



Université Mohamed Khider de Biskra
Faculté des Sciences et de la Technologie
Department Genie mécanique

MÉMOIRE DE MASTER

Domaine : Sciences et Techniques

Filière : Génie Mécanique

Spécialité : Génie Métallurgie

Réf. : Entrez la référence du document

Présenté et soutenu par :

Kahina LAKHDARI

Le : **jeudi 27 juin 2019**

Effet des Traitements Thermique sur les Caractéristiques de l'alliage A6000 à base d'aluminium

Jury :

DR	Hamza ben trah	MCA	Université de Biskra	président
DR	Fatima L ammadi	MCB	Université de Biskra	Encadreurs
Dr	Begger A.Hakim	MCB	Université de Biskra	Examineur

Année universitaire : 2018 – 2019



Dédicaces

À mes Parents, les mots ne suffisent pas pour vous remercier assez, j'espère seulement que j'ai pu réaliser l'un de vos rêves en poursuivant mes études.
et Mes frères youghartta et massinissa .

À *mes amies*.: darine et saliha

Le Docteur F.Z. Lemmedi et Iness Hamdi



Remerciements

Je remercie tout d'abord **الله** le grand puissant qui m'a éclairé le chemin pour réaliser ce modeste travail.

Ce travail a été réalisé au sein du laboratoire de métallurgie au Département de Génie Mécanique et Hall de mécanique.

Premièrement, je remercie mon encadreur monsieur **fatima Z lammedi** pour sa direction et ses conseils constructifs.

Je remercie vivement le Docteur **Bagger A .Hakim.** et le Docteur **H.Ben Treh.** pour l'honneur qu'ils m'attribuent en acceptant d'être le jury de ce travail.

J'exprime mes sincères remerciements à tous les enseignements de métallurgie pour les formations dispensées, pour la richesse scientifique exprimée et pour tous ses conseils alloués durant les années de formation.

Monsieur **Boubeker** ingénieur responsable du laboratoire de métallurgie.

Je remercie infiniment les ingénieurs de Hall mécanique : **Lazher, Farrouk**, pour tout son aide.

Monsieur Ibrahim **GUESMI** ingénieur responsable du laboratoire des DRX, trouvent ici l'expression de ma sincère reconnaissance.

Mes remerciements s'adressent, également, à tous ceux qui m'ont aidé de près ou de loin dans la réalisation de ce modeste travail.

Introduction générale

Les alliages d'aluminium ont récemment fait l'objet d'un nombre important d'études.

D'excellentes propriétés mécaniques combinées à une densité relativement faible en font une classe d'alliage promise à un grand avenir dans une large gamme d'applications.

Dans cette étude, nous entreprenons de suivre l'évolution des propriétés des fils tréfilés de l'alliage Al 6000 après application d'un traitement thermique. Incontestablement, nous nous intéressons en premier lieu aux propriétés du fil, mais nous accordons également une réelle considération quant aux transformations microstructurales qui peuvent avoir lieu.

Notons que l'alliage 6000 est utilisé à l'entreprise ENICAB de Biskra pour la fabrication des câbles électriques de haute tension.

Nous avons organisé la présentation de ce mémoire en quatre chapitres. Dans le premier chapitre, nous avons commencé par donner des supports théoriques sur l'aluminium et ses alliages. Dans le deuxième chapitre, nous présentons le traitement thermique dans les alliages de la série 6000 (Al-Mg-Si), ainsi que la phase du traitement thermique et quelques exemples illustratifs.

Dans le troisième chapitre nous allons voir le choix des matériaux et les méthodes expérimentales. C'est-à-dire, la diffraction des rayons des X, la microscopie optique, la microscopie électronique à balayage, les mesures de la micro dureté et la mesure de résistivité.

Le quatrième chapitre dernier chapitre comportera les résultats expérimentaux qui concernent l'effet du traitement thermique et la déformation plastique sur les transformations de phases se produisant dans l'alliage Al 6000, et leurs interprétations.

Et à la fin nous essayerons de résumer cet humble travail à travers une conclusion générale.

Résumé

L'objectif de ce travail est l'étude de l'effet de traitements thermiques sur la microstructure, et les caractérisations de l'alliage Al 6000 à base d'aluminium. Pour cela, nous avons utilisé plusieurs techniques expérimentales: l'analyse de diffraction des rayons X, la microscopie électronique à balayage et la micro dureté. L'ensemble des résultats expérimentaux obtenus a montré que :

- l'influence de l'augmentation de temps de vieillissement peut se résumer en une augmentation de la coalescence des phases de précipitation.
- La taille des grains change avec le temps de vieillissement.
- Le meilleur durcissement durant 8 h .

Mots clés: Al6000, , précipitation, vieillissement, déformation plastique, DRX, MEB.

ملخص.

الهدف من هذا العمل هو دراسة تأثير المعالجات الحرارية على خصائص سبائك الألمنيوم Al 6000 ، ولتحقيق هذه الدراسة استعملنا عدة طرق تجريبية أهمها: انعراج الأشعة السينية قياس الصلادة نستطيع تلخيص النتائج التجريبية المتحصل عليها في:

- زيادة الوقت في الشيخوخة يمكن أن تؤدي للزيادة في نمو الأطوار.
- حجم الحبيبات يختلف مع اختلاف وقت الشيخوخة القيمة الكبرى للصلادة كانت في زمن 8 ساعة.
- انخفاض الصلادة الدقيقة يتماشى مع الزيادة في حجم الترسبات.

الكلمات الرئيسية: Al6000، الشيخوخة، التشوه اللدن، الترسبات،، انعراج الأشعة السينية.

Abstract

The objective of this work is to study the effect of heat treatments on the microstructure, and the characterizations of the aluminium-based Al 6000 alloy. To do this, we used several experimental techniques: X-ray diffraction analysis, scanning electron microscopy and microhardness. All the experimental results obtained have shown that :

- the influence of the increase in ageing time can be summarised as an increase in the coalescence of the precipitation phases.
- the grain size changes with the ageing time.
- Best curing time of 8 hours .

Keywords: Al6000,, precipitation, ageing, plastic deformation, DRX, MEB.

TABLe DES MATIÈRES

Chapitre I Généralités sur l'aluminium et ses alliages.

I	Introduction.....	4
	I.1.1 L'aluminium et ses alliages.....	4
	I.1.2 L'aluminium.....	4
	I.2 Alliages à base d'aluminium.....	6
	<i>I.2.1 Alliages d'aluminium sans durcissement structural.....</i>	<i>7</i>
	<i>I.2.2 Alliages d'aluminium à durcissement structural.....</i>	<i>8</i>
	I.3 Les alliages d'Aluminium de la série 6000 (Al-Mg-Si).....	9
	I.4 Caractéristiques des alliages d'aluminium série (Al- Mg- Si).....	10
	I.5 Alliages du type A-GS.....	12
	I.6 Applications industrielles des alliages d'aluminium.....	12
	I.6.1 Domaine de transport	12
	I.6.2 Emballage	12
	I.6.3 Domaine de l'énergie électrique	12
	I.7 Eléments d'addition dans les alliages d'aluminium.....	13

Chapitre II les Traitements thermiques de l'alliage d'aluminium.

