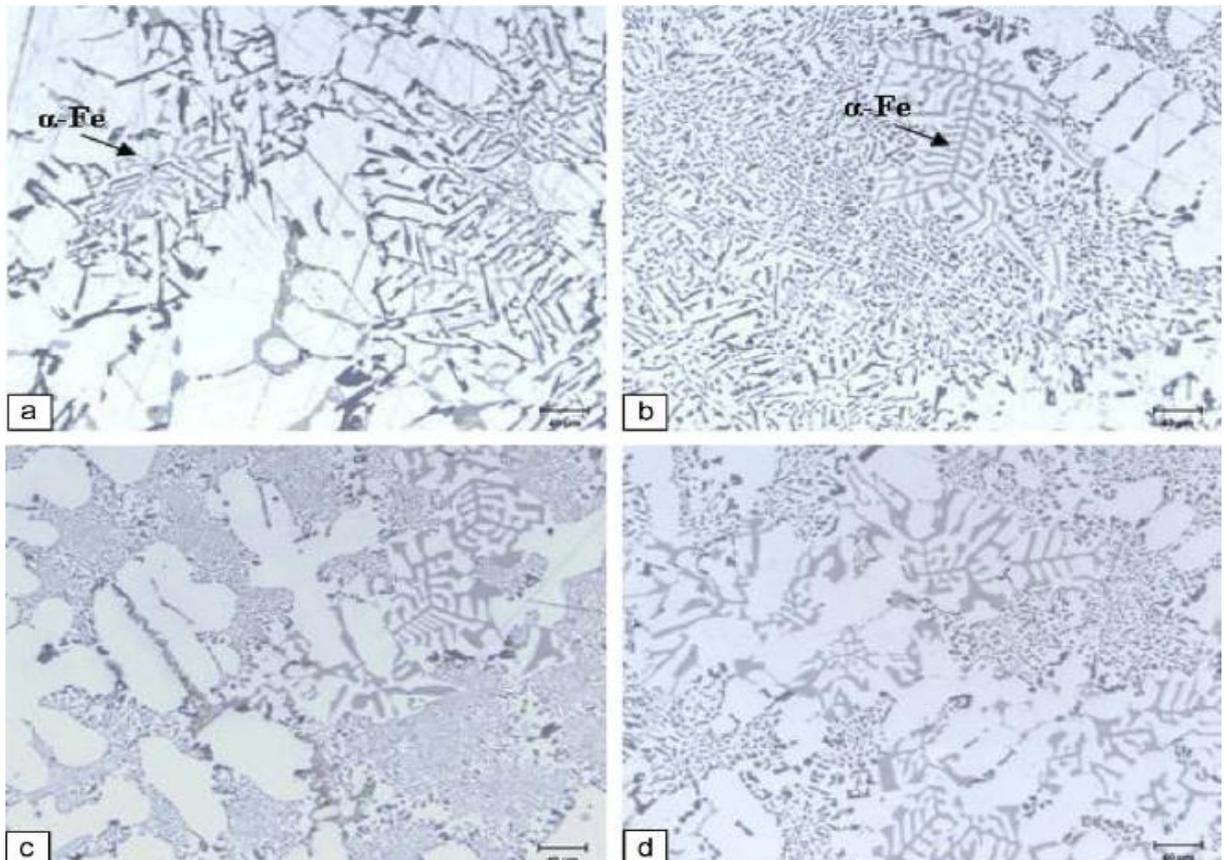


Figure III.2.: Microstructure observée par A.M.A. Mohamed et al[24]

Microstructure typique d'observé en (a et b) R, (c et d) RM, et (e et f) les alliages de RGM en (a, c, e) de coulée état et (b, d, f) après la mise en solution.

Après cette étude, *A.M.A. Mohamed et al[24]* finit par conclure que :

- Une augmentation de la teneur de Mg et Cu fournie aux alliages contenant du strontium, une augmentation de la taille des particules de Si (zone, de la longueur, et le rapport d'aspect) et réduit le rapport de la rondeur et la densité des

particules, ce a diminuer l'influence de la modification de Sr. l'ajout de Fe et / ou Mn n'a pas d'effet significatif sur les caractéristiques des particules de silicium.

➤ Le teneur de fer et de manganèse au-dessus du niveau critique (0,75%) provoqué de graves pertes de ductilité dans le produit final en raison de la distribution de la formation des phases β -Fe et phase Polyedrale 'SLUDGE'. Par conséquent, pour atteindre de propriétés mécaniques optimales, le fer et le manganèse ajoutés à cet alliage ne doivent pas être au-delà de 0,75% pour les deux.

III.7.L'effet des traitements thermique sur les propriétés mécaniques et la microstructure

Le traitement thermique est l'un des procédés principaux, employés pour améliorer les propriétés mécaniques des alliages Al-Si, et l'action des additifs. Aussi utilisé pour décrire toutes les pratiques thermiques destinées à modifier la structure métallurgique des produits, beaucoup d'études ont été réalisés dans ce cadre nous citons :

Les travaux de *Z. Ma et al*[26] a examiné l'effet de la vitesse de refroidissement pendant le traitement de mise en solution d'un alliage Al-11Si-2.5Cu-Mg sur la dureté.

La composition chimique est :

Alloy	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Cr	Sr	Zn	Al
E1	10.8	2.7	0.38	0.43	0.46	0.029	0.0001	0.13	Bal.
E2	10.8	2.6	0.38	0.41	0.46	0.028	0.0167	0.13	Bal.
E3	10.8	2.6	0.38	0.40	0.46	0.028	0.0272	0.13	Bal.
E4	11.1	2.7	0.37	0.46	0.68	0.029	0.0004	0.13	Bal.
E5	10.9	2.6	0.38	0.42	0.69	0.029	0.0163	0.13	Bal.
E6	11.7	2.7	0.41	0.52	0.63	0.040	0.0301	0.12	Bal.
H1	10.8	2.3	0.31	0.45	0.41	0.039	0.0004	0.11	Bal.
H2	11.1	2.5	0.37	0.46	0.47	0.039	0.0152	0.11	Bal.
H3	12.1	2.5	0.35	0.54	0.49	0.043	0.0407	0.11	Bal.
H4	11.0	2.5	0.33	0.44	0.70	0.040	0.0009	0.11	Bal.
H5	11.0	2.5	0.36	0.42	0.65	0.036	0.0132	0.11	Bal.
H6	10.7	2.5	0.36	0.36	0.63	0.030	0.0300	0.12	Bal.

Tableau III.5 : Composition chimique des alliages étudiés par *Z. Ma et al*[26]

Les traitements thermiques de mise en solution ont été effectués pendant 8 h à 490°C.

Les échantillons traités étaient trempé dans l'eau chaude (60° C), puis vieilli à 155°C, 180°C, 200°C, 220°C et à 240°C pendant des durées allant jusqu'à 44 h, ils ont séparé le groupe d'alliage (E : refroidi dans l'air, H : refroidi dans le four). On notera que les effets de la vitesse de refroidissement lors de la solidification des pièces coulées qui sont refroidis à l'air ou refroidi au four, ne semblent pas avoir d'effet notable sur la dureté des échantillons coulés.

L'effet marginal de la vitesse de refroidissement pendant la solidification sur la dureté de l'alliage coulé, et l'influence de la vitesse de refroidissement sur la dureté et la limite d'élasticité lors de la solidification était négligeable et fini par suggéré que la perte de dureté est causé par l'augmentation de la distance entre les particules de silicium et c'est le résultat de diminution de la densité de la particule Si.

Les résultats donnent que les valeurs de dureté des échantillons traités, sont plus élevés lorsque refroidi par air que lorsque refroidi dans le four. Les niveaux les plus élevés de dureté de 108-109 BHN ont été mesurés dans les alliages subissant un traitement thermique de mise solution non-modifiés (sans ajout de Sr discutée précédemment).

Ils ont observée aussi que les niveaux de dureté élevés ont été obtenus au vieillissement faibles températures tels que 155 ° C et 180 ° C.

Le niveau de dureté le plus élevée dans les alliages étudiés a été observée après vieillissement à 155°C, et les niveaux de dureté inférieurs ont été obtenus par le vieillissement à 200°C, 220°C, et à 240°C.

Z. Ma et al [26] fini par conclure :

- Les alliages étudiés ne présentaient pas d'adoucissement après 44 h à 155° C, alors qu'à 180°C, l'adoucissement a été facilement observé après 10-15 h.

Aux températures de vieillissement dont 200°C, 220°C et 240°C, l'adoucissement commence immédiatement après une période de 2 h de temps de vieillissement.

- Le Strontium réduit la dureté des échantillons vieillis artificiellement.

Cet effet est plus prononcé dans les alliages refroidis à l'air que dans le four refroidi alliages.

E. Sjölander, S. Seifeddine [27].dans le même cadre affirme que le vieillissement des alliages Al-Si-Cu-Mg donne un vieillissement rapide. La limite d'élasticité diminue à mesure que la température de vieillissement est accrue. L'allongement de la microstructure fine augmente au sur-vieillissement, alors qu'il reste faible pour les microstructures grossières,

Le vieillissement artificiel des alliages Al-Si-Mg n'importe où dans la gamme de température

170-210°C donne le même pic de la limite d'élasticité, tandis que les alliages contenant Cu-montrent une diminution de la résistance à la traction avec l'augmentation de la température de vieillissement. Plusieurs séquences de précipitation sont possibles dans les alliages Al-Si-Cu-Mg et on ne sait pas quels sont les paramètres qui déterminent la séquence réelle qui se déroule.

Ce qui concerne les paramètres de mise en solution, *E. Sjölander, S. Seifeddine* ont trouvé que le temps nécessaire pour la dissolution et l'homogénéisation est moins important pour les alliages Al-Si-Cu-Mg, à température 490°C pendant 8h pour obtenir une concentration élevée et uniforme de Cu dans la matrice d'un alliage Al-7Si-3.5Cu avec un SDAS=40-50 µm, alors que seulement 4 h sont nécessaire si du magnésium est ajouté à l'alliage. Dans ce sens beaucoup de problèmes apparaissent pour les alliages contenant du Cu, ou Cu et Mg ne peuvent pas être traité à des températures très élevés en raison de la fusion des phases contenant du Cu, mais aussi une basse température ne donnera pas un traitement optimal de mise en solution car il aura une faible concentration des éléments d'alliage et encore il y aura moins de sphéroïdisation des particules de Si. Dans ce sens *Sokolovski et al* [28] ont étudié la possibilité d'utiliser le traitement de solution en deux étapes. L'alliage est d'abord mis en solution à basse température, 495°C pendant 8 h, pour dissoudre les particules contenant du Cu, et ensuite la température est augmentée à 520°C pendant 2 h pour obtenir une concentration homogène d'éléments d'alliage. Cette procédure conduit à une augmentation de la résistance et la ductilité. Si une trop forte température utilisée est une fusion localisée se produit et les propriétés mécaniques diminuent considérablement.

III.8.Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons basé nos études sur des articles publiés. Malgré la diversité des résultats obtenus, beaucoup des hypothèses peut être négociée, la seule raison c'est on ne peut pas avoir un certain résultat car un ajout de 0.1% d'un certain élément ou un excès de température de traitement fait apparaître un nouveau comportement. Pour comprendre les comportements des matériaux en service et pour pouvoir contrôler leurs propriétés, il est nécessaire de décrire et de quantifier leur microstructure par des examens métallographiques. Cependant, ces derniers requièrent, au préalable, le respect de certaines conditions et l'acquisition de certaines connaissances portant sur:

- Les méthodes de préparation requises pour étudier les microstructures des matériaux
- Les principales méthodes de microscopies optique (lumières visibles) et électronique.
- Les caractéristiques des microstructures des principaux matériaux et l'explication de leur formation en fonction des diagrammes d'équilibre et des cinétiques de transformations de phases.

IV.1.Introduction

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

On présente en premier lieu les principales étapes de l'élaboration de nos alliages, et leurs caractéristiques. Ensuite, on expose les différentes étapes de la préparation des échantillons passant par les traitements thermiques. Des essais de dureté sont effectués, on effectue aussi une observation métallographique par microscope optique (MO), et une analyse par diffraction des rayons X (DRX).

IV.2. Elaboration des Alliages étudiés

L'Elaboration a été faite dans un four à gaz de marque « CIFE Impianti », dans des creusets en graphite.



Figure IV.1 : un four à gaz de marque CIFE Impianti

Les alliages ont été élaborés à partir de lingots d'alliages Al-11%Si, de lingots d'aluminium pur à 99,7%, d'un alliage mère Al-30%Si, de Cuivre, Zinc, et de Fer purs, ainsi qu'un alliage Mg-5%Al.

L'Affinage de la composition a été fait par analyse par spectrométrie à émission optique, avec un spectromètre de marque « GNR Metal Lab Plus ».

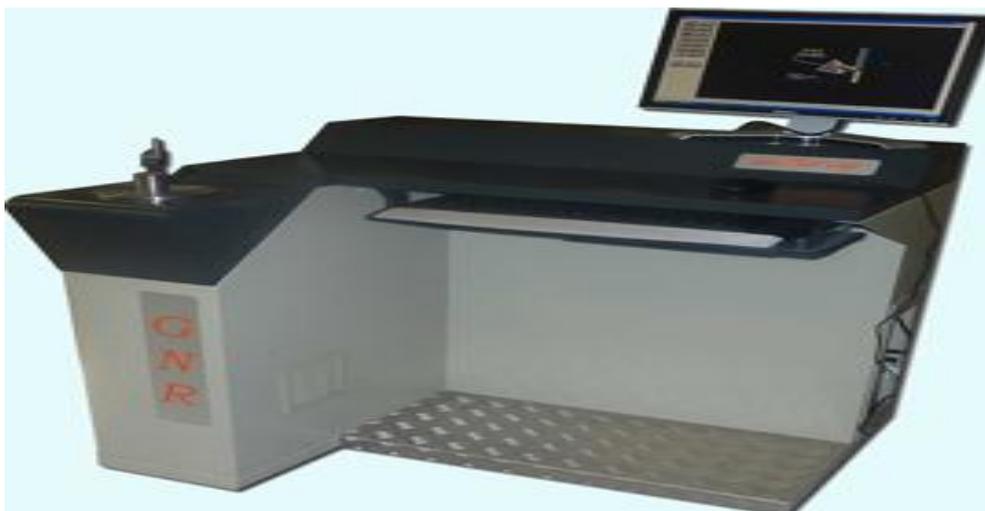


Figure IV.2 : un spectromètre de marque GNR Metal Lab Plus

Le métal liquide a été coulé à 700°C dans des moules à lingots ouverts, en fonte, et sans préchauffage.



Figure IV.3 : creuset en graphite et moule à lingot ouvert en fonte

Les échantillons obtenus sous forme de lingots d'environ 1 KG, ont été rabotés des deux côtés, à l'aide d'une fraiseuse, pour obtenir des pièces sous forme de plaques de 10mm d'épaisseurs. Des disques d'environ 32mm de diamètre ont été découpés à l'aide d'une scie à cloche pour être analysés par diffraction des rayons X. D'autres morceaux sous forme de cubes de 10mm de côté ont été découpés pour être traités thermiquement.

IV.3. Composition chimique

Eléments	Si	Cu	Fe	Mg	Mn	Zn
Alliages						
Si1	6.51	2.2	0.66	0.15	0.26	0.42
Si2	9.05	2.04	0.55	0.11	0.32	0.40
Si3	12.95	2.42	0.66	0.05	0.19	0.84
Si11Cu2	11.00	1.97	0.71	0.07	0.29	0.42
Cu1	10.83	3.08	0.66	0.08	0.27	0.36
Cu2	10.83	4.10	0.68	0.08	0.27	0.36
Cu3	10.7	4.53	0.63	0.07	0.25	0.34

Tableau IV.1 : Compositions chimiques des alliages pour notre étude

NB : Les concentrations sont en pourcentage massique.

Découpage des échantillons

Nous avons découpés des petits échantillons à partir des lingots sur une dimension **1* 1 cm** à l'aide d'une scie métallique.

IV.4. Les principaux traitements thermiques

Le traitement thermique d'une pièce consiste à lui faire subir des transformations de structure grâce à des cycles prédéterminés de chauffage et de refroidissement afin d'améliorer les caractéristiques mécaniques : dureté, ductilité, limite d'élasticité, ...

Dans notre cas pratique on a choisi 3 alliages (**Si3, Si11Cu2, Cu2**) pour avoir une différence de composition chimique qui vont subir a un traitement thermique. Les traitements thermiques utilisés sont comme suite :

IV.4.1 La mise en solution

Cette opération consiste à un chauffage à température élevée (470 à 500 °C). La mise en solution est sensée homogénéiser la microstructure, à l'état brut de coulée, et minimiser la ségrégation des éléments alliés. Comme mentionné précédemment, la mise en solution permet surtout de dissoudre les composés intermétalliques. Dans notre expérience, Nous avons appliquées pour chaque alliage (**Si3, Cu2, Si11Cu2**) un traitement de mise en solution sur des températures **470, 480, 490,500 °C** avec un temps de maintien de **7h**.

IV.4.2. La trempe

Après sa mise en solution, l'alliage doit être refroidi rapidement pour maintenir à la température ambiante la solution solide : c'est le traitement de trempe. Aussitôt après la trempe, l'alliage est dit dans un état de « trempe fraîche », il présente alors une résistance mécanique relativement faible mais une bonne plasticité. Dans notre cas la trempe est à l'eau en divers températures : **glace 0°C, 30°C, 60°C et 100°C**

IV.4.3. Le revenu

Le revenu se pratique après une trempe, pour réduire les contraintes mécaniques internes créées durant celle-ci. Le revenu permet d'améliorer la résistance mécanique des pièces traitées, de rétablir les valeurs de résilience 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 revenu est fait à **200°C** pendant **5h**, ensuite on refroidit nos échantillons à l'air.

Le tableau résume les différentes applications des traitements thermiques pour chaque expérience.