II.1	Introduction.....	14
II.2	Principaux traitements thermiques	14
	II.2.1 Traitements d'homogénéisation	15
	II.2.3 Traitements d'adoucissement	15
	II.2.3 Traitement de durcissement structural	15
II.3	Les traitements thermiques de l'aluminium série 6XXX.....	16
II.4	Généralités sur les phénomènes de précipitation.....	17
	II.4.1 Les types de précipitation.....	17
	II.4.1.1 La précipitation continue	17
	II.4.1.2 La précipitation discontinue.....	18
II.5.	Mécanisme de précipitation	19
	II.5.1 Germination	20

II.5.2	La croissance.....	22
II.5.3	Coalescence.....	22
II.6	Durcissement par précipitation.....	23
II.7	Séquence de précipitation dans les alliages de la série 6000.....	24

Chapitre III : CHOIX DES MATERIAUX ET TECHNIQUE EXPERIMENTALES

III .1	Introduction.....	25
III .2	Alliages étudiés.....	25
III.3	Traitements thermiques.....	25
III.4	Préparation des échantillons.....	27
III.5	Méthodes expérimentales utilisées.....	28
III.5.1	MICROSCOPIE OPTIQUE.....	28
III.5.2	LA MICRODURETE	28
III.5.3	Diffraction des rayons X.....	30
III.5.4	Microscopie électronique à balayage (MEB).....	32
III.5.5	Mesure de résistivité électrique.....	33
III.5.6	Analyse d'image par ImageJ.	33

Chapitre IV Résultats expérimentaux et discussion.

IV.	Introduction	35
IV.1	Etude micrographique par microscope optique.....	35
IV.1.1	Etat réception.....	35
IV.1.2	Etat homogénéisé.....	36
IV.1.3	ETAT VIEILLI.....	37

IV.2. L'effet du temps de vieillissement à 200 °C de l'alliage Al	
6000.....	38
IV.3 Microscopie électronique à alayage.....	40
IV. 4La taille moyenne des grains	41
IV5Diffractions des rayons X.....	41
IV.6 La micro dureté	43
IV6.1 L'effet du vieillissement naturel sur la micro dureté de l'alliage	
6000	45
IV7 Propriété électrique (résistivité)	46
CONCLUSION GENERALE.....	49
Références bibliographiques.....	50
Aneexe	51

LISTE DES TABLEAU

Chapitre I Généralités sur l'aluminium et ses alliages.

Tableau11 Les principaux alliages d'aluminium.....6

Tableau 12.composition des alliages 6060-6082-6101.....11

Tableau1 3 Influence des phases intragranulaires contenant du manganèse sur la résistance mécanique d'un alliage Al-Mg-Si.....12

Chapitre II les Traitements thermiques des alliages d'aluminium.

Tableau II.1La désignation de ces traitements thermiques14

Tableau II.2: Structure et paramètres de maille des principales phases dans les alliages AlMgSi.....24

Chapitre III : CHOIX DES MATERIAUX ET TECHNIQUE EXPERIMENTALES

Tableau III.1 : La composition chimique de l'alliage Al6000 (Al-Mg-Si).....25

Chapitre IV Résultats expérimentaux et discussion.

Tableau IV.1: Fiche ICDD de l'aluminium.....42

TableauIV2 : Evolution de la micro dureté de l'alliage Al6000 en fonction temps de vieillissement.....44

TableauIV3Evolution de la micro dureté de l'alliage Al600 en fonction de temps de vieillissement naturelle.....45

LISTE DES FIGURES

Chapitre I Généralités sur l'aluminium et ses alliages.

Figure1. Partie du diagramme d'équilibre Aluminium-Mg ₂ Si, coupe pseudo binaire.....	9
--	---

Chapitre II les Traitements thermiques des alliages d'aluminium.

Figure .1: Schémas représente les traitements thermiques de durcissement structural appliqué aux alliages AlMgSi.....	16
---	----

Figure2. Illustration schématique des deux types de réactions de précipitation.....	18
---	----

Figure.3 : Illustration schématique des deux types précipitation.....	19
---	----

Chapitre III : CHOIX DES MATERIAUX ET TECHNIQUE EXPERIMENTALES.

Figure 1: Le diagramme d'équilibre Al-Mg ₂ Si.....	26
---	----

Figure2:Four de Traitement Thermique Nabertherm.....	27
--	----

Figure3:Polisseuse de type PHOENIX.....	27
---	----

Figure4: papiers abrasif.....	27
-------------------------------	----

Figure5 : Echantillons avant polissages.....	28
--	----

Figure6 : Microscope optique de type Olumpus.....	28
---	----

Figure7Essai de dureté Vickers.....	29
-------------------------------------	----

Figure8Microduromètre de type ZWICK.....	29
--	----

Figure 9 .Schéma de la loi de Bragg.....	30
--	----

Figure.10. Schéma du principe de diffraction.....	31
---	----

Figure11. Le diffractomètre de rayons X de type * RIGAKU *.....	31
---	----

Figure12 : Microscope Electronique à Balayage de type RIGAKU.....	32
---	----

Figure13. Resistivimétrie électrique (quatre points).....	33
Figure14 Espace de travail d'ImageJ.....	34

Chapitre IV Résultats expérimentaux et discussion.

Figure.1:Microstructure de l'alliage Al6000 à l'état brut de taux de déformation 52.7.....	35
Figure.2:Microstructure de l'alliage Al6000 à l'état brut de taux de déformation 27.5.....	36
Figure3 Microstructure de l'alliage Al6000 à l'état homogénéisé de taux de déformation 52.7%	37
Figure.4. Microstructure de l'alliage Al6000 à l'état homogénéisé de taux de déformation 27.5	27
Figure 5 Micrographes optiques des de l'alliage AL6000 vieilli à 200°C pendant 2h	38
Figure6 Micrographes optiques de l'alliage AL6000 vieilli à 200°C pendant 4h....	38
Figure.7 Micrographes optiques de l'alliage AL6000 vieilli 200°C pendant 6h	39.
Figure 8 Micrographes optiques de l'alliage Al6000 vieilli 200°C pendant 8h	39
Figure9Analyse chimique par l'EDX d'un point dans l'alliage Al6000	40
Figure10: Microstructure par le MEB de l'alliage Al6000 Vieilli 8h à température 200°C.....	40
Figure11 Variation de la taille moyenne des grains en fonction du temps vieillissement de l'alliage A6000.....	41
Figure 12 Diagramme de diffraction de rayon X de l'alliage Al 6000 à l'état brut	42

Figure IV13 Diagramme de diffraction de rayon X de l'alliage Al6000 de taux déformation 27% vieilli 200°C pendant 8h.....43

Figure 14 : l'évolution de la résistivité électrique en fonction de taux de déformation.....45

Figure 15 La variation de la résistivité électrique de l'alliage Al6000 en fonction temps de vieillissement naturel.....47

LISTE DES ABRÉVIATIONS

AGS :Alliage d'Aluminium Al-Mg-Si.

6101 :Alliage d'Aluminium Al-Mg % at.-Si % at.

GP :Amas de solutés et/ou zones GP ; Les zones dites de « Guinier-Preston ».

β'' : Une Phase métastable en forme d'aiguilles.

β' :La phase β' conserve la forme des zones GP et précipite sous forme d'aiguilles puis de bâtonnets selon les directions [100] de la matrice. composés de structure cristallographique hexagonale

β ; phase stable, en forme de plaquettes.

Al : Aluminium

Mg : Magnésium

Si : Silicium

Fe : Fer

Cu : Cuivre

MO : Microscope Optique

MET : Microscope électronique à transmission.

MEB : Microscope électronique à balayage

DRX : Diffraction des rayons X

ImageJ : ImageJ est un logiciel libre de traitement et d'analyse d'images

ICDD :Centre international de données de diffraction

Chapitre I :

GENERALITES SUR D'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

I Introduction

L'aluminium a connu un développement spectaculaire depuis sa naissance en 1854 symbolisée par la présentation à l'académie des sciences, par le chimiste français sainte-claire Deville, d'un petit lingot réalisé par voie chimique. mais le véritable début du développement industriel de l'aluminium et ses alliages se produit en 1886 avec l'invention du procédé d'électrolyse de l'aluminium par Paul Héroult en France et Charles martin hall aux Etats-Unis [1].

I.1 L'aluminium et ses alliages.

I.1.1 L'aluminium.

L'aluminium est un élément métallique, parmi les métaux les plus abondants dans la croûte terrestre, c'est un élément du troisième groupe de la classification de Mendeleïev juste après le silicium et l'oxygène, dont le numéro atomique 13. [2]

Il fut résumé les propriétés d'aluminium :

- **Forme cristalline de l'Aluminium (CFC).**
- **Sa facilité de mise en œuvre.**
- **Son recyclage** (entre 65% et 85% de l'aluminium est recyclé)
- **son aptitude aux traitements de surface**
- **sa résistance à la corrosion.**
- **La masse atomique** : 2698.7 kg/m³ (environ 27) et la structure cristalline de type cubique à faces centrées.
- **Point diffusion** : Comme pour tous les métaux, le point de fusion dépend de la pureté de l'aluminium. Il varie suivant les mesures de 657 à 660 °C [3]
- **densité par rapport à la force.**

L'aluminium a une densité de seulement 2,7 g / cm³, environ un tiers de celui de l'acier (7,83 g / cm³). du cuivre (8,93 g / cm³). un pied cube d'acier pèse environ 490 lb: un pied cube aluminium, seulement environ 170 lb. [4]

- **Conductivité thermique.**

L'aluminium a une conductivité thermique très élevée, environ 66 % de celle du Cuivre, celle des alliages d'aluminium, étant plus faible La valeur de la conductivité

- thermique de l'aluminium à 99,996 % est :

$$\lambda = 237 \text{ W.m}^{-1}.\text{k}^{-1} \text{ [5]}$$

- **Résistivité électrique**

La conductivité électrique, inverse de la résistivité électrique, mesure l'aptitude d'un matériau à conduire l'électricité. La valeur de la conductivité électrique de l'aluminium à 99,996 %, généralement admise est de: $R = 37,66 \times 10^6 \text{ S m}^{-1}$ soit une résistivité électrique de : $R = 26.548 \times 10^{-3} \mu.\Omega.\text{m}$ [5]

I.1.2 Alliages à base d'aluminium:

Des alliages d'aluminium sont obtenus en ajoutant des éléments qui modifient plus ou moins profondément leur microstructure. Les principaux éléments qui sont en général ajoutés sont : Mg, Si, Mn, Fe, Cr et le Cu. Ces éléments d'addition peuvent [6] :

- ✓ **être en solution solide de substitution** : ils prennent la place des atomes d'aluminium dans le réseau. Leur taille est plus petite ou plus grande que l'atome d'aluminium ce qui perturbe le réseau qui devient plus difficile à déformer.
- ✓ **former des précipités**: ceux-ci peuvent être cohérents, semi-cohérents, ou incohérents avec la matrice d'aluminium. Un durcissement optimal par précipitation peut être obtenu par des traitements thermiques appropriés. [6]

La présence de ces éléments d'addition sous les deux formes décrites précédemment, confère à l'alliage un durcissement qui dépend de la concentration, de la nature et la répartition des phases durcissant. Les alliages d'aluminium sont habituellement classés en séries, suivant les principaux éléments d'addition comme indiqué dans **le tableau 1**.

Tableau I.1 : Les principaux alliages d'aluminium. [2]

Série Désignation	Elément d'alliage principal	Exemple
Série 1000 1XXX	99% d'aluminium au minimum	1050 ,1080 ,1200
Série 2000 2XXX	Cuivre (Cu)	2007, 2017, 2030
Série 3000 3XXX	Manganèse (Mn)	3003 ,3005, 3105
Série 4000 4XXX	Silicium (Si)	4047, 4015 ,4925
Série 5000 5XXX	Magnésium (Mg)	5083 ,5086 ,5754
Série 6000 6XXX	Magnésium (Mg) et Silicium (Si)	6060 ,6061, 6086
Série 7000 7XXX	Zinc (Zn)	7075 ,7049 ,7020
Série 8000 8XXX	Lithium (Li) et autre	8011,8019

I.2 Les différents alliages d'aluminium

Les alliages d'aluminium sont appelés aussi les alliages corroyés, c'est-à-dire mis en forme par déformation à chaud. Ces alliages sont divisés en deux catégories, à savoir :

- ✓ Non trempant : qui ne peuvent subir aucun durcissement structural.
- ✓ Trempant : à durcissement structurel.

Le durcissement structural est un procédé thermique qui permet d'avoir une répartition optimale des précipités et comporte trois stades :

- ✓ Mise en solution à haute température de l'élément d'addition.
- ✓ Trempe : baisse rapide de la température jusqu'à la température ambiante, en vue d'obtenir une solution solide sursaturée.
- ✓ Vieillissement à une température inférieure à celle du sol vus, en vue de favoriser un retour partiel vers les conditions d'équilibre et d'obtenir ainsi les propriétés mécaniques visées. [9] .

1.2.1 Alliages d'aluminium sans durcissement structural.

Série 1000 : (99% Al au moins).