Figure IV.4 : Le four utilisé pour le traitement de mise en solution

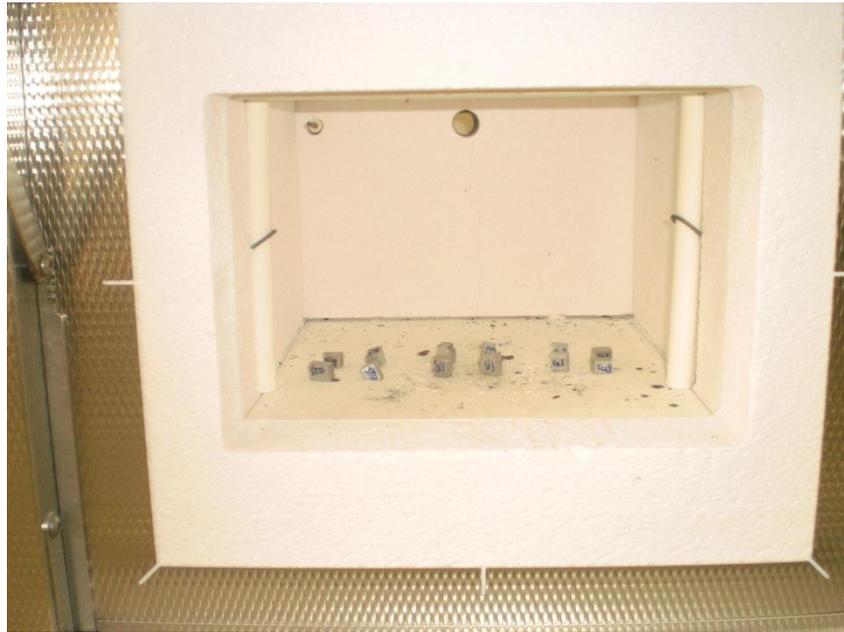


Figure IV.5 : Echantillons dans le four

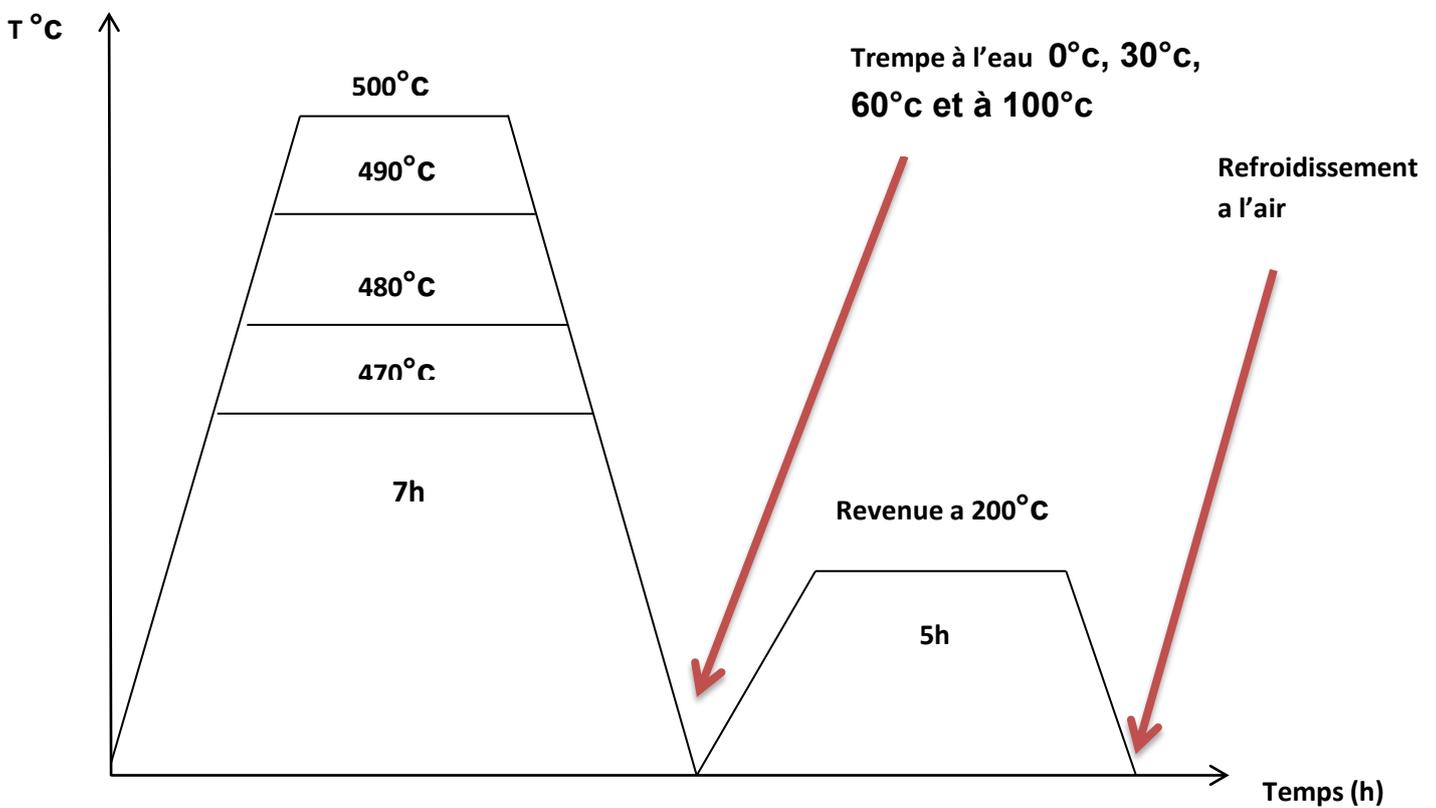


Figure IV.6 : Programme de traitement thermique appliqué

Mise en Solution : 470 480 490 500°C
Temps de maintien pour chaque mise en solution : 7h
Trempe à l'eau à 0°C, 30°C, 60°C et à 100°C
Revenu : 200°C
Temps de maintien pour chaque température de revenu : 5 h

Nous avons appliquées pour chaque alliages (**Si3,Cu2,Si11Cu2**) un traitement de mise en solution sur des températures **470,480,490,500 °C** avec un temps de maintien de **7h** puis subissent a une trempe a l'eau a déférents températures **0°C, 30°C, 60°C et à 100°C** qui sont mesurée par un thermomètre électrique. Ensuite les échantillons ont subir a un revenu à **200°C** pendant **5h**.

IV.5.Caractérisation par la dureté

Les essais mécaniques permettent d'obtenir une appréciation des propriétés mécaniques des matériaux, afin de pouvoir estimer et prévoir leur comportement, sous différentes conditions de services. Les essais mécaniques les plus importants et les plus utilisés dans le monde entier sont : l'essai de dureté, l'essai de traction et l'essai de résilience. L'exécution de ces essais et l'interprétation des résultats sont relativement simples et ont fait l'objet d'une normalisation très cohérente dans le monde entier.

La dureté est un paramètre permettant de caractériser les matériaux. Il existe plusieurs manières de déterminer la dureté d'un matériau dont certaines font l'objet de norme précise. (La dureté de Mohs, La dureté Brinell, La dureté Vickers, La dureté Knoop, La dureté Rockwell B et C...).

La dureté de nos échantillons ont été mesurée au niveau du département aéronautique a l'aide d'un duromètre d'échelle Brinell.

Principe

Le procédé de dureté par pénétration statique est largement utilisé actuellement pour déterminer la dureté des métaux. Le test de dureté de pénétration normalisée universellement reconnue et a été proposé par Brinell en 1900. L'essai de dureté Brinell consiste à presser un métal surface avec une bille d'acier de 10 mm de diamètre, sous une charge de 3000 kg de masse.

Pour les métaux tendres comme l'aluminium, la charge est réduite à 500 kg à éviter une profonde impression, tandis que pour les métaux très durs une bille de carbure de tungstène est utilisée pour minimiser la distorsion du pénétrateur. La charge est appliquée pour une durée standard, généralement 20 secondes, et le diamètre de l'empreinte est mesuré avec un microscope de faible puissance après enlèvement de la charge. L'indice de dureté Brinell est calculé en divisant la charge appliquée par la surface de l'indentation, comme représenté sur la figure IV.7.

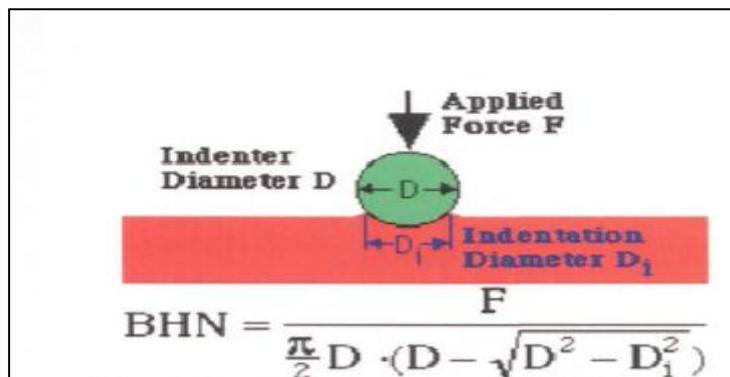


Figure IV.7 : Relation de Brinell

BHN est le nombre de dureté Brinell; **F** est la charge imposée en kg; **D** est le diamètre du pénétrateur sphérique, en mm; et **D_i** est le diamètre du pénétrateur impression résultant en mm.



Figure IV.8 : Durometre

Les paramètres utilisées sont : La charge=**62.5kgf** /Diamètre de la bille=**2,5mm**/

Durée de charge=**20 secondes**.

IV.6. Préparation métallographique

Pour caractériser les couches obtenues, une préparation métallographique est nécessaire afin d'observer les microstructures et effectuer par la suite des mesures de dureté.

Elle se fait en 3 étapes :

IV.6.1.L`enrobage

Les échantillons sont enrobés dans une résine thermodurcissable à l'aide d'une enrobeuse marque Struers – prestopress-3, il permet de limiter les effets de bords pendant l'étape de polissage. Le choix d'une résine adaptée à la dureté du matériau à polir rendra possible l'examen de la périphérie de l'échantillon.



Figure IV.9 : Enrobeuse



Figure IV.10: échantillons enrobés

IV.6.2.le polissage

Cette opération comporte deux étapes:

➤ **Polissage abrasion (grossier)**

Cette étape a pour but de débarrasser de la surface du métal de la couche écrouie lors du prélèvement et pour cela on utilise un papier abrasif de granulométrie décroissante 280, 400, 600, 1000, 1200. On obtient une série de raies fines, et on croise les raies de 90° après chaque opération. La polisseuse utilisée est du type METASINEX



Figure IV.11 : Appareil de polissage abrasion.

➤ **Polissage de finition**

Cette étape est effectuée sur un disque tournant du type MONTASUPAL ayant un support en feutre et en utilisant une poudre d'alumine (Al_2O_3) de granulométrie inférieure à $1\mu m$ diluée dans l'eau, l'état final de surface poli est tel un miroir (poli spéculaire)

A la fin du polissage, les échantillons doivent être lavés à l'eau pour éliminer toute particule solide retenue en surface, Puis les sécher (à l'aide d'un séchoir).



Figure IV.12 : Appareil de polissage de finition

IV.6.3. Attaque chimique

L'attaque chimique a pour rôle de révéler les joints des grains. Elle a été réalisée avec le réactif de KELLER de composition chimique suivante :

- 2 ml d'HF (48%).
- 5 ml de HNO_3 (concentré).
- 3 ml de HCL (concentré).
- 190 ml de H_2O .

On immerge les échantillons pendant 30 a40 secondes dans le réactif puis ils sont lavés à l'eau et séchés à l'aide d'un séchoir.

IV.7. Microscopie optique

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

Le Microscope utilisé est de type (Carl Zeiss avec un agrandissement de 100 à 1000), équipé d'un dispositif permettant la prise des photos de la microstructure observée à l'aide d'un appareil à 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 IV.13 : Microscope optique

IV.8. Opération de la diffraction des rayons x

IV.8.1. Introduction

L'utilisation des méthodes de rayons X est un outil très performant et universel pour déterminer la structure des cristaux. Pratiquement tous les domaines de la physique du solide ont recours à l'une ou l'autre des méthodes de caractérisation par rayons X.

Les rayons X sont indissociables de quelques grands noms de la physique tels Röntgen le découvreur de ce rayonnement électromagnétique en 1895, Bragg, Laue, Debye, Scherrer, Miller et tant d'autres noms qui évoquent, une loi physique découverte ou une méthode expérimentale. L'outil principal d'analyse des structures cristallines est la diffraction de rayonnements électromagnétiques (rayons X) ou d'ondes associées à des particules élémentaires (principalement électrons et neutrons). Ces méthodes de diffraction ne donnent pas une image de la structure cristalline mais elles permettent de la reconstituer.

La diffraction des rayons X (ou radiocristallographie), est la technique la plus utilisée dans les laboratoires de métallurgie mais la diffraction des électrons et des neutrons est une technique dont l'utilisation est en plein développement[29].

IV.8.2.Principe de diffraction des rayons x

Les corps cristallins peuvent être considérés comme des assemblages de plans réticulaires plus ou moins denses. Les plans contiennent les atomes : Certains plans contiennent bien plus d'atomes que d'autres en fonction de la formule chimique du minéral.

Ces plans réticulaires sont séparés par des distances caractéristiques (d) selon la nature du cristal ou du minéral considéré. Trois ou quatre distances réticulaires bien choisies permettent une reconstitution du réseau cristallin du minéral[29].

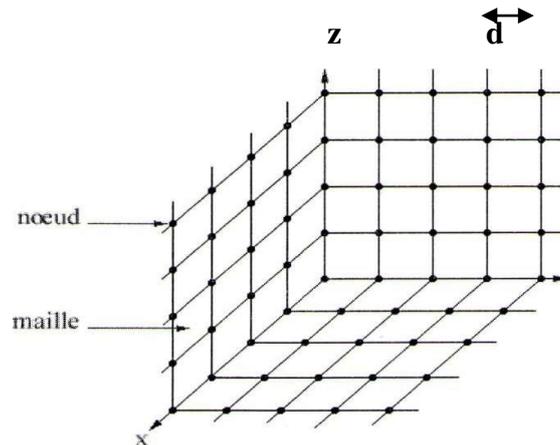


Figure IV.14 : Organisation tri périodique d'un cristal[29].

Avec un rayonnement de longueur d'onde suffisamment petit on peut obtenir des diffractions par les plans réticulaires (de la même manière que les rayons lumineux sont diffractés par les petites fentes d'un réseau en optique). Cette réfraction est d'autant plus intense que le plan est « dense » c'est-à-dire riche en atomes.

La théorie a été élaborée concomitamment par **W.L. Bragg** et **G.Wulff** : on l'appelle la relation de **Wulff-Bragg**. Un faisceau de rayons X incident de longueur d'onde λ ne sera réfléchi par une famille de plan (h, k, l) que dans la mesure où il rencontre ces plans sous un certain angle θ dit angle de Bragg.

IV.8.3. Loi de Bragg

Lorsqu'un faisceau de rayons X monochromatiques (de longueur d'onde λ) tombe sur un matériau métallique, une partie du faisceau est diffusée par les atomes du cristal, c'est-à-dire réémise sous forme d'un rayonnement X de même longueur d'onde. Pour que l'intensité du rayonnement X réémis soit observable, il faut que les rayonnements diffusés par les différents atomes du cristal soient en phase et forment ainsi un faisceau diffracté[29].

Cette condition de diffraction est illustrée sur la figure et connue sous le nom de loi de Bragg qui s'exprime sous la forme :

$$2d_{hkl} \cdot \sin\theta_{hkl} = n \cdot \lambda$$

Figure IV.15 : Loi de Bragg[29]

Avec :

d : Distance entre deux plans réticulaires consécutifs.

θ : Angle des rayons X incidents ou diffractés avec le plan réticulaire ;

n : Nombre entier appelé ordre de la réflexion ;

λ : Longueur d'onde.

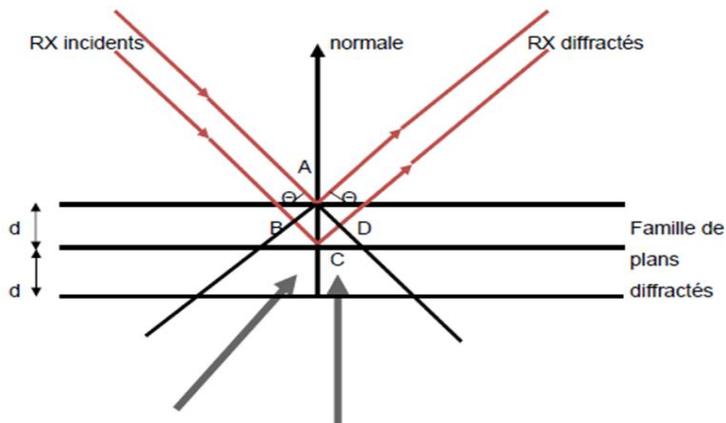


Figure IV.16 : Démonstration de la loi de Bragg[29].

Cette loi montre que, pour un matériau donné et un faisceau de rayons X monochromatiques, il n'y aura diffraction des rayons X que pour des angles d'incidence zéro

bien déterminés. Ces angles sont en relation avec les distances entre les plans réticulaires produisant les réflexions.

IV.8.4. Le diffractomètre utilisé

On a utilisé un diffractomètre au sein du centre de recherche nucléaire d'Alger CRNA.

Le diffractomètre utilisé pour la caractérisation structurale des échantillons est un diffractomètre de type Bragg-Brentao de marque Philips X-Pert Pro qui peut balayer de 10° à 140° , avec une précision angulaire absolue de $0,0025^\circ$.

Le montage utilisé est de type θ - θ .

L'appareil est doté d'un tube à rayons X sous vide, avec une anticathode en cuivre et un filtre monochromateur, qui permet de sélectionner que la longueur d'onde qui provient de l'émission de la raie $K\alpha$ du cuivre, la longueur d'onde du rayonnement est de $\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$.



Figure IV.17 : diffractomètre de type Bragg-Brentao de marque Philips X-Pert Pro (CRNA)

Ce chapitre est consacré essentiellement à la présentation, l'interprétation et la discussion des résultats expérimentaux obtenus.