- ✓ Propriétés faibles à l'état recuit ECROUISSAGE
- ✓ Mise en forme par déformation plastique à froid.
- ✓ Excellente tenue en atmosphère humide et marine
- ✓ Grande conductibilité électrique et thermique.

Série 3000 : (Al-Mn).

- ✓ Très facile à déformer.
- ✓ Bonne résistance à la corrosion
- ✓ Facilement soudable
- ✓ Remplacent l'aluminium non allié de la série 1000 quand on veut des meilleures propriétés mécaniques. [10]

Série 5000 : (Al-Mg).

Un séjour prolongé à la température ambiante ou à une température un peu plus élevée provoque une précipitation de Mg_2Al_3 aux joints de grains, ce qui a des conséquences néfastes sur la résistance à la corrosion. Pour palier cette tendance, on soumet les alliages à un écrouissage suivi d'un recuit de stabilisation.

- ✓ Grande aptitude aux transformations à chaude et à froid.
- ✓ Excellente soudabilité.
- ✓ Très bonne résistance à la corrosion (on peut le monter encore plus par anodisation). [11]
- ✓ Grande qualité de leurs états de surface après polissage et anodisation.

1.2.2 Alliages d'aluminium à durcissement structural.

Série 2000 : (Al-Cu et Al-Cu-Mg).

- ✓ Durcissement dû à la précipitation de formes transitoires des composés d'équilibre $CuAl_2$ et $CuMgAl_2$.

- ✓ Excellentes propriétés mécaniques (descendent pour les zones adjacentes aux cordons de soudure).
- ✓ En rajoutant Fe + Ni, nous obtenons une précipitation de Al_9FeNi qui nous donne une bonne tenue mécanique jusqu'à 230°C (fabrication des moteurs à
- ✓ À l'état trempé et vieilli, on a une résistance médiocre à la corrosion. [9]

Série 6000 : (Al-Mg-Si).

- ✓ Normalement on a un rapport massique $Mg/Si=1.73$, si on a un excès de silicium on augmente les propriétés mécaniques, mais on diminue la résistance à la corrosion.
- ✓ En rajoutant Mn + Cr on augmente la résistance mécanique, la ténacité, et on affine la taille des grains.
- ✓ En rajoutant Cu (< 0.5%) on monte les propriétés mécaniques.
- ✓ Excellente aptitude à la mise en forme à chaud.
- ✓ Bonne soudabilité.
- ✓ Excellente résistance à la corrosion.

Série 7000 : (Al-Zn).

- ✓ Propriétés mécaniques les plus élevées (après traitement thermique)
- ✓ Cu (<2%) durcit les alliages, descendre trempabilité, soudabilité et ténacité.
- ✓ Cr (<0.3%) : on augmente leur résistance à la corrosion sous tension.
- ✓ Grand intervalle de températures de mise en solution
- ✓ Faible résistance à chaud

Le tableau suivant donne quelques nuances d'alliages d'aluminium à durcissement structural.

I.3 Les alliages d'Aluminium de la série 6000 (Al-Mg-Si).

La série 6000 contient des additions de magnésium et de silicium et parfois un peu de cuivre, de chrome ou de manganèse. Les alliages sont fait pour à obtenue les plus grands niveaux de résistance par la précipitation de la phase Mg_2Si . Leurs propriétés mécaniques ne s'étendent doucement que ceux de l'acier de construction.

L'expulsion est généralement très bonne, les alliages sont soudable et ont une bonne résistance à la corrosion, ils sont bien appropriés ç la plupart des processus de traitement de surface, et ils ont des propriétés de résistance au-dessus de 100°C. Gamme typique d'application des armatures de fenêtre à de structures fortement chargées. Approximativement 80 % de la production annuelle du monde des extrusions existe des alliages de ce groupe. [7]

Le diagramme de phase (**Figure I**) obtenu à l'équilibre peut être relativement simplifié si on le considère comme étant binaire c'est à dire : aluminium et Mg_2Si . La température de cet eutectique appelé pseudo binaire est de 595 °C. La composition du liquide eutectique est de 8,15 % poids Mg et de 4,75 % poids Si en équilibre, avec une solution solide d'aluminium contenant 1,13 % poids Mg et 0,67 % poids Si (pour un total d'environ 1,85 % poids Mg_2Si). [8]

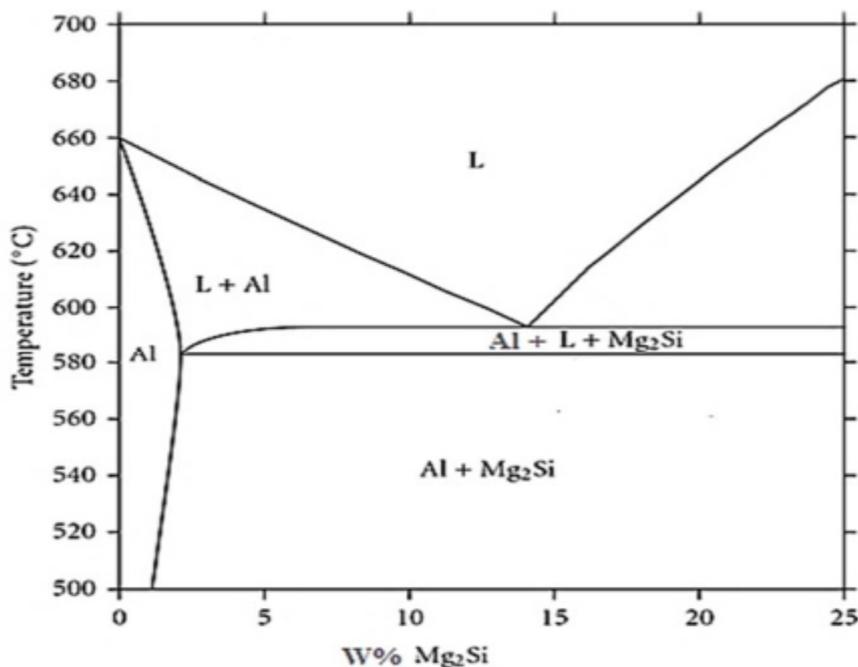


Figure I. Partie du diagramme d'équilibre Aluminium- Mg_2Si , coupe pseudo binaire.

I.4 Caractéristiques des alliages d'aluminium série (Al- Mg- Si).

Les éléments d'addition les plus importants de la série 6000 sont le magnésium et le silicium. Ils sont d'une grande importance industrielle. Leur durcissement est dû à la précipitation des formes transitoire de composé Mg_2Si . Ils ont une très bonne aptitude à la mise en forme à froid et à la déformation. Ils présentent un bon comportement aux basses

températures mais une résistance à chaud limitée, aussi un bon niveau de caractéristiques mécaniques. Ils ont une bonne résistance à la corrosion atmosphérique et leurs beaux aspects de surface après brillantage. [10]

Les alliages de la série 6000 peuvent être classés en deux catégories :

1) La première c'est là où les compositions sont plus chargées en magnésium et silicium (6061, 6082 par exemple). Ils sont utilisés pour des applications de structure (charpente, pylône...), ainsi qu'en aéronautique (liaisons électriques, boîtiers électroniques embarqués..).