V.1. Essai de dureté

Pour les trois alliages (**Si3**, **Cu2**, **Si11Cu2**), on a mesuré la dureté avant et après différents traitements thermiques, les résultats obtenus sont représentés dans le tableau :

-Alliage Si3

La dureté de Si3 avant T.T =92HB

Temp de m. en solution °C / Temp de de la trempe °C	470	480	490	500
Glace	90	93	92	82
30	96	93	93	87
60	75	93	87	86
100	74	89	78	85

Tableau V.1 : Les valeurs de dureté de l'alliage Si3

-Alliage Cu2

La dureté pour Cu2 avant T.T=86HB

Temp de m. en solution °C / Temp de de la trempe °C	470	480	490	500
Glace	99	98	100	95
30	96	96	104	92
60	95	99	106	98
100	90	98	99	92

Tableau V.2 : Les valeurs de dureté de l'alliage Cu2

-Alliage Si11Cu2

La dureté pour Si11Cu2 avant T.T=75HB

Temp de m. en solution °C / Temp de de la trempe °C	470	480	490	500
Glace	77	76	74	74
30	77	78	75	80
60	74	74	72	75
100	73	59	74	69

Tableau V.3 : Les valeurs de dureté de l'alliage Si11Cu2

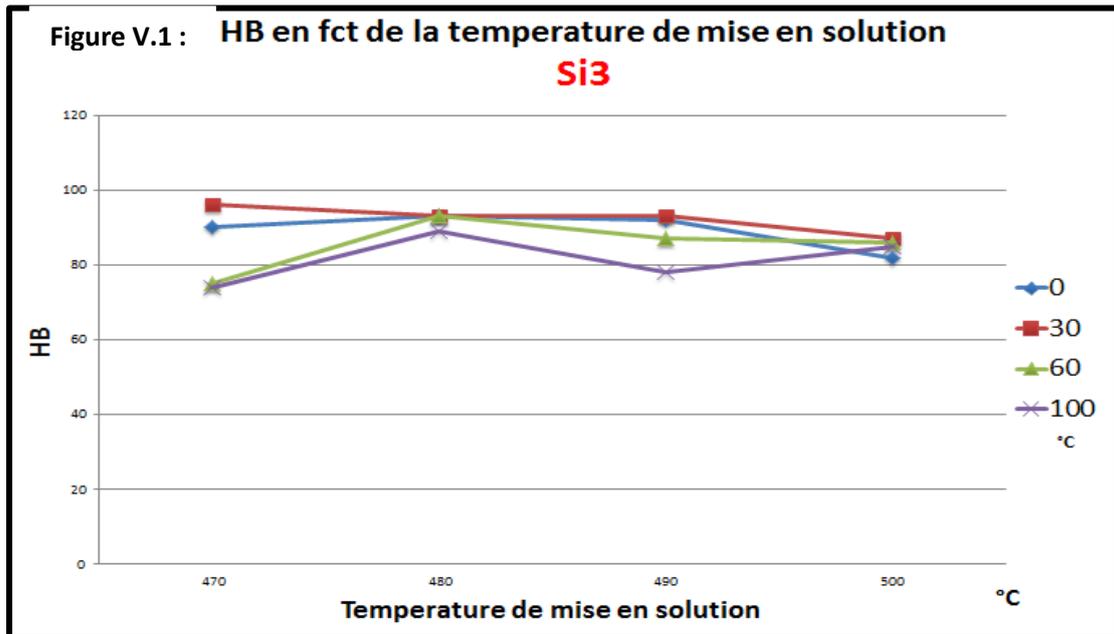
On a traduit les valeurs de dureté obtenue sur ces courbes :

-La dureté HB en fonction de la température de mise en solution pour (Si3, Cu2, Si11Cu2)

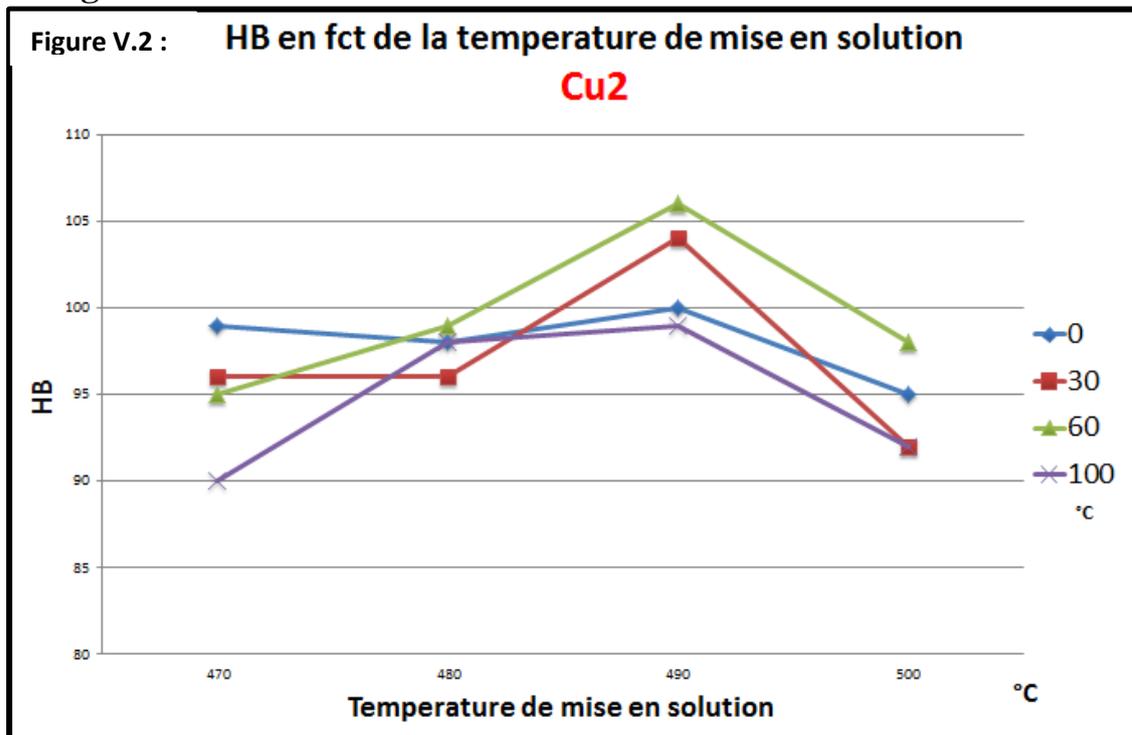
-La dureté HB en fonction de la température de trempe pour (Si3, Cu2, Si11Cu2)

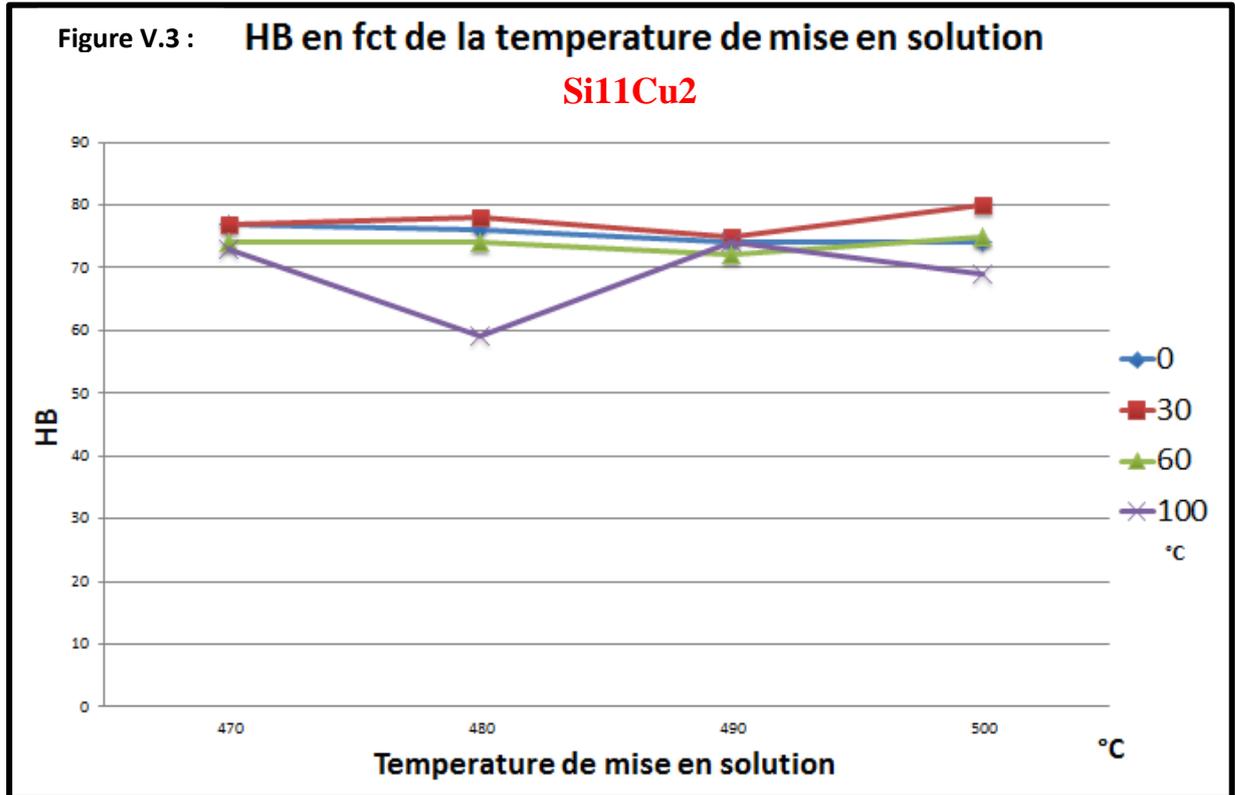
V.1.1. La dureté HB en fonction de la température de mise en solution :

Alliage Si3 :



Alliage Cu2 :



Alliage Si1Cu2 :

D'après les courbes représentées (HB = en fct température de mise en solution) pour les trois alliages (**Si3**, **Cu2**, **Si1Cu2**), on constate que :

-La dureté augmente avec l'augmentation de la température de mise en solution jusqu'à atteindre un pic à la température 490°C (dureté maximale 106HB) et chuter à 500 °C et cela pour tous les échantillons.

La dureté est atteinte le max à 490°C car c'est la température qui permet la dissolution des totalités des éléments dans la matrice Al.

-A la température 490°C on peut obtenir une concentration élevée et uniforme dans la matrice d'un alliage Al contenant de Cu.

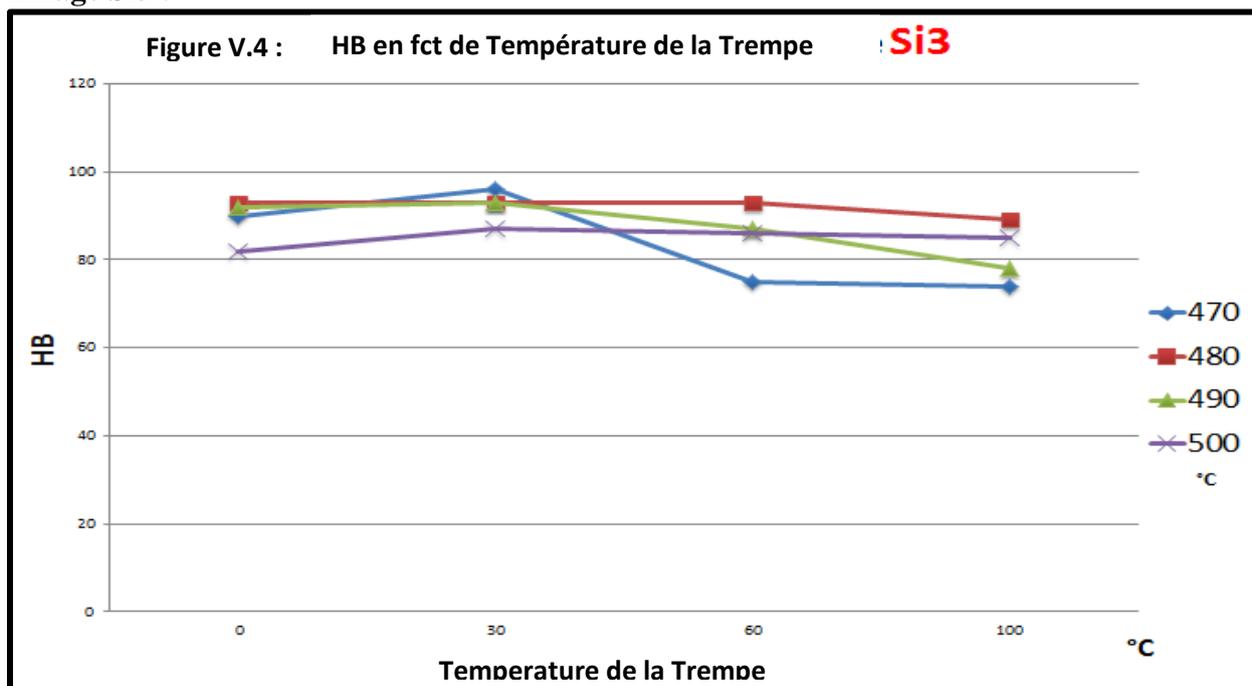
-A 470°C et 480°C ne donnera pas un traitement optimal de mise en solution car il aura une faible concentration des éléments d'alliage donc la dissolution n'est pas totale et encore il y aura moins de sphéroïdisation des particules de Si.

-A 500°C la température se rapproche de la température de fusion de l'eutectique ce qui provoque des zones de fusion.

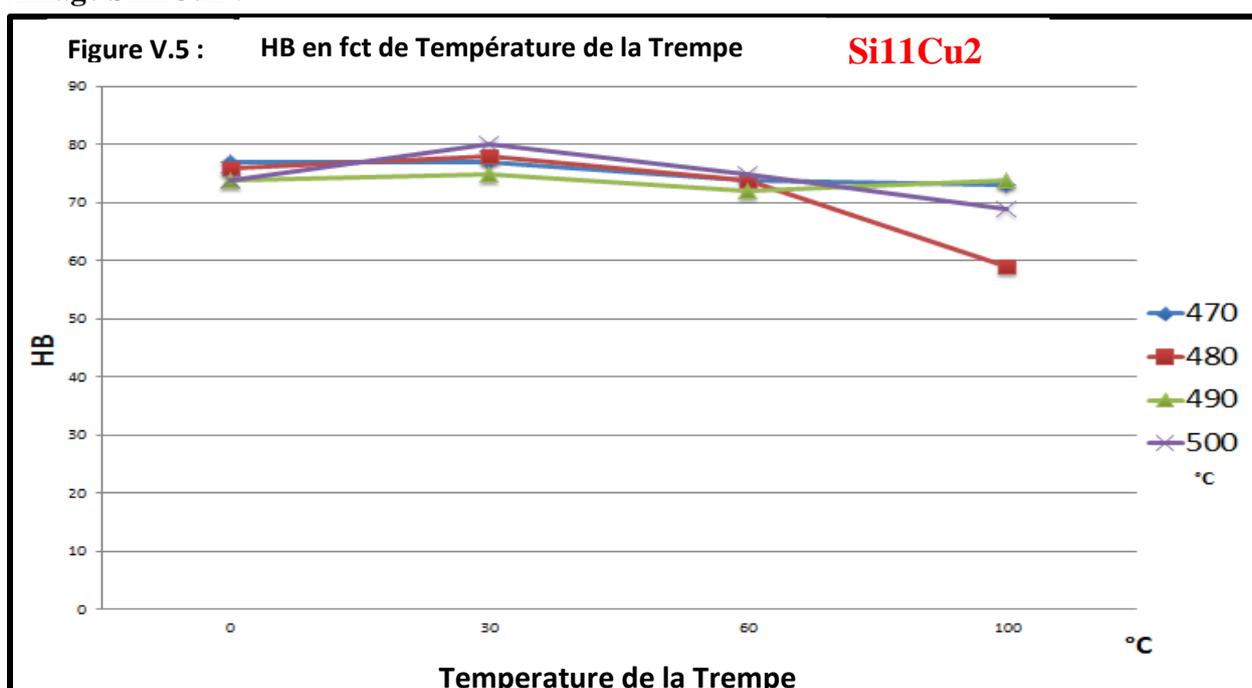
-Pour la courbe (HB en fct de mise en solution) de l'alliage Si11Cu2, il y'a une perturbation de valeur ça peut être revient à la teneur de Manganèse=0.29% qui est une teneur grande et implique la naissance des intermétallique sont connues pour leur résistance aux traitements de mise en solution. Où peut être revient à un défaut de fonderie (porosité ou inclusion)

V.1.2. La dureté HB en fonction de la température de trempe pour (Si3, Cu2, Si11Cu2)

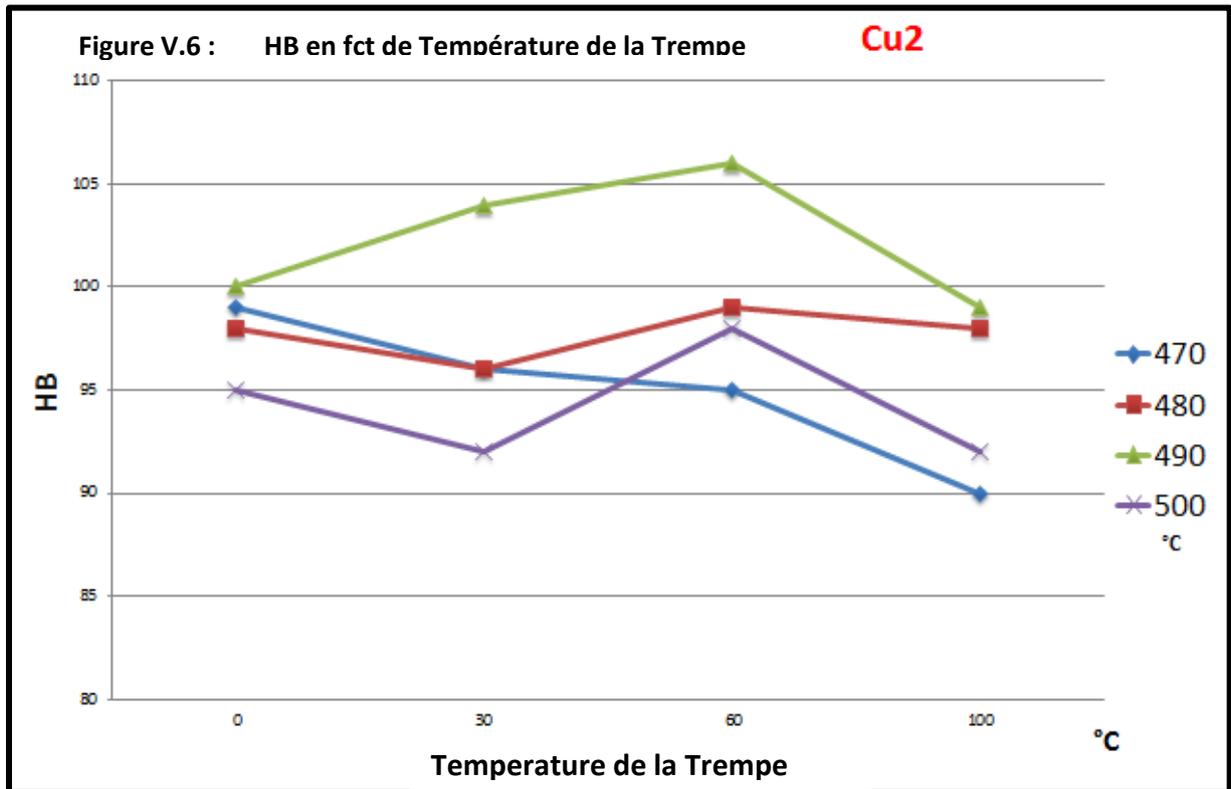
Alliage Si3 :



Alliage Si11Cu2 :



Alliage Cu2 :



D'après les courbes (HB en fct de température de trempe) des alliages (Si3, Cu2, Si11Cu2), on constate que :

-Les valeurs de duretés atteignent un maximum entre la température à 0°C et à 30°C car la vitesse de refroidissement est plus grande, provoquant une grande saturation par rapport à 60°C et à 100°C. Ce qui implique plus de précipitation donc plus de dureté.

V.2. Les photos des microstructures :

Toutes les photos sont prises aux échelles X100-X200-X500-X1000

Alliage Si3 :

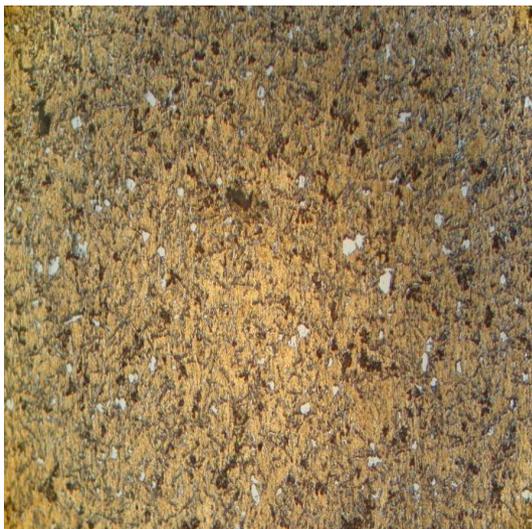
Pour l'échantillon sans traitement thermique, on remarque l'absence de structure dendritique, des phases aciculaires, (aiguilles de Silicium primaire), des phases intermétalliques sous forme de polyèdres, et en clair : la matrice Al.

Pour les échantillons traités thermiquement, la microstructure devient plus fine, les phases de silicium plus petites et moins aciculaires, les intermétalliques sont plus fins, et distribués de façon uniforme.

La microstructure est plus fine pour l'échantillon mis en solution à 470°C et trempé à 30°C, que pour l'échantillon mis en solution à 490°C et trempé à 100°C, ce qui explique en grande partie la différence de dureté entre les deux échantillons.



FigureV.7 : Microstructure de l'alliage Si3 sans traitement thermique X100 (92HB)



FigureV.7.a : Microstructure de l'alliage Si3
Avec T.T à 490°C trempée à 100°C (78HB)
X100



FigureV.7.b : Microstructure de l'alliage Si3 avec
T.T à 470°C trempée à 30°C (96HB)
X100

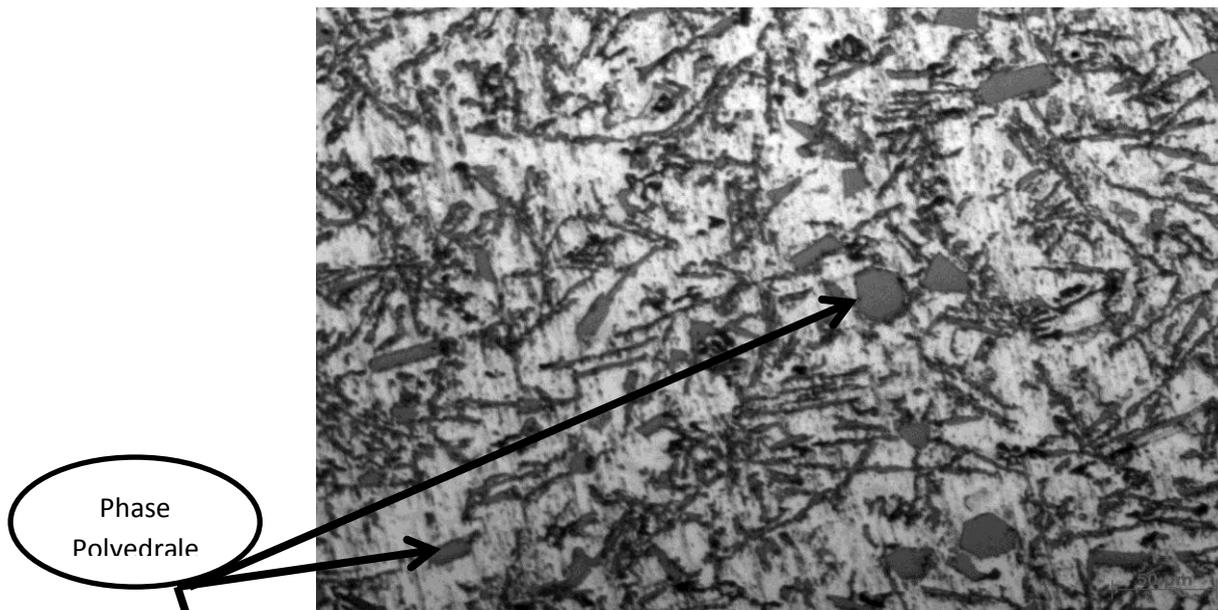
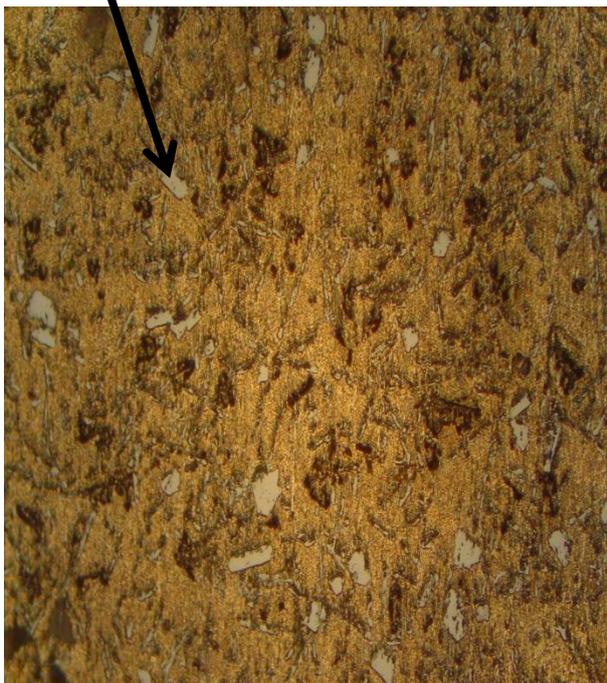


Figure V.8 : Microstructure de l'alliage Si3 sans traitement thermique X200



FigureV.8.a : Microstructure de l'alliage Si3
Avec T.T à 490°C trempée à 100°C (78HB)
X200



FigureV.8.b : Microstructure de l'alliage Si3 avec T.T
à 470°C trempée à 30°C (96HB)
X200

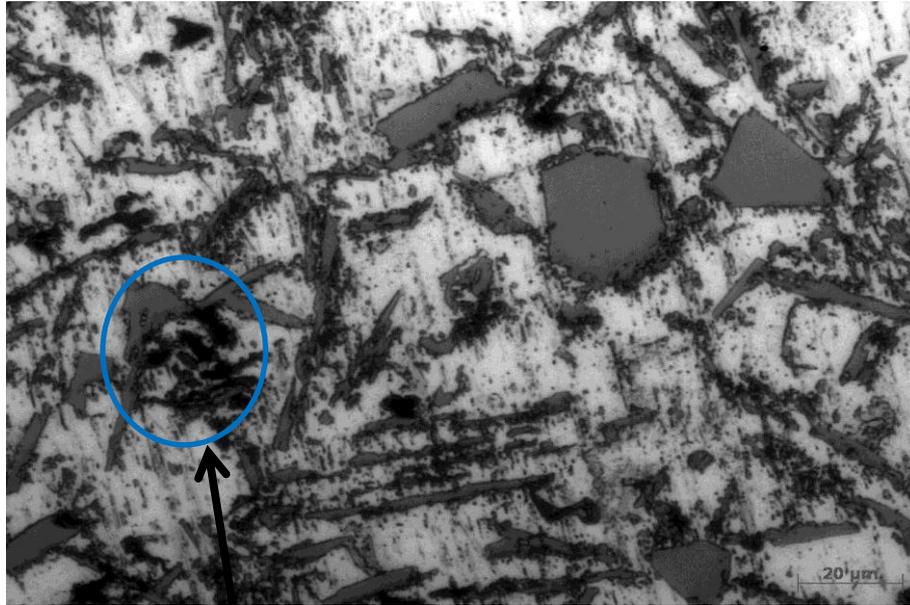
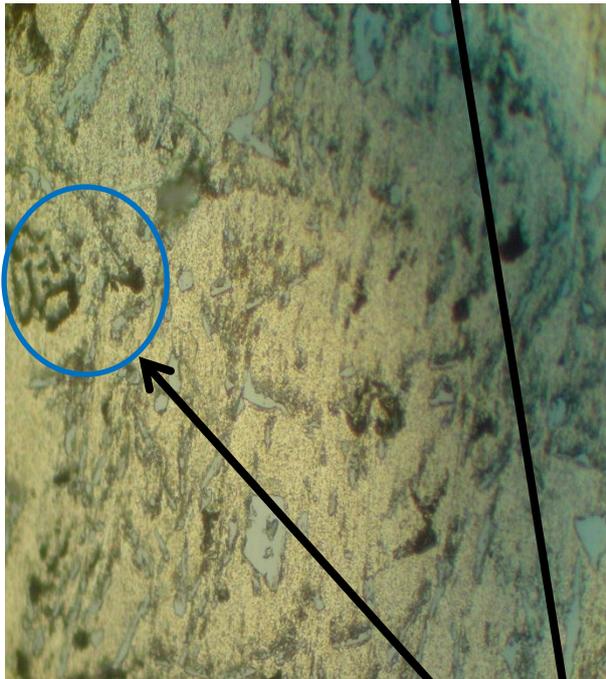
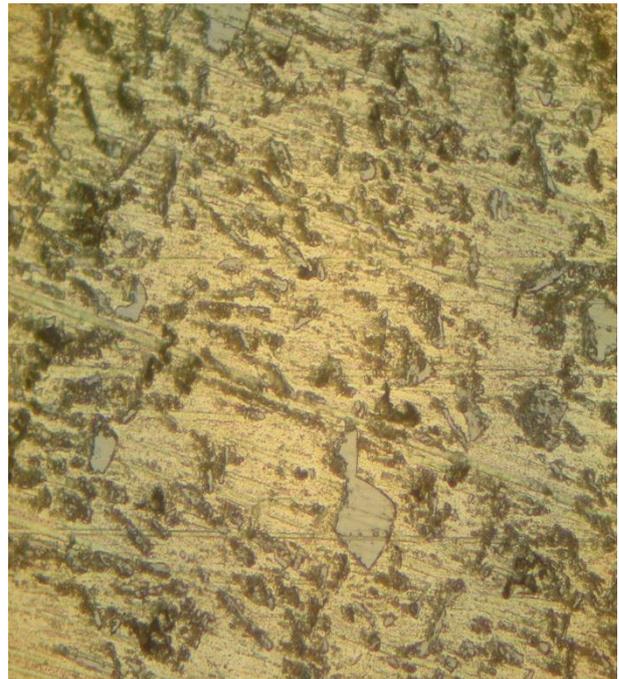


Figure V.9 : Microstructure de l'alliage Si3 sans traitement thermique X500



FigureV.9.a : Microstructure de l'alliage Si3
Avec T.T à 490°C trempée à 100°C (78HB)
X500



FigureV.9.b : Microstructure de l'alliage Si3 avec T.T
a 470°C trempée à 30°C (96HB)
X500

Symbole
chinois

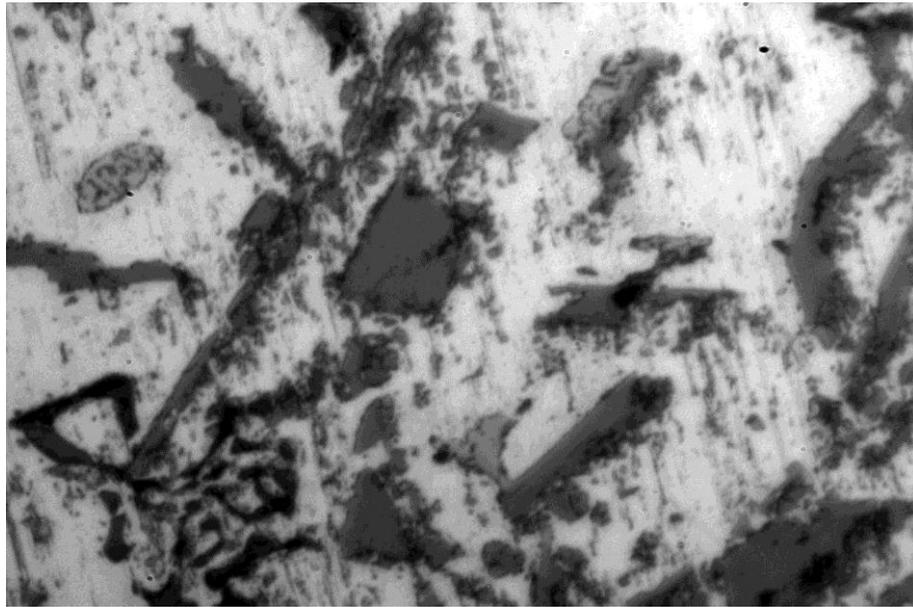


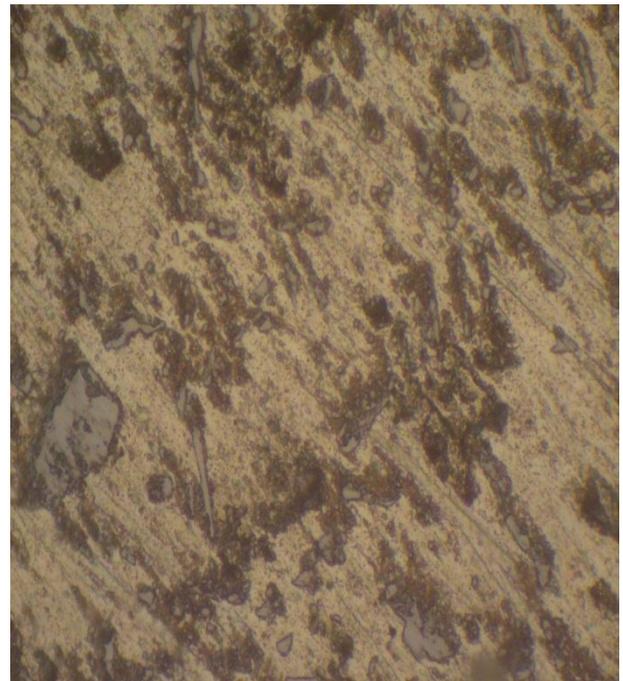
Figure V.10 : Microstructure de l'alliage Si3 sans traitement thermique

X1000



FigureV.10.a : Microstructure de l'alliage Si3

Avec T.T à 490°C trempée à 100°C (78HB)
X1000



FigureV.10.b : Microstructure de l'alliage Si3 avec T.T

à 470°C trempée à 30°C (96HB)
X1000

Alliage cu2

Pour cet alliage, on remarque pour l'échantillon sans traitement, une structure dendritique typique des alliages proches de l'eutectique, elle est due à la grande différence de température de fusion entre l'aluminium et le silicium, ce qui provoque une ségrégation du Silicium ; Lors de la solidification le liquide riche en Si se solidifie en premier, sous forme de dendrite, et emprisonne le liquide riche en aluminium entre les bras de ces dendrites.

En plus de la structure dendritique, on note la présence de phase sous forme d'aiguilles (composés intermétalliques), ainsi que des intermétalliques sous forme de symboles chinois.

Après le traitement thermique, la structure s'est considérablement affinée, et la structure dendritique a disparue, les intermétalliques sous formes de symboles chinois sont plus nombreux, et ceux sous forme d'aiguilles ou de polyèdres moins présents, surtout pour l'échantillon mis en solution à 490°C et trempé dans de l'eau à 60°C, ce qui explique sa dureté élevée.

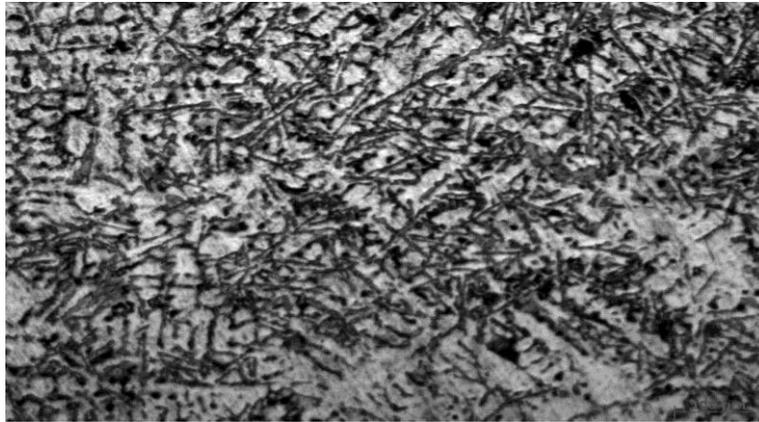
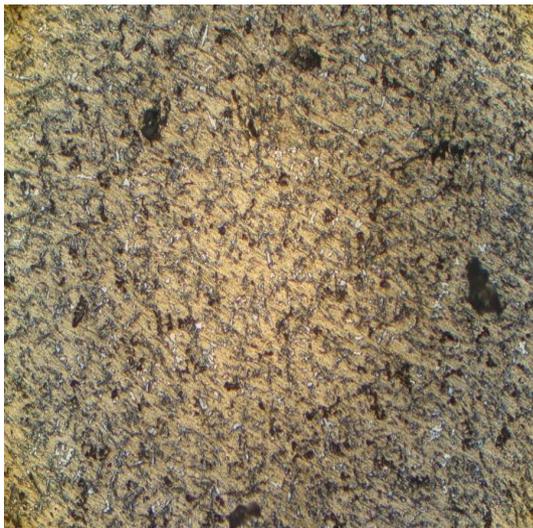


Figure V.11 : Microstructure de l'alliage Cu2 sans traitement thermique X100 (86HB)



FigureV.11.a : Microstructure de l'alliage Cu2
Avec T.T à 470°C trempée à 100°C (90HB)
X100



FigureV.11.b : Microstructure de l'alliage Cu2 avec T.T
à 490°C trempée à 60°C (106HB)
X100

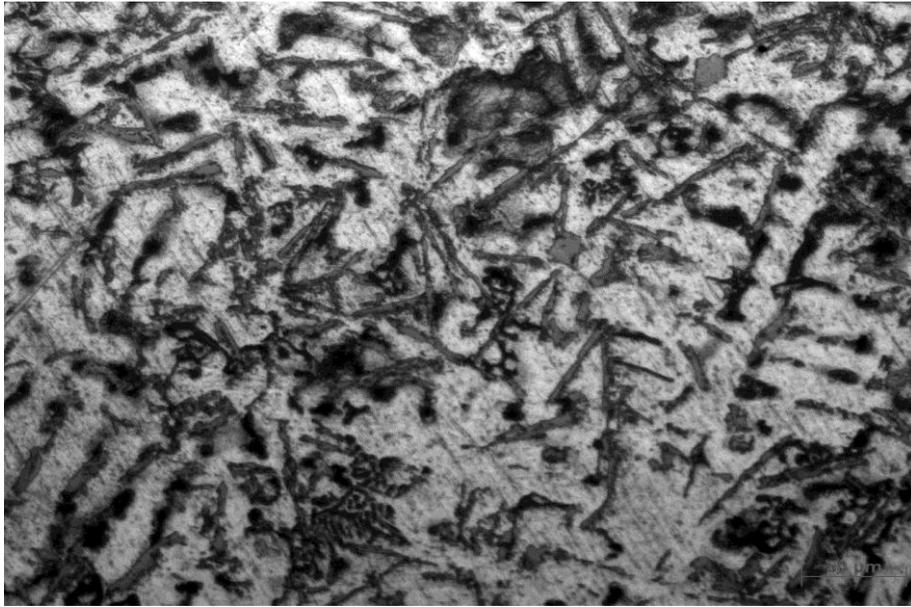
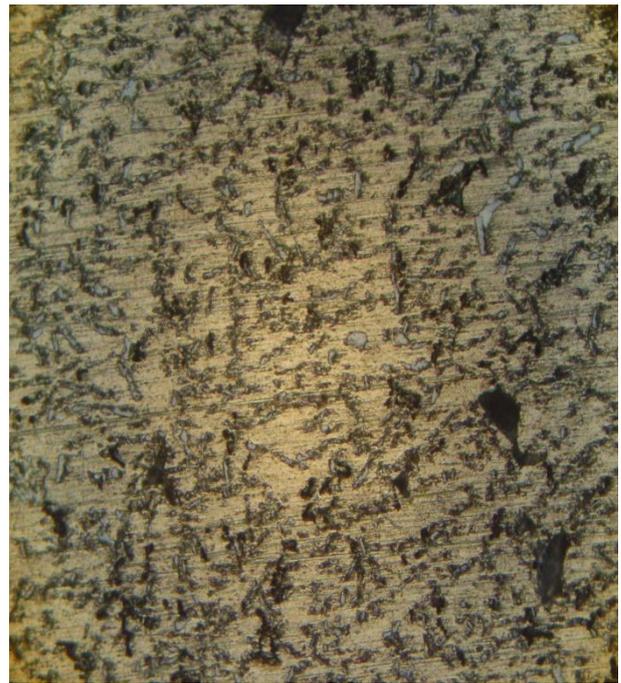