2) la deuxième, catégorie moins chargée en silicium qui par conséquent aura des caractéristiques mécaniques plus faibles. C'est le cas du 6060 qui permettra de grandes vitesses de filage mais qui aura des caractéristiques mécaniques plus faibles. Il sera utilisé par exemple en décoration et ameublement, menuiserie métallique. Il faut également noter l'existence du 6101 anciennement appelé Almelec (**Tableau I.2**) Cet alliage a été énormément utilisé pour ces aptitudes de conducteur électrique. Il a notamment été utilisé pour la fabrication de lignes moyenne et haute tension en France.

Tableau I.2. .composition des alliages 6060-6082-6101 [10].

Alliage		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Zr+Ti	Autres chaque	Autres total	Al
6060	Min	0.03	0.10	/	/	0.35	/	/	/	/	/	/	/	Le reste
	Max	0.60	0.30	0.10	0.10	0.60	0.05	/	0.15	0.10	/	0.05	0.15	
6082	Min	0.70	/	/	0.40	0.60	/	/	/	/	/	/	/	Le reste
	Max	1.30	0.50	0.10	1.00	1.20	0.25	/	0.20	0.10	/	0.05	0.15	
6101	Min	0.30	/	/	/	0.35	/	/	/	/	/	/	/	Le reste
	Max	0.70	0.50	0.10	0.03	0.80	0.30	/	0.10	/	/	0.05	0.15	

Les éléments secondaires permettent d'améliorer certaines propriétés mécaniques. Ainsi, la présence de manganèse ou de chrome dans les alliages Al-Mg-Si est susceptible de modifier très fortement le caractère ductile de l'alliage. Un des paragraphes précédents a mis en évidence que le manganèse et le chrome précipitent sous la forme de composés riches en fer contenant aussi du silicium et de l'aluminium ou de phases dispersées. Le fait qu'une partie du silicium soit fixée par le manganèse ou le chrome implique que la précipitation qui en résulte peut modifier de façon significative les caractéristiques mécaniques. Avec plus de 0,5 % en masse de manganèse, la charge à la rupture et la limite d'élasticité diminuent. Rôle des éléments secondaires. [13]

Tableau I.3. Influence des phases intragranulaires contenant du manganèse sur la résistance mécanique d'un alliage Al-Mg-Si

Précipités intragranulaires	0 % Mn	0,2 % Mn	0,5 % Mn	0,8 % Mn
$R_{p0,2}$ (MPa)	280	280-285	270-275	260-265
R_m (MPa)	300	305-310	295-305	285-290

I.5 Alliages du type A-GS

Ces alliages ont une teneur en magnésium (0.35-1%) supérieure à celle du silicium (0.25-0.8%). Il n'y a donc pratiquement pas d'excès de silicium par rapport à Mg_2Si .

Les alliages représentatifs sont l'alliage 6060 qui peut être filé à de très grandes vitesses ($140 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$) et l'alliage 6061 qui a de meilleures propriétés mécaniques (additions de Cu et Cr) et la meilleure résistance à la corrosion des alliages trempant.

Une série d'alliages de cette famille est utilisée pour le transport de l'énergie électrique. C'est principalement la nuance A-GS/L76, avec 0.55-0.80 Mg, 0.45-0.65 Si, $Fe \leq 0.3$ et les autres impuretés limitées au maximum, qui est utilisée. [14]

I.6 Applications industrielles des alliages d'aluminium.

I.6.1 Domaine de transport :

En raison de sa légèreté, l'aluminium et ses alliages est utilisé dans le domaine de construction automobile, des véhicules ferroviaires (trains, tramways, métros) et de l'aéronautique (avions). Il réduit les émissions de carburant et leurs consommations, les vibrations (le bruit) en absorbant les chocs et augmente la résistance à la corrosion. Le poids des structures des voitures a été réduit

jusqu'à 45 % par rapport à la structure en acier, et 50 % des moteurs hors-bords sont fait 'aluminium. [6] [2]

I.6.2 Emballage :

Beaucoup d'emballages sont produits en aluminium, on peut en citer les boîtes de conserve, les boîtes de boisson ou encore les feuilles minces pour l'emballage alimentaire. L'aluminium n'est pas toxique. Il est facile à mettre en forme. Il a une bonne résistance à la corrosion et eut être recyclé économiquement. Pour ces raisons, l'aluminium est très utilisé pour les boîtes boissons (100 % aux États-Unis, 50 % en Europe) et beaucoup de produits sont enveloppés dans de la feuille mince d'aluminium avec ou sans papier (aluminium ménager, beurre, cigarettes, chocolat etc...). Les petites boîtes de conserves et les boîtes de boissons sont en aluminium car ce matériau a été le premier à permettre la fabrication de couvercles à ouverture facile (sans outil). Cela résulte de deux avantages de l'aluminium par rapport aux autres matériaux :

- possibilité de faire une incision par un coup de presse qui diminue localement l'épaisseur du métal (permettant l'ouverture du couvercle par déchirement).
- possibilité de filer un rivet intégré dans le couvercle donnant la possibilité de fixer un anneau d'ouverture sur le couvercle sans le perforer donc sans risque de fuite et de contamination extérieure.[15].

I.6.3 Domaine de l'énergie électrique :

L'aluminium est particulièrement utilisé dans les lignes aériennes et les câbles d'alimentation de la distribution et la transmission de l'énergie électrique, les câbles électriques à usage industriel, en raison de sa conductivité électrique élevée, une faible densité et une bonne résistance à la corrosion [12].

I.7 Eléments d'addition dans les alliages d'aluminium

Les éléments d'addition et, en particulier, les éléments de transitions, jouent un rôle très important dans la métallurgie de l'aluminium. La teneur des éléments d'addition est limitée par le facteur de solubilité. Les éléments d'addition les plus répandus dans les alliages d'aluminium sont le cuivre, le magnésium, le manganèse, le zinc, le fer et le silicium. Ces derniers ont plus ou moins une influence sur les caractéristiques de l'AlMgSi. Ils peuvent en même temps améliorer ou détériorer les propriétés physiques, chimiques et technologiques de l'aluminium. Un certain nombre d'éléments d'addition sont rajoutés dans certains alliages pour donner une propriété particulière [10].

Références bibliographiques.