Figure V.12 : Microstructure de l'alliage Cu2 sans traitement thermique X200



FigureV.12.a : Microstructure de l'alliage Cu2
Avec T.T à 470°C trempée à 100°C (90HB)
X200



FigureV.12.b : Microstructure de l'alliage Cu2 avec T.T
a 490°C trempée à 60°C (106HB)
X200

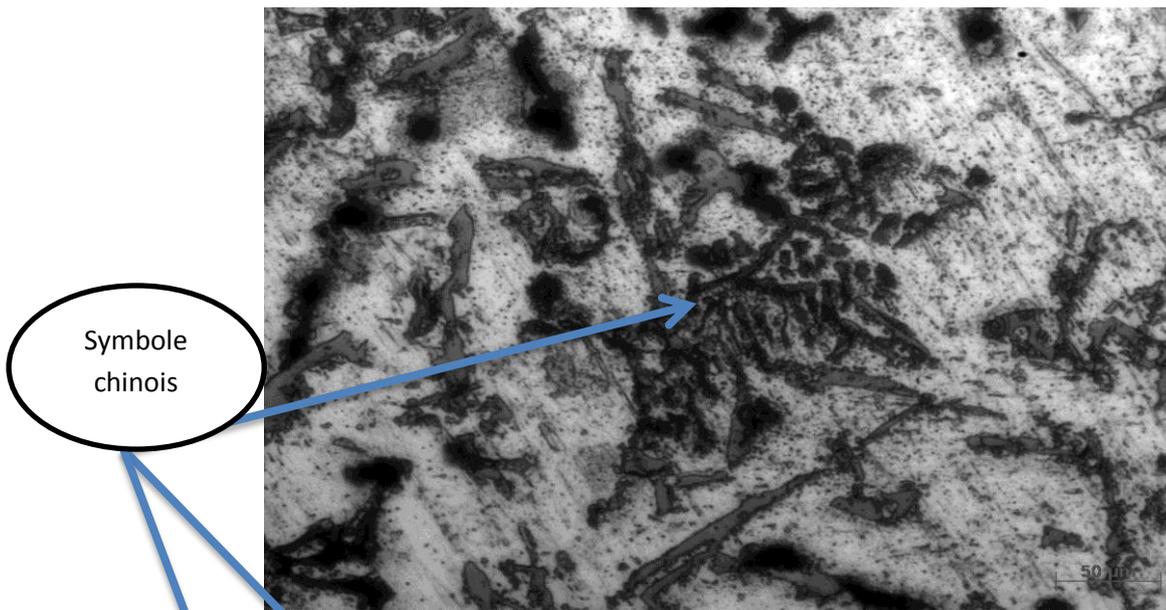
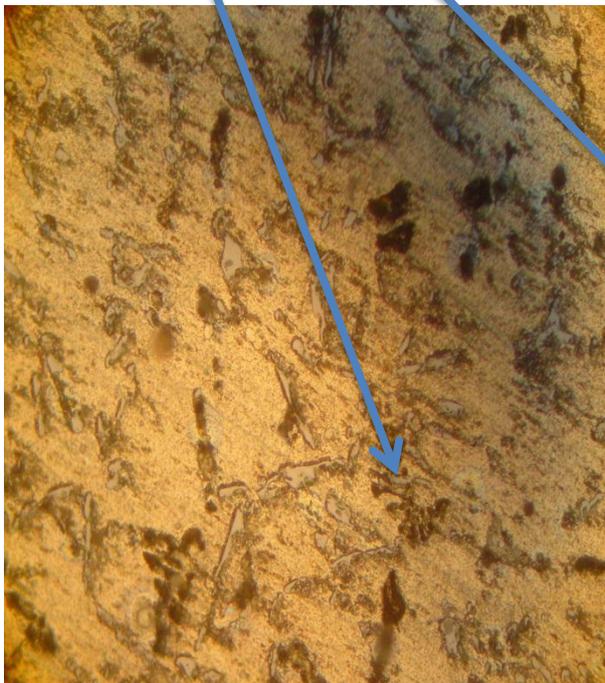


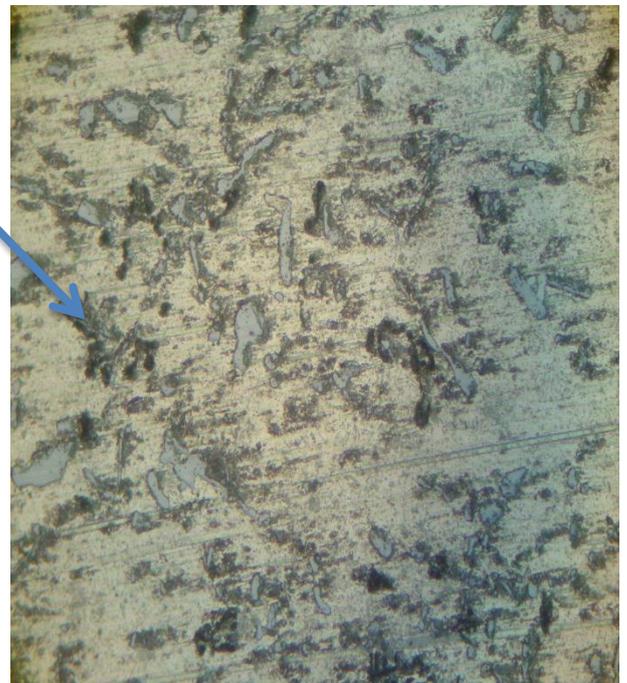
Figure V.13 : Microstructure de l'alliage Cu2 sans traitement thermique

X500



FigureV.13.a : Microstructure de l'alliage Cu2

Avec T.T à 470°C trempée à 100°C (90HB)
X500



FigureV.13.b : Microstructure de l'alliage Cu2 avec T.T

a 490°C trempée à 60°C (106HB)
X500

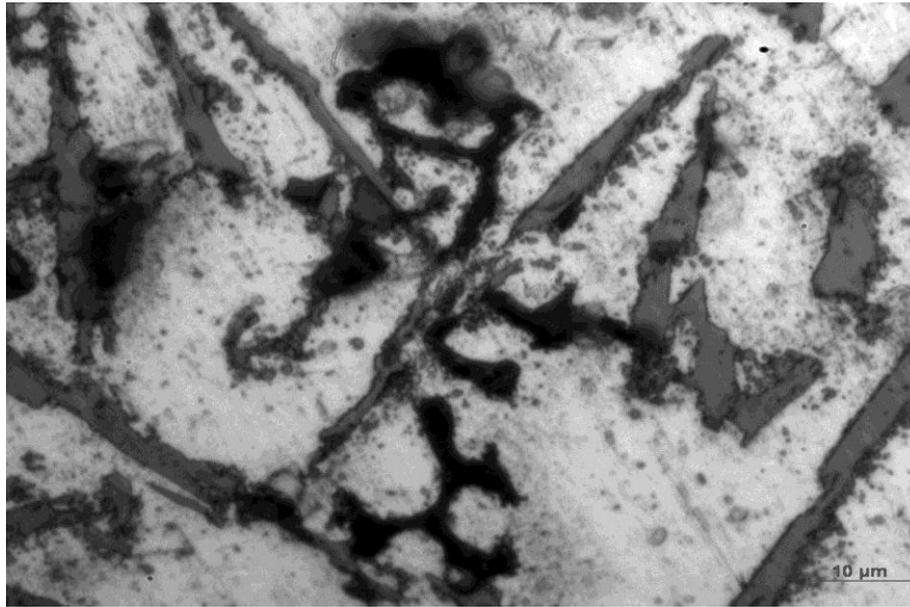


Figure V.14 : Microstructure de l'alliage Cu2 sans traitement thermique

X1000

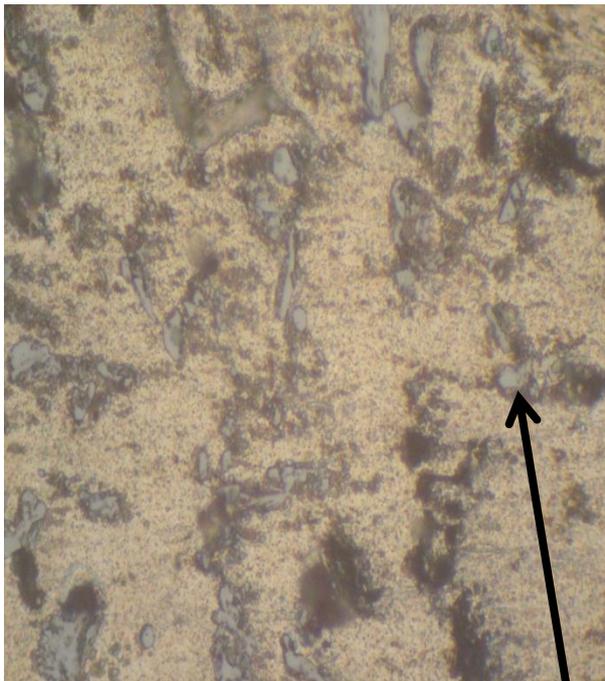


Figure V.14.a : Microstructure de l'alliage Cu2

Avec T.T à 470°C trempée à 100°C (90HB)
X1000

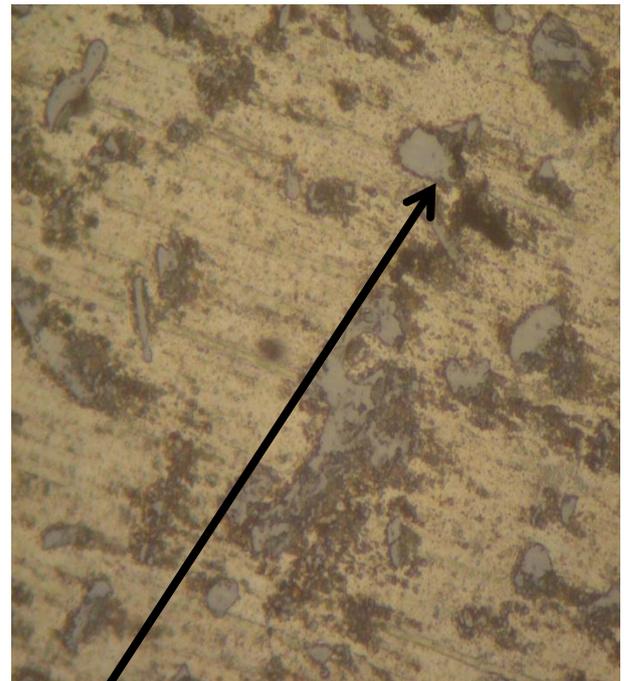


Figure V.14.b : Microstructure de l'alliage Cu2 avec T.T

a 490°C trempée à 60°C (106HB)
X1000

Phase
Polyédrale

Alliage Si11Cu2

Sur cet alliage, dans son état « non traité » la structure dendritique est présente, mais moins prononcée que sur l'alliage Cu2, avec la présence des composés intermétalliques de différentes formes (symboles chinois, aiguilles...etc.)

Pour l'échantillon mis en solution à 500°C et trempé à 30°C, on note un raffinement de la microstructure, avec une disparition de la structure dendritique, tandis que pour l'échantillon mis en solution à 480°C et trempé à 100°C, la structure est grossière, et la recristallisation n'a pas eu lieu, ce qui explique la chute de la dureté à 59 HB.

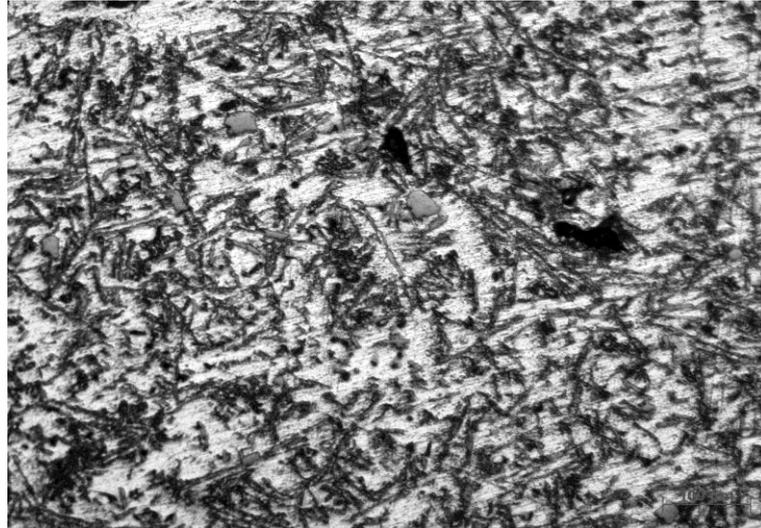


Figure V.15 : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 sans traitement thermique

X100 (75HB)



FigureV.15.a : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 Avec T.T à 480°C trempée à 100°C (59HB)

X100



FigureV.15.b : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 avec T.T a 500°C trempée à 30°C (80HB)

X100

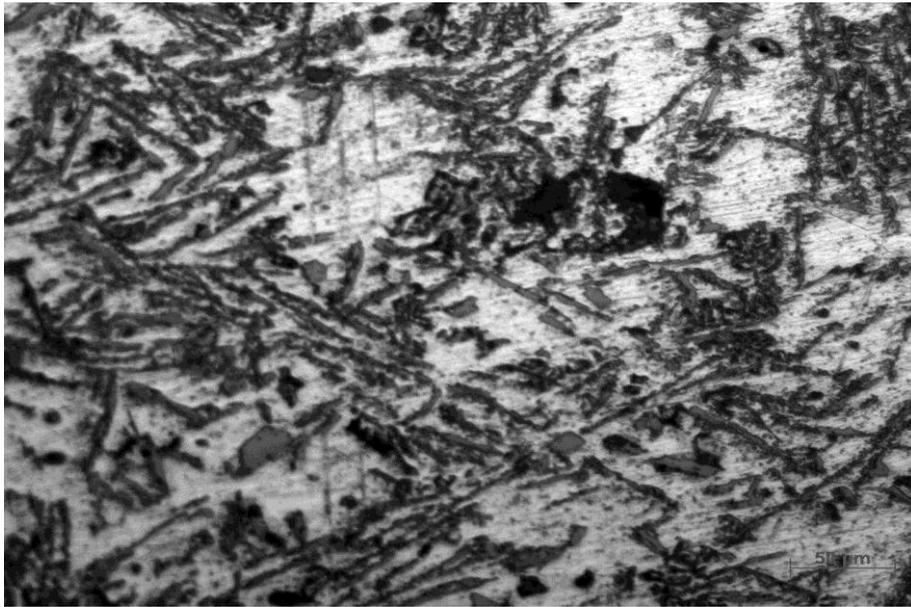


Figure V.16 : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 sans traitement thermique

X200



FigureV.16.a : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 Avec T.T à 480°C trempée à 100°C (59HB)

X200



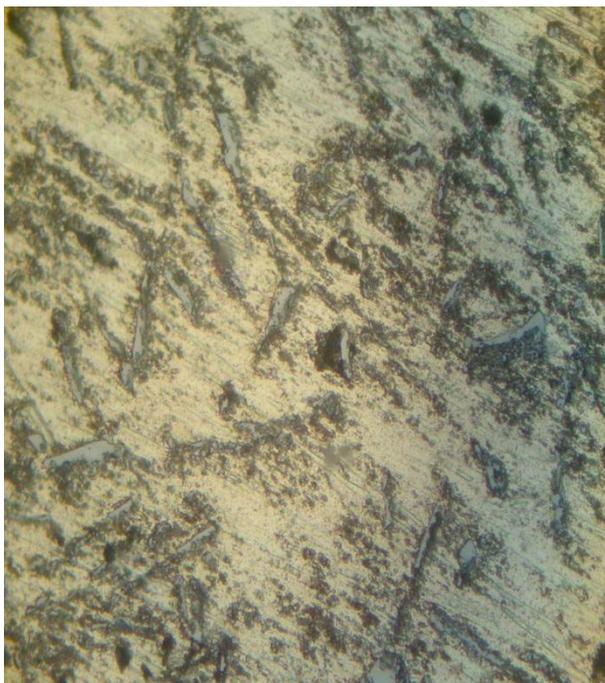
FigureV.16.b : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 avec T.T a 500°C trempée à 30°C (80HB)

X200



Figure V.17 : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 sans traitement thermique

X500



FigureV.17.a : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 avec T.T à 480°C trempée à 100°C (59HB)

X500



FigureV.17.b : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 avec T.T a 500°C trempée à 30°C (80HB)