- [1] M.colombie et coll, Matériaux métalliques, livre , Dunod, Paris, 2001, 2008
- [2] MARIE-LAETITIA . Endommagement en corrosion intergranulaire de l'alliage d'aluminium 2024: mécanismes et cinétiques de propagation. DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE.2017
- [3] M.Dupeux , Aide-mémoire science des matériaux ,livre de science des matériaux, Dunod, Paris, 2004
- [4] Joseph R.Davis. Aluminum and aluminum alloy.ASM international.1993
- [5] Christian VARGEL, Propriétés générales de l'aluminium et de ses alliages, Techniques de l'Ingénieur, 10/12/2005
- [6] H . Nemour, Etude des cinétiques de précipitation, de recristallisation et du durcissement structural dans un alliage Al-Mg-Si sévèrement déformé par laminage à froid, thèse de doctorat, Université badji mokhtar- Annaba..2017
- [7] W.C. Moshier , G. D. Davis et J. S. Ahearn, Corrosion science, 27(8) (1987) 785-801.
- [8] Hugo de la sablonnière, effet du titre en magnésium sur les propriétés de l'alliage d'aluminium 319 (Al-Si-Cu-Mg). FÉVRIER 96
- [9] Roger DEVELAY, Propriétés de l'aluminium et des alliages d'aluminium corroyés, Techniques de l'Ingénieur.
- [10]H.Naoui, *Effet du double traitement sur le comportement à la corrosion de alliage 6060, thème génie mécanique, Université de M'silla ,2016/2017*

[11] Christian VARGEL, Métallurgie de l'aluminium, Techniques de l'Ingénieur, 12/09/2014

[12] I. Hamdi, *Phénomène de précipitation des phases dans d'alliage d'aluminium (série 6000)*, thèse doctorant, Université biskra, 2014

[13] R. DEVELA Y, Importance de l'addition de manganèse dans l'aluminium et les alliages d'aluminium, REVUE DE L'ALUMINIUM, Juillet, 1978, pp345-368

[14] J. Zhang, Z. Fan, Y. Q. Wang and B. L. Zhou, materials sciences and technology 17 (2001) 494-497

[15] C. Vargel, "le comportement de l'aluminium et de ses alliages", Ed. Dunod, Paris, p.25 (1984).

CHAPITRE II :

**LES TRAITEMENTS THERMIQUE DES
ALLIAGES D'ALUMINIUM**

II.1 Introduction

Les traitements thermiques permettent de contrôler la microstructure des alliages et par le fait même ses propriétés. Le but visé de ces séries d'opérations de chauffage et de refroidissement est l'amélioration des propriétés mécaniques de l'alliage. Lorsque ces traitements sont appliqués aux alliages d'aluminium, leur utilisation permet d'ailleurs d'agir dans deux sens, à savoir [16]:

- soit dans le sens d'une diminution de la résistance mécanique, diminution accompagnée généralement d'une augmentation de l'aptitude à la déformation plastique (ce sont les traitements d'adoucissement).
- soit au contraire dans le sens d'une augmentation de la résistance mécanique (ce sont les traitements de durcissement).

La désignation de ces traitements thermiques est présentée dans le **Tableau II.1**

Tableau II.1: Séries de traitements thermiques standards [17].

Désignation	Traitement ou état
F	Etat brut
O	Recuit
H	Ecroui
W	Traitement thermique de dissolution
T	Autres traitements thermiques

II.2 Principaux traitements thermiques :

Les traitements thermiques appliqués aux alliages d'aluminium peuvent être classés en trois types principaux :

- les *traitements dits d'homogénéisation* généralement pratiqués sur les produits coulés avant leur transformation ou également sur les produits déjà corroyés
- les *traitements d'adoucissement* par recuit ou restauration, généralement appliqués en cours ou en fin de transformation
- les *traitements de trempe structurale* comprenant :
 - une mise en solution,
 - une trempe,
 - une maturation ou /et un revenu produisant le durcissement.. [18]

II.2.1 Traitements d'homogénéisation :

L'homogénéisation est un traitement thermique couramment appliqué aux alliages d'aluminium corroyés [19]. L'objectif de ce traitement est d'amener dans la solution solide la quantité maximale de l'élément de durcissement soluble ou l'élément d'alliage (Cu, Mg, Si, Zn) dans la matrice, il consiste à chauffer l'alliage jusqu'à une température T_0 située dans le domaine monophasé (phase α) et maintenir cette température jusqu'à ce que la phase β soit entièrement dissoute, on obtient ainsi un alliage constitué uniquement de la phase α de composition C_0 (figure II.1). La durée et la température du traitement dépend généralement de la massivité de pièces, de la composition des alliages et de l'importance des ségrégations [12]. Ils consistent en général en des maintiens de 6 à 48 heures à des températures allant de 450°C à 610°C . [20]

II.2.2 Traitements d'adoucissement ;

Les traitements d'adoucissement ont pour but d'adoucir un alliage durci par écrouissage ou par trempe structurale. On note parmi ces traitements thermiques le traitement de restauration et le traitement de recristallisation utilisés dans le cas de matériaux écrouis, et le traitement de recuit de précipitation dans le cas de matériaux trempés. Ce dernier traitement consiste en un chauffage assez prolongé à température élevée afin d'obtenir un adoucissement de l'alliage produit par l'évolution des précipités provenant des constituants de l'alliage .[18]

II.2.3 Traitement de durcissement structural :

Le durcissement est stabilisé au bout d'un certain temps dépendant de la composition de l'alliage : en général quelques jours pour les alliages série 2000, une à quelques semaines pour les alliages série 6000, quelques mois pour les alliages série 7000. Pendant les premières heures de la maturation, l'alliage peut être considéré dans l'état de trempe fraîche et présente alors une plasticité suffisante pour supporter des mises en forme importantes. Pour beaucoup d'alliages, le durcissement peut être augmenté par un traitement à une température supérieure à l'ambiante : c'est le traitement de **revenu** ou **vieillissement artificiel** qui confère une microstructure différente de celle de la maturation et conduit à des caractéristiques supérieures, en particulier pour la limite d'élasticité. [1]

II.3 Les traitements thermiques de l'aluminium série 6XXX.

Les alliages d'aluminium de la série 6XXX sont des alliages traitables thermiquement et ils peuvent faire l'objet de plusieurs types de traitement thermique présentés **Figure II .1** [18]

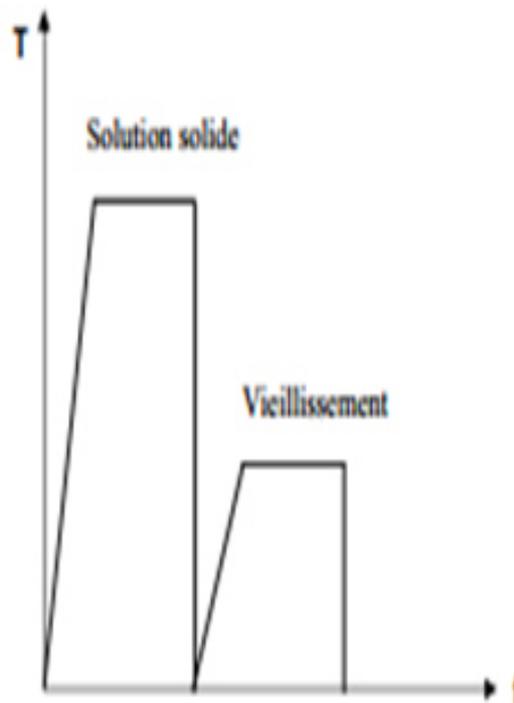


Figure II .1: Schémas représente les traitements thermiques de durcissement structural appliqué aux alliages AlMgSi.

- Une mise en solution solide à une température et un temps de maintien suffisants pour dissoudre les composés intermétalliques et obtenir une solution solide sursaturée (SSS). Elle est suivie d'un refroidissement suffisamment rapide pour maintenir à la température ambiante la solution solide sursaturée et figer les lacunes formées qui serviront par la suite à la décomposition de la solution solide pour former les phases durcissant. Habituellement le traitement de mise en solution est effectué à une température autour de 540°C pendant une heure environ. [6].
- L'alliage (SSS) est ensuite chauffé jusqu'à une température modérée dans l'intervalle [100 à 200°C], habituellement à 175°C, pendant un temps suffisant pour assurer la décomposition progressive de la SSS en précipités durcissant. C'est le traitement de vieillissement artificiel.

L'alliage peut être soumis à une déformation par écrouissage, généralement après la mise en solution. L'écrouissage a un effet significatif sur la décomposition de la SSS. Ce point sera discuté plus loin.

II.4 Généralités sur les phénomènes de précipitation.

Pour améliorer les propriétés mécaniques d'un métal pur, le métallurgiste dispose de plusieurs méthodes qui, toutes consistent à créer des obstacles à l'intérieur du métal qui s'opposeront à la création de nouvelles dislocations ou au déplacement des dislocations existantes.

Dans la plupart des solutions solides métalliques, la solubilité limite diminue avec la température. Il en résulte qu'un alliage, dont l'état d'équilibre correspond à un système monophasé à une température déterminée, peut devenir biphasé à des températures plus basses. Ce processus qui correspond à une transformation à l'état solide avec augmentation du nombre de phases, est habituellement désigné par le terme de précipitation. [12]

II.4.1 Les types de précipitation :

On distingue en général deux grands types de précipitation.

II.4.1.1 La précipitation continue :

C'est au cours de laquelle la solution solide sursaturée commence à s'appauvrir d'une manière continue aléatoire et théoriquement homogène dans toute la matrice. Nous observons, alors, un seul paramètre du réseau dont l'évolution sera continue. Parfois la

précipitation continue apparaît principalement dans les joints de grains et les plans de glissement, elle est, alors, appelée précipitation localisée ou hétérogène. (Fig II.2..a) La précipitation continue.

II.4.1.2 La précipitation discontinue :

Auparavant, la précipitation discontinue (Fig II.2.b) était connue sous l'appellation le « phénomène énigme », car elle présentait une réaction inconnue. [6,12]

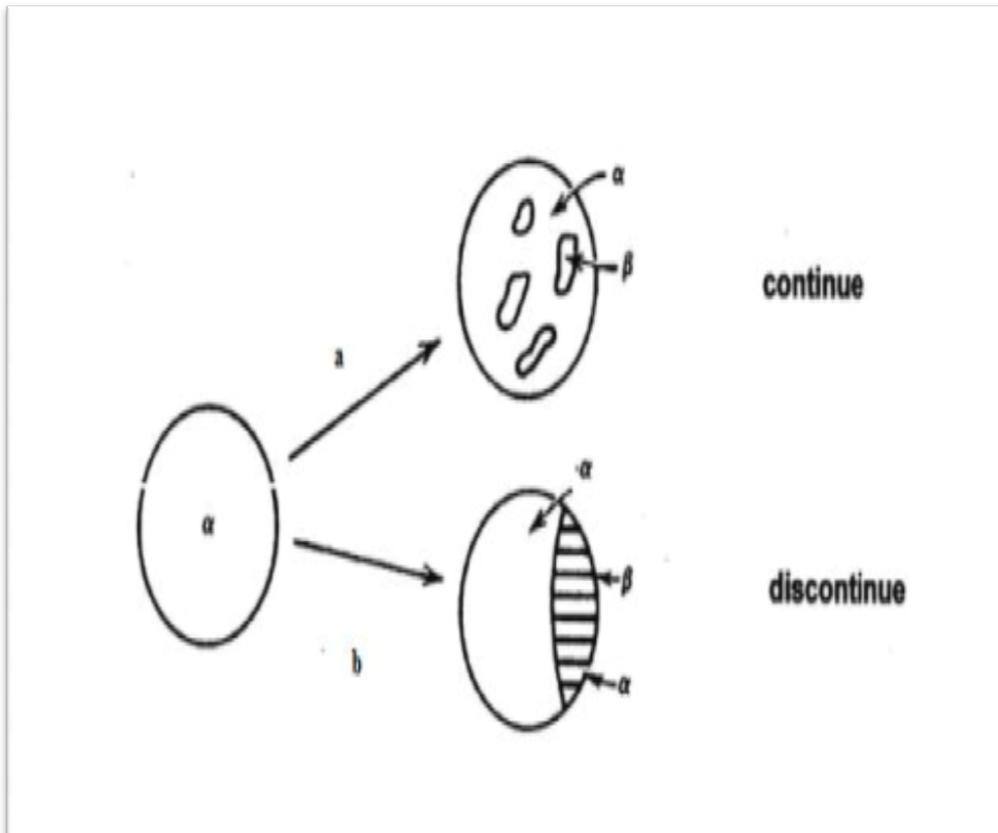


Figure II .2 Illustration schématique des deux types de réactions de précipitation. [12]

La précipitation est dite discontinue lorsqu'au cours de la transformation deux régimes apparaissent :

- ✓ une où la transformation est complète, et l'autre où la solution solide est encore sursaturée.