X500

Symbole
chinois

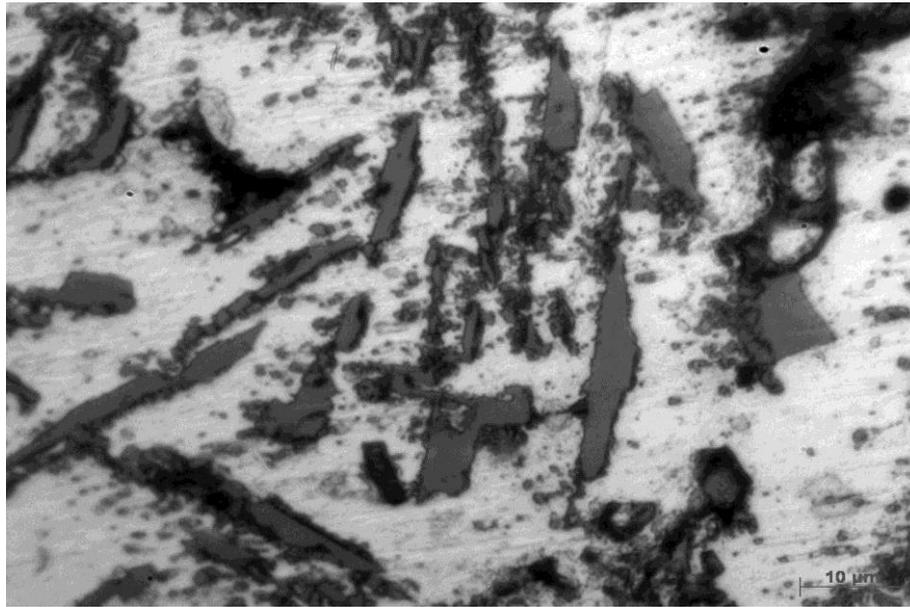
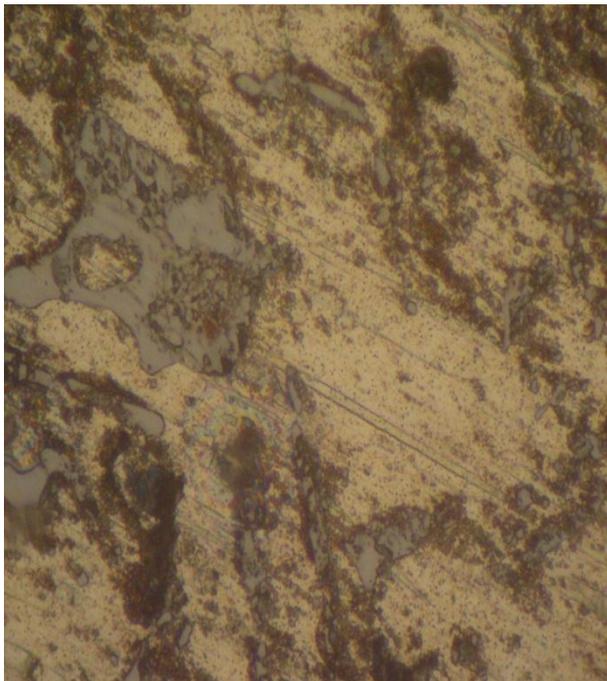


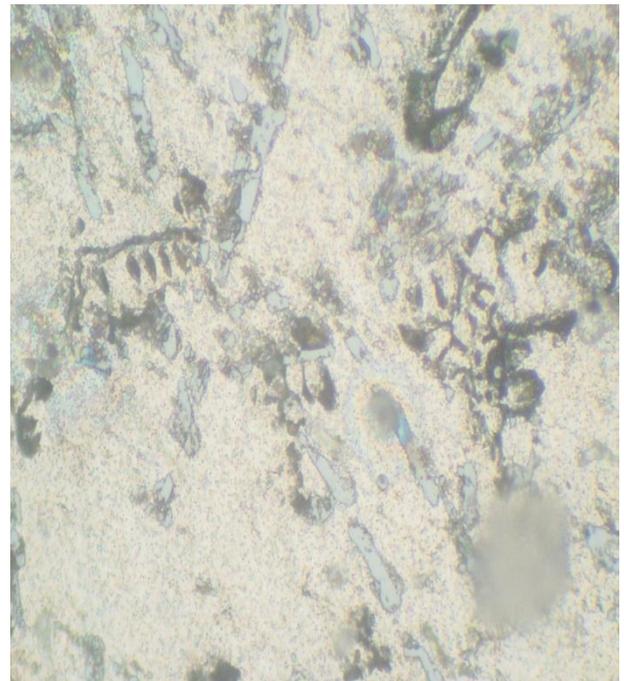
Figure V.18 : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 sans traitement thermique

X1000



FigureV.18.a : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 Avec T.T à 480°C trempée à 100°C (59HB)

X1000



FigureV.18.b : Microstructure de l'alliage Si11Cu2 avec T.T a 500°C trempée à 30°C (80HB)

X1000

V.3. Résultats de diffraction par rayon X :

A travers la recherche bibliographique, les alliages métalliques subissent des transformations de phases lors de l'application des traitements thermiques. Ce processus se traduit par une absorption ou par un dégagement de l'énergie. Pour illustrer ce processus, cette analyse peut être un moyen qualitatif et quantitatif rapide pour la caractérisation des précipités de notre matériau. Aussi, son application permettra de mettre en évidence les phases présentes dans notre matériau.

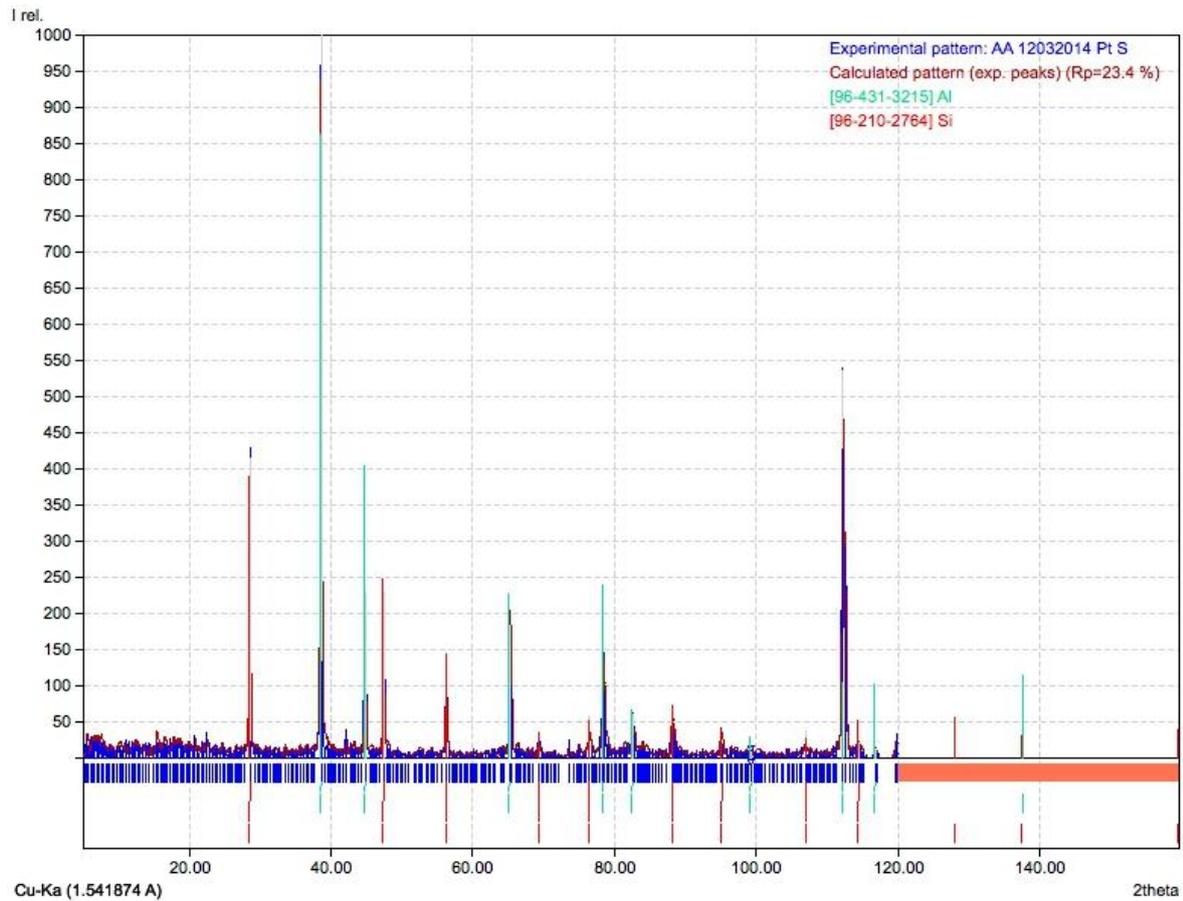


Figure V.19 : Profil DRX de l'alliage Si11Cu2

Les courbes DRX affichent les mêmes résultats pour les différents alliages. (ci-dessus Figure V.19 , le profil de diffraction de l'alliage STD, tous les autres profils affichent le même résultat)

Les pics majeurs correspondent aux phases α Al (cubique à faces centrées), et Si (Diamant).

Les autres pics mineurs sont confondus avec le bruit de fond, ce qui rend impossible leur identification, c'est des pics qui correspondent aux différentes phases de composés intermétalliques, ainsi qu'au impureté, et aux traces des autres éléments primaires.

CONCLUSION GENERALE

Au cours de la présente étude, nous nous sommes intéressés au comportement des alliages d'aluminium de fonderie du groupe Al-Si. Afin de réaliser les principales étapes de l'élaboration de nos alliages. Nous avons étudié d'une part, les effets des éléments d'addition et d'autre part, l'influence des traitements thermiques sur les propriétés de ces alliages. Ces traitements étant déterminants pour les caractéristiques de nos alliages, nous avons d'abord procédé aux traitements thermiques usuels, consistant en la mise en solution, suivie d'une trempe à l'eau, puis d'un traitement de revenu. Il est à relever, par ailleurs, que l'on s'intéresse particulièrement à la dureté car elle est très révélatrice quant à l'usinabilité des matériaux. Ainsi, nous avons pu suivre, au cours de ces différents types de traitements, l'évolution des propriétés microstructurales, tout en les corrélant aux caractéristiques mécaniques, ainsi que l'analyse par diffraction des rayons X.

Nos investigations nous ont permis de tirer les conclusions suivantes :

-La température optimale pour la mise en solution est 490°C qui finit par la valeur maximal de dureté 106 HB pour l'alliage Cu2.

- à la température 490°C on peut obtenir une concentration élevée et uniforme dans la matrice d'un alliage Al contenant de Cu.

-La vitesse de refroidissement (vitesse de trempe) a un grand effet sur la dureté. L'augmentation de cette vitesse provoque une augmentation de dureté et réciproque

-Les microstructures des alliages étudiés montrent une différence avant et après traitements thermiques concernant la forme, les dimensions, et la répartition des phases (les symboles chinois et des phases intermétalliques sous forme de polyèdres, la présence de phase sous forme d'aiguilles).

- Après le traitement thermique, la structure s'est considérablement affiné, et la structure dendritique a disparue.

- Les résultats de DRX donnent des courbes qui affichent les mêmes résultats pour les différents alliages Les pics majeurs correspondent aux phases α Al (cubique à faces centrées),

et Si (Diamant). Les pics mineurs qui correspondent aux différentes phases de composés intermétalliques, ainsi qu'aux impuretés.

Nous envisageons, dans l'avenir, d'identifier les phases intermétalliques qui se sont formées dans nos alliages, en utilisant une technique de caractérisation plus précise, telle que la microscopie électronique à balayage. Nous envisageons également, d'étudier l'effet éléments d'addition à différentes proportions, sur le durcissement des alliages Al-Si. Enfin, il serait intéressant de corréler les essais de dureté, à d'autres essais mécaniques tels que la résilience à la traction.

Quelque lexique utilisé :

Transformations de phases

Les propriétés d'un matériau métallique, que ce soit un métal pur ou un alliage, dépendent dans une large mesure des transformations de tout ordre que celui-ci a subi antérieurement.

La plupart des transformations, qui se produisent dans les matériaux métalliques, s'accompagnent d'une modification de la nature et du nombre de phases en présence.

Certaines transformations de phases peuvent s'accompagner d'un changement d'état. Ainsi, les transitions de phases comprennent aussi bien les transformations solide-solide que solide-liquide.

Diagrammes de phases

Appelés aussi diagrammes d'équilibre, ils décrivent tous les types de transformations qui peuvent avoir lieu, à l'équilibre, au sein d'un même alliage A-B. La figure 1, illustre un diagramme de phase comprenant un point eutectique.

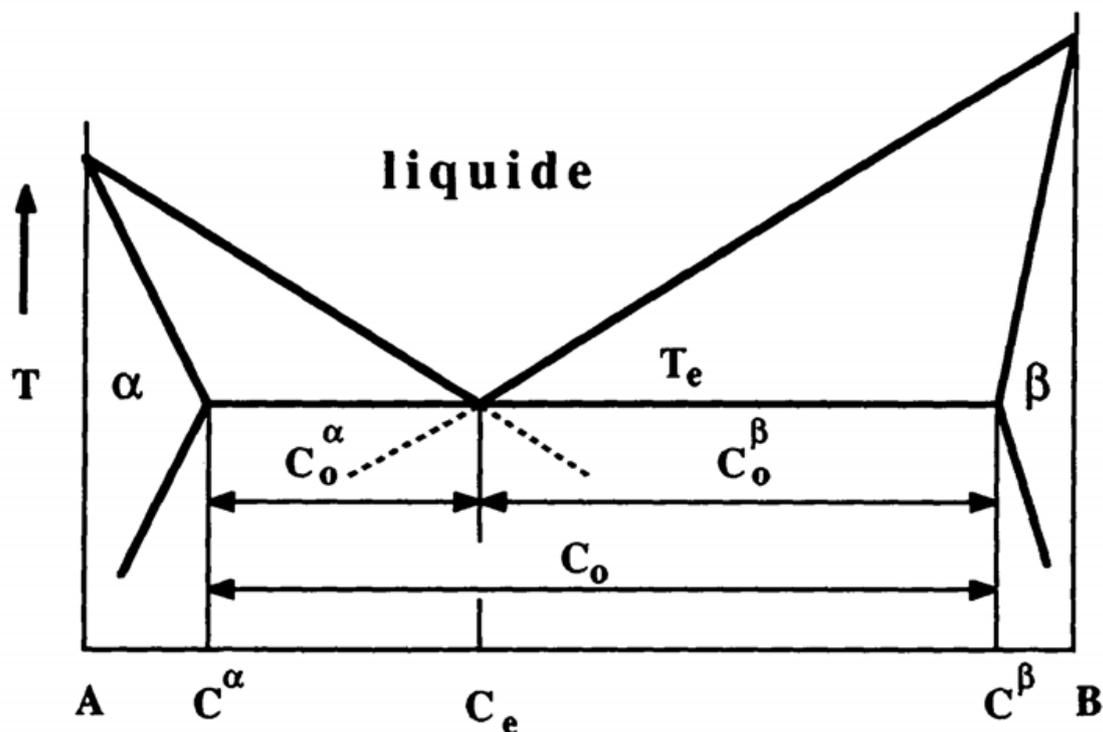


figure 1 : Diagramme de phases pour un alliage A-B.

Le phénomène de cristallisation des alliages métalliques et les nombreuses lois qui régissent la formation de leurs structures sont matérialisés d'une manière très suggestive par les

diagrammes d'équilibre. Ces diagrammes indiquent la composition des phases et la structure de l'alliage en fonction de la température et de la concentration. Les diagrammes d'équilibre sont construits à partir des conditions d'équilibre ou des conditions assez proches de celles-ci.

Les transformations de phase solide – solide

Parmi les différentes transformations qui ont lieu à l'état solide, nous pouvons citer:

Transformations allotropiques: le passage d'un système cristallin à l'autre, au chauffage ou au refroidissement, est appelé transformation allotropique. Cette transformation est due à un déplacement des atomes, à l'état solide, à la suite de mécanismes de diffusion. Ces transformations allotropiques entraînent dans tous les cas des changements de volume, car le passage d'un système cristallin à un autre modifie la répartition des atomes et surtout le nombre d'atomes par unité de volume

Transformation avec réaction:

Ces réactions impliquent les transformations solides - solide et solide - liquide .

. **Réaction eutectoïde:** lors d'une telle réaction, un solide se transforme, au refroidissement, simultanément en deux autres phases solides:



Si, dans le diagramme de phases, la partie basse d'un domaine solide monophasé se referme et si les domaines biphasés adjacents sont solides également, ceci entraîne l'existence d'un point eutectoïde.

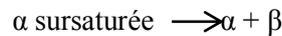
Réaction eutectique: Au cours de son refroidissement, un liquide se transforme en deux phases solides α et β . Si, dans le diagramme de phases, la partie basse d'un domaine d'une phase liquide se termine par un V, le point V est un point eutectique caractérisé, à la température eutectique, par la réaction suivante:



Réaction de précipitation

Comme le montre le diagramme de phases, la solubilité limite diminue avec la température. Il en résulte qu'un alliage dont l'état d'équilibre correspond, pour une température donnée, à un système monophasé (phase α), peut se décomposer et devenir biphasé à des températures plus basses (fig 1). Ce processus qui correspond à une transformation dans l'état solide avec augmentation du nombre de phases, est appelé précipitation. Autrement dit, la précipitation est la formation d'une nouvelle phase à partir d'une solution solide sursaturée en soluté (α sursaturée), après une diminution de température.

La phase α sursaturée est homogène aux basses températures, mais instable du point de vue thermodynamique. Elle donne naissance après un temps de vieillissement à deux phases d'équilibre: la solution solide α d'équilibre (appauvrie en soluté) et la phase d'équilibre β riche en soluté, selon la réaction suivante :



Ce retour à l'équilibre peut s'effectuer de deux façons:

Précipitation continue ;

- Précipitation discontinue ou cellulaire.

Parmi les changements d'état et les transformations de phases, la solidification a une grande importance pratique. En effet, la plupart des alliages sont élaborés à l'état liquide. Leur existence de matériau solide commence par une étape de solidification, impliquant la formation de microstructure. Les caractéristiques de cette dernière sont étroitement liées aux conditions locales de solidification. Si la diffusion intervient au cours de cette transformation, celle-ci sera dite par germination et croissance .

Germination

Germination homogène

Considérons un volume de liquide pur d'un métal donné à une température T inférieure au point de fusion T_f . La formation spontanée d'un germe solide dans le liquide, sans l'aide d'éléments extérieurs, est appelée nucléation homogène. Pour qu'un germe solide

Germination hétérogène

La germination homogène doit s'accompagner de degrés de surfusions très élevés, et en plus, elle ne peut avoir lieu que dans des conditions de laboratoires inusuelles .En effet, la présence d'impuretés dans la goutte liquide, et/ou le contact avec une surface (telles que les parois d'un récipient contenant le liquide ou la surface d'un substrat) servent de sites de germination hétérogène

Germination pour un alliage

La germination d'une seule phase dans un alliage de concentration C_0 , fait apparaître que la surfusion de germination ne dépend plus seulement de la température, mais aussi de la concentration C_0 .

Un germe de l'une des phases, se forme tout d'abord sur un substrat et développe rapidement une morphologie dendritique. Ensuite, la ségrégation locale de l'élément d'alliage dans la zone interdendritique, pousse la deuxième phase à germer sur la première phase dendritique. Elle croît rapidement jusqu'à ce que la composition locale approche la valeur eutectique correspondant à la cinétique usuelle pour une surfusion donnée. Quand l'équilibre de

composition locale est atteint, et pour autant que la vitesse de croissance de l'eutectique soit supérieure à celle de la dendrite, la forme eutectique remplace la forme dendritique initiale du germe. Si ce n'est pas le cas, la forme dendritique initiale peut rester jusqu'à la fin de la solidification.

Formation des microstructures

Solidification équiaxe et colonnaire

Lors de la solidification équiaxe, les grains qui se forment sont entourés de liquide. La chaleur latente dégagée par la transformation de phases liquide \rightarrow solide, est évacuée du solide vers le moule par l'intermédiaire du liquide. Ce dernier doit alors être plus froid que les grains solides en formation. Ainsi, la solidification équiaxe ne peut avoir lieu que dans un liquide en surfusion. La figure 2, résume les différences entre solidification équiaxe (fig. 2. c) et solidification colonnaire (fig. 5. 1. a) d'un alliage. Alors que la courbe de refroidissement de la solidification colonnaire (fig. 2. b.) est décroissante de façon monotone, celle correspondant à la solidification équiaxe (fig. 2. d) présente, au début de la solidification, un minimum local suivi d'un réchauffement, appelé recalescence

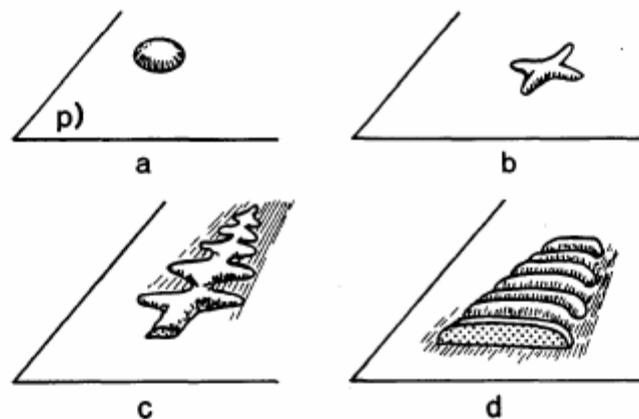


Figure.2 1. Modèle de germination d'un eutectique. (a) Germination d'une phase simple sur un substrat. (b) Croissance du germe sous forme dendritique. (c) Développement de la dendrite de la première phase et germination de l'autre phase sur la dendrite. (d) Croissance eutectique sous forme de lamelles

vocabulaire des traitements thermiques[10] :

Ce vocabulaire est fixé par la norme AFNOR A 02-011 :

Alliage à traitement thermique :

Expression couramment employée pour désigner un alliage durcis par traitement thermique.

Alliage sans traitement thermique :

Expression couramment employée pour désigner un alliage non durcis par traitement thermique.

Mise en solution:

Traitement suivant lequel un alliage est chauffé à une température convenable et maintenu à cette température pendant un temps suffisant pour permettre aux constituants solubles d'entrer en solution solide où ils seront retenus en état sursaturé après la trempe.

Trempe :

Opération de refroidissement effectuée de façon que la solution solide obtenue à chaud à température appropriée soit maintenue en état de sursaturation.

Alliage autotrempant :

Alliage dont la vitesse critique de trempe est inférieure à la vitesse de refroidissement naturel se produisant en air calme après transformation à chaud, ou dans le moule après solidification des pièces coulées.

Trempe structurale :

Traitement thermique complet assurant un durcissement structural ; ce traitement comprend généralement une mise en solution suivie immédiatement:

- d'un refroidissement convenable maintenant la solution solide en sursaturation (trempe proprement dit),
- d'une maturation ou/et d'un revenu produisant un durcissement.

Durcissement structural :

Durcissement résultant de l'évolution physico-chimique par maturation ou revenu d'une solution solide sursaturée.

Maturation :

Évolution spontanée à température ordinaire de la solution solide sursaturée. Après cette évolution, l'alliage est dit à l'état mûri.

Revenu ou maturation artificielle :

Durcissement à température supérieure à la température ordinaire d'une solution solide sursaturée obtenue par trempe de l'alliage.

Sous-revenu :

Revenu dont la durée est inférieure à celle qui procure le maximum de durcissement structural à la température de maintien effective.

Sur-revenu:

Revenu dont la durée est supérieure à celle qui procure le maximum de durcissement structural à la température de maintien effective.

Recuit :

Traitement thermique ayant pour but d'adoucir un métal ou un alliage durci par écrouissage ou par trempe structurale.

Recuit de recristallisation :

Chauffage d'un produit écroui à une température relativement élevée et pendant un temps approprié, afin d'obtenir une recristallisation homogène à grains fins conférant au produit un adoucissement maximal.

Recuit de précipitation :

Chauffage assez prolongé à température comprise entre la température de revenu et la température de mise en solution d'un produit trempé et mûri ou revenu, dans le but d'obtenir un adoucissement relativement important par évolution des précipités provenant des constituants de l'alliage.

Traitement de restauration :

Traitement thermique d'un métal ou d'un alliage écroui ayant pour but d'abaisser ses propriétés de résistance mécanique à un niveau contrôlé (par exemple états 1/4 dur et 1/2 dur).

Homogénéisation :

Traitement comportant un chauffage à température relativement élevée, appliqué à certains produits bruts de fonderie ou corroyés.

Alloy Group	Alloy designation		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti ^h	Others ^{a, g}		
	Numerical	Chemical symbols												Each	Total	Aluminium
AISI	EN AC-44000 ¹	EN AC-Al Si11	10,0 to 11,8	0,19 (0,15)	0,05 (0,03)	0,10	0,45	-	-	0,07	-	-	0,15	0,03	0,10	Remainder
	EN AC-44100 ¹	EN AC-Al Si12(b)	10,5 to 13,5	0,65 (0,55)	0,15 (0,10)	0,55	0,10	-	0,10	0,15	0,10	-	0,20 (0,15)	0,05	0,15	Remainder
	EN AC-44200 ¹	EN AC-Al Si12(a)	10,5 to 13,5	0,55 (0,40)	0,05 (0,03)	0,35	-	-	-	0,10	-	-	0,15	0,05	0,15	Remainder
	EN AC-44300	EN AC-Al Si12(Fe)(a)	10,5 to 13,5	1,0 (0,45 to 0,9)	0,10 (0,08)	0,55	-	-	-	0,15	-	-	0,15	0,05	0,25	Remainder
	EN AC-44400 ¹	EN AC-Al Si9	8,0 to 11,0	0,65 (0,55)	0,10 (0,08)	0,50	0,10	-	0,05	0,15	0,05	0,05	0,15	0,05	0,15	Remainder
	EN AC-44500 ¹	EN AC-Al Si12(Fe)(b)	10,5 to 13,5	1,0 (0,45 to 0,9)	0,20 (0,18)	0,55	0,40	-	-	-	0,30	-	-	0,15	0,05	0,25
AISI5Cu	EN AC-45000	EN AC-Al Si6Cu4	5,0 to 7,0	1,0 (0,9)	3,0 to 5,0	0,20 to 0,65	0,55	0,15	0,45	2,0	0,30	0,15	0,25 (0,20)	0,05	0,35	Remainder
	EN AC-45100	EN AC-Al Si5Cu3Mg	4,5 to 6,0	0,60 (0,50)	2,6 to 3,6	0,55	0,15 to 0,45 (0,20 to 0,45)	-	0,10	0,20	0,10	0,05	0,25 (0,20)	0,05	0,15	Remainder
	EN AC-45300	EN AC-Al Si5Cu1Mg	4,5 to 5,5	0,65 (0,55)	1,0 to 1,5	0,55	0,35 to 0,65 (0,40 to 0,65)	-	0,25	0,15	0,15	0,05	0,25 ¹ (0,20)	0,05	0,15	Remainder
	EN AC-45400	EN AC-Al Si5Cu3	4,5 to 6,0	0,60 (0,50)	2,6 to 3,6	0,55	0,05	-	0,10	0,20	0,10	0,05	0,25 (0,20)	0,05	0,15	Remainder
	EN AC-45500	EN AC-Al Si7Cu0,5Mg	6,5 to 7,5	0,25	0,2 to 0,7	0,15	0,20 to 0,45 (0,25 to 0,45)	-	-	0,07	-	-	0,20 ¹	0,03	0,10	Remainder
	EN AC-46000	EN AC-Al Si9Cu3(Fe)	8,0 to 11,0	1,3 (0,6 to 1,1)	2,0 to 4,0	0,55	0,05 to 0,55 (0,15 to 0,55)	0,15	0,55	1,2	0,35	0,15	0,25 (0,20)	0,05	0,25	Remainder
AISI9Cu	EN AC-46100	EN AC-Al Si11Cu2(Fe)	10,0 to 12,0	1,1 (0,45 to 1,0)	1,5 to 2,5	0,55	0,30	0,15	0,45	1,7	0,25	0,15	0,25 (0,20)	0,05	0,25	Remainder
	EN AC-46200	EN AC-Al Si8Cu3	7,5 to 9,5	0,8 (0,7)	2,0 to 3,5	0,15 to 0,65 (0,15 to 0,55)	0,05 to 0,55 (0,15 to 0,55)	-	0,35	1,2	0,25	0,15	0,25 (0,20)	0,05	0,25	Remainder
	EN AC-46300	EN AC-Al Si7Cu3Mg	6,5 to 8,0	0,8 (0,7)	3,0 to 4,0	0,20 to 0,65	0,30 to 0,60 (0,35 to 0,60)	-	0,30	0,65	0,15	0,10	0,25 (0,20)	0,05	0,25	Remainder
	EN AC-46400	EN AC-Al Si9Cu1Mg	8,3 to 9,7	0,8 (0,7)	0,8 to 1,3	0,15 to 0,55	0,25 to 0,65 (0,30 to 0,65)	-	0,20	0,8	0,10	0,10	0,20 ¹ (0,18)	0,05	0,25	Remainder
	EN AC-46500	EN AC-Al Si9Cu3(Fe)(Zn)	8,0 to 11,0	1,3 (0,6 to 1,2)	2,0 to 4,0	0,55	0,05 to 0,55 (0,15 to 0,55)	0,15	0,55	3,0	0,35	0,15	0,25 (0,20)	0,05	0,25	Remainder
	EN AC-46600	EN AC-Al Si7Cu2	6,0 to 8,0	0,8 (0,7)	1,5 to 2,5	0,15 to 0,65	0,35	-	0,35	1,0	0,25	0,15	0,25 (0,20)	0,05	0,15	Remainder

Tableau 1: composition chimique des alliages normalisée [17]

Al ^d		Al 99,6E	0,10	0,30	0,01	0,007	0,02	0,005	-	0,04	-	-	0,03 ^e	99,60 min.
		Al 99,7E	0,07	0,20	0,01	0,005	0,02	0,004	-	0,04	-	-	0,03 ^f	99,70 min.
AlCu	EN AC-21000	EN AC-Al Cu4MgTi	0,20 (0,15)	0,35 (0,30)	4,2 to 5,0	0,10	0,15 to 0,35 (0,20 to 0,35)	-	0,05	0,10	0,05	0,05	0,03	Remainder
	EN AC-21100	EN AC-Al Cu4Ti	0,18 (0,15)	0,19 (0,15)	4,2 to 5,2	0,55	-	-	-	0,07	-	-	0,03	Remainder
	EN AC-21200	EN AC-Al Cu4MnMg	0,10	0,20 (0,15)	4,0-5,0	0,20 to 0,50	-	0,05 (0,03)	0,10 (0,05)	0,03	0,03	0,10 (0,05)	0,03	Remainder
AlSiMgTi	EN AC-41000 ¹	EN AC-Al Si2MgTi	1,6 to 2,4	0,60 (0,50)	0,10 (0,08)	0,30 to 0,50	0,45 to 0,65 (0,50 to 0,65)	-	0,05	0,10	0,05	0,05	0,05	Remainder
	EN AC-42000 ¹	EN AC-Al Si7Mg	6,5 to 7,5	0,55 (0,45)	0,20 (0,15)	0,35	0,20 to 0,65 (0,25 to 0,65)	-	0,15	0,15	0,15	0,05	0,05	Remainder
AlSi7Mg	EN AC-42100 ¹	EN AC-Al Si7Mg0,3	6,5 to 7,5	0,19 (0,15)	0,05 (0,03)	0,10	0,25 to 0,45 (0,30 to 0,45)	-	-	0,07	-	-	0,03	Remainder
	EN AC-42200 ¹	EN AC-Al Si7Mg0,6	6,5 to 7,5	0,19 (0,15)	0,05 (0,03)	0,10	0,45 to 0,70 (0,50 to 0,70)	-	-	0,07	-	-	0,03	Remainder
AlSi10Mg	EN AC-43000 ¹	EN AC-Al Si10Mg(a)	9,0 to 11,0	0,55 (0,40)	0,05 (0,03)	0,45	0,20 to 0,45 (0,25 to 0,45)	-	0,05	0,10	0,05	0,05	0,05	Remainder
	EN AC-43100 ¹	EN AC-Al Si10Mg(b)	9,0 to 11,0	0,55 (0,45)	0,10 (0,08)	0,45	0,20 to 0,45 (0,25 to 0,45)	-	0,05	0,10	0,05	0,05	0,05	Remainder
	EN AC-43200	EN AC-Al Si10Mg(Cu)	9,0 to 11,0	0,65 (0,55)	0,35 (0,30)	0,55	0,20 to 0,45 (0,25 to 0,45)	-	0,15	0,35	0,10	-	0,05	Remainder
	EN AC-43300 ¹	EN AC-Al Si9Mg	9,0 to 10,0	0,19 (0,15)	0,05 (0,03)	0,10	0,25 to 0,45 (0,30 to 0,45)	-	-	0,07	-	-	0,03	Remainder
EN AC-43400 ¹	EN AC-Al Si10Mg(Fe)	9,0 to 11,0	1,0 (0,45 to 0,9)	0,10 (0,08)	0,55	0,20 to 0,50 (0,25 to 0,50)	-	0,15	0,15	0,15	0,05	0,05	0,05	Remainder
EN AC-43500 ¹	EN AC-Al Si10MnMg ^c	9,0 to 11,5	0,25	0,05	0,05	0,10 to 0,80	-	-	0,07	-	-	0,05	0,05	Remainder

Tableau 1: composition chimique des alliages normalisée(suite) [17]

Alloy Group	Alloy designation		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti ^h	Others ^{e, g}		Aluminium
	Numerical	Chemical symbols												Each	Total	
AlSi(Cu)	EN AC-47000	EN AC-Al Si12(Cu)	10,5 to 13,5	0,8 (0,7)	1,0 (0,9)	0,05 to 0,55	0,35	0,10	0,30	0,55	0,20	0,10	0,20 (0,15)	0,05	0,25	Remainder
		EN AC-Al Si12Cu1(Fe)	10,5 to 13,5 (0,6 to 1,1)	1,3 (0,6 to 1,1)	0,7 to 1,2	0,55	0,35	0,10	0,30	0,55	0,20	0,10	0,20 (0,15)	0,05	0,25	Remainder
		EN AC-Al Si12CuNiMg	10,5 to 13,5 (0,6)	0,7 (0,6)	0,8 to 1,5	0,35	0,8 to 1,5 (0,9 to 1,5)	-	0,7 to 1,3	0,35	-	-	0,25 (0,20)	0,05	0,15	Remainder
AlSiCuNiMg	EN AC-48000	EN AC-Al Si12CuNiMg	10,5 to 13,5	1,3 (1,0)	4,0 to 5,0 (0,08)	0,50	0,25 to 0,85 (0,45 to 0,85)	-	0,3	1,5	-	0,15	0,25 (0,20)	0,05	0,25	Remainder
		EN AC-Al Si17Cu4Mg	10,0 to 18,0	0,55 (0,45)	0,05 (0,03)	0,45	2,5 to 3,5 (2,7 to 3,5)	-	-	0,10	-	-	0,20 (0,15)	0,05	0,15	Remainder
		EN AC-Al Mg3	2,5	1,0 (0,45 to 0,9)	0,10 (0,08)	0,55	8,0 to 10,5 (8,5 to 10,5)	-	0,10	0,25	0,10	0,10	0,20 (0,15)	0,05	0,15	Remainder
AlMg ^b	EN AC-51000 ⁱ	EN AC-Al Mg5	0,55 (0,35)	0,55 (0,45)	0,05 (0,05)	0,45	4,5 to 6,5 (4,8 to 6,5)	-	-	0,10	-	-	0,20 (0,15)	0,05	0,15	Remainder
		EN AC-Al Mg5	1,5 (1,3)	0,25 (0,20)	0,05 (0,03)	0,45	4,5 to 6,5 (4,8 to 6,5)	-	-	0,10	-	-	0,20 (0,15)	0,05	0,15	Remainder
		EN AC-Al Mg5Si2Mn	1,8 to 2,6	0,30 (0,27)	0,10 (0,08)	0,15 (0,10)	0,20 to 0,5 (0,25 to 0,5)	-	-	0,07	9,0 to 10,5	-	-	0,15	0,05	0,15
AlZnSiMg	EN AC-71100	EN AC-Al Zn10Si8Mg	7,5 to 9,5													

NOTE 1 Figures in brackets are ingot compositions (prefix EN AB instead of EN AC) where they differ from the casting. See EN 1676 for information.

NOTE 2 Limits are expressed as a maximum unless shown as a range.

^a "Others" does not include modifying or refining elements such as Na, Sr, Sb and P.

^b For alloys with Mg ≥ 3 %, the alloy may contain 0,005 % Be max.

^c Sr addition is recommended.

^d These grades of unalloyed aluminium are specified in EN 576, and included in this European Standard due to its importance for electrotechnical applications.

^e B max. 0,04; Mn + Ti + Cr + V max. 0,030.

^f B max. 0,04; Mn + Ti + Cr + V max. 0,020.

^g "Others" includes all the elements which are not listed in this Table or without specific values.

^h Refining agents such as Ti, B or master alloys containing nucleating particles such as TiB₂ shall not be considered as impurities. Nevertheless, the minimum and maximum content of refining elements shall be agreed between the manufacturer and the purchaser.

ⁱ These alloys are in compliance with EN 601 (for information only).

^j Minimum Ti limits are not required if the grain refining is not required or reached by other means.

Tableau 1: composition chimique des alliages normalisée(suite) [17]

Alloy group	Alloy designation		Temper designation	Tensile strength R_m MPa min.	Yield strength $R_{p0,2}$ MPa min.	Elongation A % min.	Brinell hardness HBW min.
	Numerical	Chemical symbols					
Al	-	Al 99,6E	F	75	-	30	17
	-	Al 99,7E	F	75	-	30	17
AlCu	EN AC-21000	EN AC-Al Cu4MgTi	T4	300	200	5	90
	EN AC-21100	EN AC-Al Cu4Ti	T6	300	200	3	95
			T64	280	180	5	85
EN AC-21200	EN AC-Al Cu5MgMn	T4	330	225	3	100	
AlSiMgTi	EN AC-41000	EN AC-Al Si2MgTi	F	140	70	3	50
			T6	240	180	3	85
AlSi7Mg	EN AC-42000	EN AC-Al Si7Mg	F	140	80	2	50
			T6	220	180	1	75
	EN AC-42100	EN AC-Al Si7Mg0,3	T6	230	190	2	75
AlSi10Mg	EN AC-43000	EN AC-Al Si10Mg(a)	F	150	80	2	50
			T6	220	180	1	75
	EN AC-43100	EN AC-Al Si10Mg(b)	F	150	80	2	50
			T6	220	180	1	75
EN AC-43200	EN AC-Al Si10Mg(Cu)	F	160	80	1	50	
T6	220	180	1	75			
EN AC-43300	EN AC-Al Si9Mg	T6	230	190	2	75	
AlSi	EN AC-44000	EN AC-Al Si11	F	150	70	6	45
	EN AC-44100	EN AC-Al Si12(b)	F	150	70	4	50
	EN AC-44200	EN AC-Al Si12(a)	F	150	70	5	50
	EN AC-44400	EN AC-Al Si9	F	170	80	4	50

(continued)

Alloy group	Alloy designation		Temper designation	Tensile strength R_m MPa min.	Yield strength $R_{p0,2}$ MPa min.	Elongation A % min.	Brinell hardness HBW min.
	Numerical	Chemical symbols					
AlSi5Cu	EN AC-45000	EN AC-Al Si6Cu4	F	150	90	1	60
	EN AC-45300	EN AC-Al Si5Cu1Mg	T4	170	120	2	80
			T6	230	200	< 1	100
EN AC-45500	EN AC-Al Si7Cu0,5Mg	T6	250	190	1	85	
AlSi9Cu	EN AC-46200	EN AC-Al Si8Cu3	F	150	90	1	60
	EN AC-46400	EN AC-Al Si9Cu1Mg	F	135	90	1	60
	EN AC-46600	EN AC-Al Si7Cu2	F	150	90	1	60
AlSi(Cu)	EN AC-47000	EN AC-Al Si12(Cu)	F	150	80	1	50
AlMg	EN AC-51100	EN AC-Al Mg3	F	140	70	3	50
	EN AC-51300	EN AC-Al Mg5	F	160	90	3	55
	EN AC-51400	EN AC-Al Mg5(Si)	F	160	100	3	60
AlZnSiMg	EN AC-71100	EN AC-Al Zn10Si8Mg	T1	210	190	1	90

T4 tempers shall be avoided for castings subjected even temporarily to temperatures from 70 °C to 160 °C and thereafter subjected to corrosive media.

NOTE 1 N/mm² = 1 MPa

Tableau 2: caractéristiques mécaniques des alliages normalisée[17]

Alloy group	Alloy designation		Temper designation	Tensile strength R_m MPa min.	Yield strength $R_{p0,2}$ MPa min.	Elongation A % min.	Brinell hardness HBW min.
	Numerical	Chemical symbols					
AlSi10Mg	EN AC-43000	EN AC-Al Si10Mg(a)	F	180	90	2,5	55
			T6	260	220	1	90
			T64	240	200	2	80
	EN AC-43100	EN AC-Al Si10Mg(b)	F	180	90	2,5	55
T6			260	220	1	90	
T64			240	200	2	80	
EN AC-43200	EN AC-Al Si10Mg(Cu)	F	180	90	1	55	
		T6	240	200	1	80	
EN AC-43300	EN AC-Al Si9Mg	T6	290	210	4	90	
		T64	250	180	6	80	
AlSi	EN AC-44000	EN AC-Al Si11	F	170	80	7	45
	EN AC-44100	EN AC-Al Si12(b)	F	170	80	5	55
	EN AC-44200	EN AC-Al Si12(a)	F	170	80	6	55
	EN AC-44400	EN AC-Al Si9	F	180	90	5	55
AlSi5Cu	EN AC-45000	EN AC-Al Si6Cu4	F	170	100	1	75
	EN AC-45100	EN AC-Al Si5Cu3Mg	T4	270	180	2,5	85
			T6	320	280	< 1	110
	EN AC-45300	EN AC-Al Si5Cu1Mg	T4	230	140	3	85
			T6	280	210	< 1	110
EN AC-45400	EN AC-Al Si5Cu3	T4	230	110	6	75	
EN AC-45500	EN AC-Al Si7Cu0,5Mg	T6	320	240	4	100	
AlSi9Cu	EN AC-46200	EN AC-Al Si8Cu3	F	170	100	1	75
	EN AC-46300	EN AC-Al Si7Cu3Mg	F	180	100	1	80
	EN AC-46400	EN AC-Al Si9Cu1Mg	F	170	100	1	75
			T6	275	235	1,5	105
EN AC-46600	EN AC-Al Si7Cu2	F	170	100	1	75	
AlSi(Cu)	EN AC-47000	EN AC-Al Si12(Cu)	F	170	90	2	55
AlSiCuNi Mg	EN AC-48000	EN AC-Al Si12CuNiMg	T5	200	185	< 1	90
			T6	280	240	< 1	100
AlMg	EN AC-51100	EN AC-Al Mg3	F	150	70	5	50
	EN AC-51300	EN AC-Al Mg5	F	180	100	4	60
	EN AC-51400	EN AC-Al Mg5(Si)	F	180	110	3	65
AlZnSi Mg	EN AC-71100	EN AC-Al Zn10Si8Mg	T1	260	210	1	100

NOTE 1 N/mm² = 1 MPa

Tableau 2: composition chimique des alliages normalisée (suite) [17]

Alloy group	Alloy designation		Temper designation	Tensile strength R_m MPa min.	Yield strength $R_{p0,2}$ MPa min.	Elongation A % min.	Brinell hardness HBW min.
	Numerical	Chemical symbols					
Al	-	Al 99,6E	F	75	-	30	17
	-	Al 99,7E	F	75	-	30	17
AlCu	EN AC-21000	EN AC-Al Cu4MgTi	T4	320	200	8	90
	EN AC-21100	EN AC-Al Cu4Ti	T6	330	220	7	95
			T64	320	180	8	90
	EN AC-21200	EN AC-Al Cu5MgMn	T4	400	240	8	110
T7			410	325	5	120	
AlSiMgTi	EN AC-41000	EN AC-Al Si2MgTi	F	170	70	5	50
			T6	260	180	5	85
AlSi7Mg	EN AC-42000	EN AC-Al Si7Mg	F	170	90	2,5	55
			T6	260	220	1	90
			T64	240	200	2	80
	EN AC-42100	EN AC-Al Si7Mg0,3	T6	290	210	4	90
			T64	250	180	8	80
	EN AC-42200	EN AC-Al Si7Mg0,6	T6	320	240	3	100
T64			290	210	6	90	

(continued)

Tableau 2: composition chimique des alliages normalisée (suite) [17]

Groupe d'alliage	Désignation de l'alliage	Méthode de moulage				Aptitude au moulage			Autres caractéristiques								Caractéristiques mécaniques ⁽⁶⁾				
		Numérique	Moulage sable	Moulage en coquille	Moulage sous pression	Moulage de précision	Fluidité	Résistance à la criquabilité		Étanchéité	Usinabilité		Résistance à la corrosion	Anodisation décorative	Soudabilité ⁽²⁾	Aptitude au polissage	Dilatation thermique linéaire 10 ⁶ /K 293K-373K	Conductivité électrique MS/m ⁽³⁾	Conductivité thermique W/(m·K) ⁽³⁾	Résistance à température ambiante ⁽⁷⁾	Résistance à une température élevée jusqu'à 200°C ⁽⁷⁾
AlCu	EN AC-21000							●	●			●									
	EN AC-21100	●	●			C	D	D	-	A	D	C	D	B	23	16 à 23	120 à 150	A	B	A	80 à 110
AISiMgTi	EN AC-41000	●	●			C	C	C	C	B	B	B	B	B	23	19 à 25	140 à 160	B	-	B	-
AISi7Mg	EN AC-42000	●	●		●	B	A	B	B/C	B	B/C	D	B	C	22	19 à 25	150 à 170	B	C	C	80 à 110
	EN AC-42100	●	●		●	B	A	B	-	B	B	D	B	C	22	21 à 27	160 à 180	A	C	A	80 à 110
	EN AC-42200	●	●		●	B	A	B	-	B	B	D	B	C	22	20 à 28	150 à 180	A	C	A	80 à 110
AISI 10Mg	EN AC-43000	●	●			A	A	B	B/C	B	B	E	A	D	21	19 à 25	150 à 170	B	C	C	80 à 110
	EN AC-43100	●	●			A	A	B	B/C	B	B/C	E	A	D	21	19 à 25	140 à 170	B	C	C	80 à 110
	EN AC-43200	●	●			A	A	B	B/C	B	C	E	A	C	21	16 à 24	130 à 170	B	C	C	80 à 110
	EN AC-43300	●	●			A	A	B	B/C	B	B	E	A	D	21	20 à 28	150 à 180	A	C	A	80 à 110
	EN AC-43400			●		A	A	B	B	-	C	E	D	D	21	16 à 21	130 à 150	B	C	C	60 à 90
AISI	EN AC-44000	●	●			A	A	A	C ⁽⁴⁾	-	B	E	A	D	21	19 à 24	140 à 170	D	C	A	60 à 90
	EN AC-44100	●	●		●	A	A	A	C	-	B/C	E	A	D	20	16 à 23	130 à 160	D	C	B	60 à 90
	EN AC-44200	●	●			A	A	A	C	-	B	E	A	D	20	17 à 24	140 à 170	D	C	A	60 à 90
	EN AC-44300			●		A	A	C	C	-	C	E	D	D	20	16 à 22	130 à 160	B	C	C	60 à 90
	EN AC-44400			●		A	A	C	C	-	C	E	D	D	21	16 à 22	130 à 150	C	C	C	60 à 90
AISi5Cu	EN AC-45000	●	●			B	B	B	B	-	D	D	C	B	22	14 à 17	110 à 120	D	A	C	60 à 90
	EN AC-45100		●			B	B	B	B	A	D	D	C	B	22	16 à 19	130	A	A	C	80 à 110
	EN AC-45200	●	●		●	B	B	B	B	B	D	D	C	B	22	15 à 19	120 à 130	A	A	C	70 à 100
	EN AC-45300	●	●			C	B	C	B	B	D	D	C	B	22	19 à 23	140 à 150	B	B	B	70 à 100
	EN AC-45400		●			B	B	B	B	B	D	D	C	B	22	16 à 19	120 à 130	B	A	A	70 à 100
AISi9Cu	EN AC-46000			●		B	B	C	B	-	D	E	F	C	21	13 à 17	110 à 120	B	B	D	60 à 90
	EN AC-46100			●		A	B	C	C	-	D	E	F	C	20	14 à 18	120 à 130	B	B	D	60 à 90
	EN AC-46200	●	●	●		B	B	B ⁽⁸⁾	B	-	D	E	B	C	21	14 à 18	110 à 130	B	A	C	60 à 90
	EN AC-46300		●			B	B	B	C	-	C	E	B	C	21	14 à 17	110 à 120	D	A	C	60 à 90
	EN AC-46400	●	●			B	B	B	B	B	D	E	B	D	21	16 à 22	130 à 150	A	B	C	60 à 90
	EN AC-46500			●		B	B	B	B	-	D	E	F	C	21	13 à 17	110 à 120	B	A	D	60 à 90
	EN AC-46600	●	●			B	B	B	B	-	D	E	C	C	21	15 à 19	120 à 130	D	B	C	50 à 70

Tableau 3: comparaison des caractéristiques des moulage, mécaniques et autre caractéristiques[10]

Groupe d'alliage	Désignation de l'alliage	Méthode de moulage				Aptitude au moulage			Autres caractéristiques										Caractéristiques mécaniques ⁽⁶⁾		
		Numérique	Moulage sable	Moulage en coquille	Moulage sous pression	Moulage de précision	Fluidité	Résistance à la criquabilité		Étanchéité	Usinabilité		Résistance à la corrosion	Anodisation décorative	Soudabilité ⁽²⁾	Aptitude au polissage	Dilatation thermique linéaire 10 ⁻⁶ /K 293K-373K	Conductivité électrique MS/m ³	Conductivité thermique W/(m·K) ⁽³⁾	Résistance à température ambiante ⁽⁷⁾	Résistance à une température élevée jusqu'à 200°C ⁽⁷⁾
AISI(Cu)	EN AC-47000							●	●												
	EN AC-47100			●		A	A	C	C	-	C	E	F	C	20	15 à 20	120 à 150	B	B	C	60 à 90
AISI CuNiMg	EN AC-49000		●			A	A	A	-	B	C	E	A	C	20	15 à 23	130 à 160	A	A	D	80 à 110
AlMg	EN AC-51000	●	●			C	D	D	A	-	A	A	C	A	24	17 à 22	130 à 140	D	B	B	60 à 90
	EN AC-51100	●	●			C	D	D	A	-	A	A	C	A	24	17 à 22	130 à 140	D	B	B	60 à 90
	EN AC-51200			●		C	D	D	A	-	A	B	C	A	24	11 à 14	60 à 90	C	B	C	60 à 90
	EN-51300	●	●		●	C	D	D	A	-	A	A	C	A	24	15 à 21	110 à 130	D	B	B	60 à 90
	EN-51400	●	●			C	D	D	A	-	A	B	C	A	24	15 à 21	110 à 140	D	B	B	60 à 90
Al ZnMg	EN AC-71000	●	●			C	D	D	A	A	B	B	C	B	24	19 à 21	130 à 140	C	D	B	60 à 90

● Désigne le procédé de moulage le plus courant pour chaque type d'alliage.
A Excellent D Médiocre
B Bon E Déconseillé
C Correct F Incompatible

Note : dans une même famille d'alliage, la désignation par deux lettres séparées par une barre oblique, par exemple B/C, permet d'indiquer de légères nuances.
1) Les classements ne s'appliquent qu'à la colonne concernée.
2) La soudabilité des pièces coulées sous pression dépend du volume de gaz inclus et dans la plupart des cas, elle est assez médiocre. Certains procédés de coulée sous pression permettent d'obtenir des valeurs de B à C.
3) Les variations de la composition chimique, au sein d'une spécification, la structure métallurgique, la santé du matériau, la vitesse de refroidissement et le traitement thermique affectent les conductivités électrique et thermique.
4) SiMg > 0,1, le classement est B.
5) Pour les allages 43400, 44300, 46000, 46100, 46500, 47100 et 51200, l'aptitude à l'étanchéité devient C pour les moulages sous pression.
6) Meilleur traitement thermique disponible. Un même traitement thermique ne garantit pas à la fois les meilleurs résultats pour la résistance et la ductilité.
7) Les classements sont dérivés des valeurs de traction et de ductilité des allages, divisées en part égales notées de A à D.
8) La ductilité (résistance aux chocs) d'un alliage est directement proportionnelle à son allongement. Plus ce dernier est important, meilleure est la résistance aux chocs. Contrairement aux allages ferreux, les allages d'aluminium ne présentent pas une température de transition au-dessous de laquelle la résistance aux chocs diminue sensiblement.
9) Meilleure méthode de moulage disponible.
10) Valeurs de fatigue par flexion rotative de 50 x 10⁶ cycles (Wöhler curves).
1N/mm² = 1 MPa.

Tableau 3: comparaison des caractéristiques des moulage, mécaniques et autre caractéristiques(suite)

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] J.Lanthy, Aluminium et alliages légers, Ed. Presses universitaires de France, Paris, pp 55, 1984.
- [2] Totten, G. E. and D. S. MacKenzie (2003). Handbook of Aluminum: Vol. 1: Physical Metallurgy and Processes, CRC Press.
- [3] <http://www.world-aluminium.org/statistics/>.
- [4] www.Wikipédia.com F. d. a.
- [5] George E. Totten, D. S. M. (2006). "handbook of aluminium volume 2 Alloy Production and materials manufacturing."
- [6] <http://www.fondeursdefrance.org/>.
- [7] Handbook, M. (1990). "vol. 2." Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials: 102.
- [8] Aluminum Alloy Castings (321pages) Properties Processes Applns ed2004
- [9] Barlas, B. (2004). Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [10] JACOB, S. (2001). "Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie." Techniques de l'ingénieur. Matériaux métalliques(M4675): M4675. 4671-M4675. 4613.
- [11] Kaufman, J. G. and E. L. Rooy (2004). "Aluminum Alloy Castings." ASM international: 295
- [12] Zakia, S. (2010). Influence d'éléments d'addition sur les caractéristiques mécaniques et microstructurales des alliages al-si, Université M'hamed Bougara de Boumerdès.
- [13] Mohamed, A. (2008). Effect of Additives on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum-silicon Alloys,
- [14] Dons, A. L., G. Heiberg, et al. (2005). "On the effect of additions of Cu and Mg on the ductility of AlSi foundry alloys cast with a cooling rate of approximately 3K/s." Materials Science and Engineering: A **413**: 561-566.
- [15] Pedersen, L. and L. Arnberg (2001). "The effect of solution heat treatment and quenching rates on mechanical properties and microstructures in AlSiMg foundry alloys." Metallurgical and Materials Transactions A **32**(3): 525-532.
- [16] Handbook, A. S. M. (1992). "Vol. 3." Alloy phase diagrams **2**: 44.
- [17] RICHARD, M. (1998). "Application de la norme NF en 1706 aluminium et alliages d'aluminium-pieces moulees." Fonderie, Fondateur d'aujourd'hui(178):
- [18] CUENIN, P. (1995). "Moulage-Noyautage." Techniques de l'ingénieur. Matériaux métalliques(M3512a).

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [19] Gilles DOUR, « Fonderie alliages, procédés, propriétés d'usage, défauts », Editeur Dunod 2004, France.
- [20] C. Marty, J.M Linares, « Procédés de mise en forme T 3» Hermès Science, Paris 1999, France.
- [21] SHEN, P. (2012). "THE EFFECTS OF HEAT TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE AA2618 DC CAST PLATE."
- [22] Moreau, C. (2004). Effets des éléments alliés 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, Université du Québec à Chicoutimi.
- [23] Ibrahim, M., E. Samuel, et al. (2011). "Metallurgical parameters controlling the microstructure and hardness of Al–Si–Cu–Mg base alloys." *Materials & Design* **32**(4):
- [24] Mohamed, A., A. Samuel, et al. (2009). "Influence of additives on the microstructure and tensile properties of near-eutectic Al–10.8% Si cast alloy." *Materials & Design* **30**(10):
- [25] Ceschini, L., I. Boromei, et al. (2009). "Microstructure, tensile and fatigue properties of the Al–10% Si–2% Cu alloy with different Fe and Mn content cast under controlled conditions." *Journal of Materials Processing Technology* **209**(15): 5669-56
- [26] Ma, Z., E. Samuel, et al. (2010). "Influence of aging treatments and alloying additives on the hardness of Al–11Si–2.5 Cu–Mg alloys." *Materials & Design* **31**(8):
- [27] Sjölander, E. and S. Seifeddine (2011). "Artificial ageing of Al–Si–Cu–Mg casting alloys." *Materials Science and Engineering: A* **528**(24):
- [28] Sokolowski, J. H., X. Sun, et al. (1995). "The removal of copper-phase segregation and the subsequent improvement in mechanical properties of cast 319 aluminium alloys by a two-stage solution heat treatment." *Journal of Materials Processing Technology* **53**(1): .
- [29] Cours de sciences des matériaux : Fabien Baillon, Philippe Lours : École des Mines d'Albi-Carmaux <http://www.mines-albi.fr/>. Publié le Septembre 2005