La transformation s'amorce en général sur les joints de grains en développant des cellules (d'où l'appellation précipitation cellulaire). Lors de cette précipitation le paramètre de la maille varie d'une manière discontinue avec deux valeurs distinctes **Figure II.3**

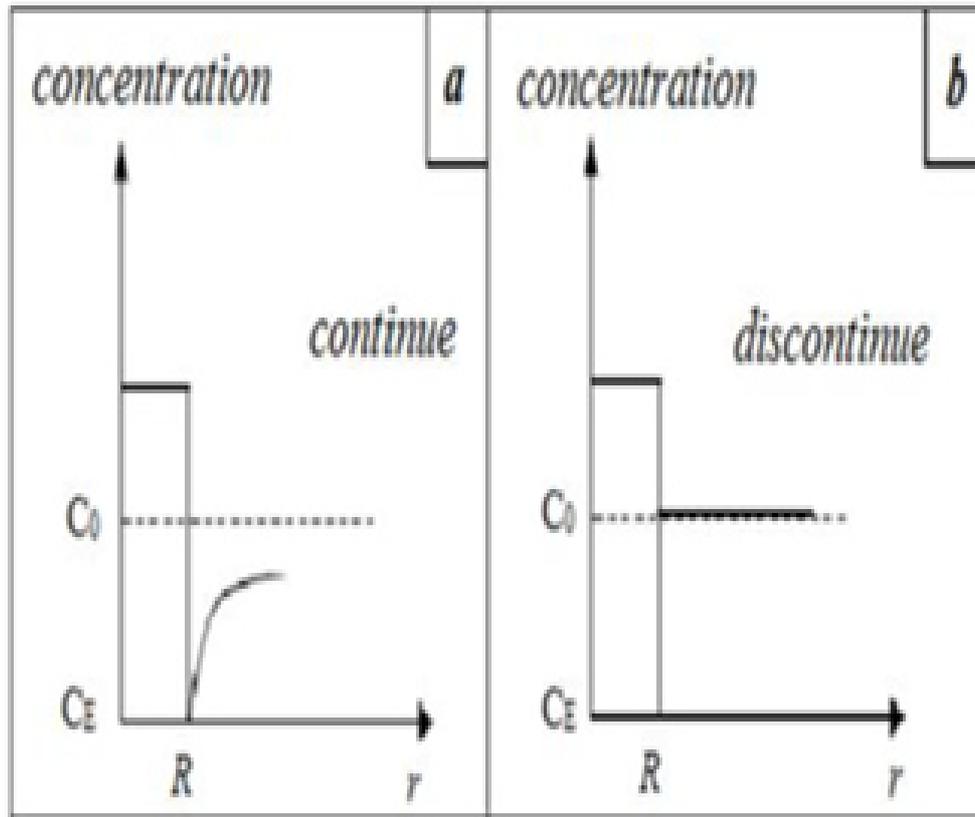


Figure II.3 : Illustration schématique des deux types de précipitation.

II 5. Mécanisme de précipitation.

- Décomposition d'une solution solide sursaturée :

La décomposition d'une solution solide sursaturée est un processus physicochimique dont les cinétiques sont déterminées par plusieurs facteurs, en particulier la présence des défauts du réseau et leur répartition dans l'alliage, et le type de transformation. L'intérêt qui s'attache à l'étude de ces réactions est dû principalement aux modifications des propriétés mécaniques des solutions solides qui peuvent en résulter au cours des réactions de transformation.

Cette décomposition peut être décrite par une succession de trois étapes : germination, croissance et coalescence. [23]

II 5.1. Germination

La germination est la formation de petits domaines de quelques atomes dans une phase mère, qui peuvent être constitués des germes stables et riches en solutés. Ils résultent des fluctuations statistiques de composition. Au cours de leur formation, seuls les germes ayant

atteint une taille critique peut croître, les autres sont redissous dans la matrice. Suivant la répartition des sites de germination dans la matrice, on distingue la germination homogène et la germination hétérogène [21].

➤ **La germination homogène** : théoriquement existe que dans un cristal parfait. Les germes peuvent résulter de fluctuations statistiques de composition de taille suffisante (de l'ordre du nanomètre) au sein de la solution solide avec une cinétique de formation très rapide en présence de lacunes en sursaturation. Pour qu'il y ait germination homogène, il faudrait qu'un élément de petit volume de la phase mère soit structurellement, chimiquement et énergétiquement identique à n'importe quel autre élément de cette phase. Le processus de germination homogène implique la formation d'une interface. Celui-ci s'accompagne d'une variation d'enthalpie libre donnée par l'expression [24] :

$$\Delta G = \Delta G_V + \Delta G_S + \Delta G_d \dots\dots\dots(1) \quad [12]$$

Avec $\Delta G_V \leq 0$; $\Delta G_S \geq 0$ $\Delta G_d \geq 0$

Où ΔG_V : énergie libre volumique de formation d'un germe ou d'un précipité.

ΔG_S : énergie libre de surface.

ΔG_d : énergie élastique de distorsion des réseaux (la variation d'enthalpie de déformation).

Le terme ΔG_d est généralement négligeable en première approximation vu sa faible contribution au premier stade de la germination. A ce stade le germe est de très petite dimension. Les deux autres termes de variations d'enthalpie libre sont étroitement liés aux dimensions du germe.

Si on suppose que les germes ont une forme sphérique [12, 22..27], de rayon r on a :

$$\Delta G_V = 4\pi r^3/3(G_\beta - G_\alpha) \dots\dots\dots (2)$$

$$\Delta G_S = 4\pi r^2 \delta \dots\dots\dots (3)$$

Où G_β et G_α sont les enthalpies libres volumiques spécifiques des phases respectivement et δ l'enthalpie libre superficielle spécifique à l'interface α/β .

Par substitution dans l'équation (1) on a alors :

$$\Delta G = 4\pi r^3/3(G_\beta - G_\alpha) + 4\pi r^2 \delta \dots\dots\dots (4) \quad [12,22, 23]$$

Elle englobe deux termes, l'un négatif ΔG_V et l'autre positif ΔG_S .

Une valeur critique du rayon r_c du germe est déterminée par la condition suivante :

$$d\Delta G / dr = 4\pi r^2 (G_\beta - G_\alpha) + 8\pi r \delta = 0 \dots\dots\dots (5)$$

$$r_c = - 2\delta / (G_\beta - G_\alpha) \dots\dots\dots (6)$$

Toute croissance du germe de rayon r inférieure au rayon critique r_c (r < r_c) entraîne un accroissement de l'enthalpie libre de l'alliage, ce qui est impossible car dΔG /dr > 0.

Dans le cas où r > r_c, on a dΔG /dr < 0, toute croissance du germe de rayon supérieur à r_c entraîne une diminution de l'enthalpie libre de l'alliage; c'est-à-dire un accroissement de la stabilité du germe, ceci est schématisé dans la figure I.2

La théorie de la germination et de la croissance tient compte du fait qu'une barrière d'énergie doit être franchie afin que les embryons puissent se stabiliser. Cette barrière d'énergie résulte du compromis existant entre une énergie de volume qui stimule la germination et l'énergie de création de l'interface qui retarde celle-ci [25].

➤ **La germination hétérogène** : la germination démarre presque toujours sur des hétérogénéités de la phase mère qui abaissent l'enthalpie libre de formation des germes en réduisant, soit l'énergie superficielle, soit l'énergie de déformation, soit les deux. Ces imperfections peuvent être les joints de grains, les surfaces de polygonisation, les dislocations isolées, les défauts d'empilement et les défauts ponctuels.

Dans le cas d'un joint de grain, l'enthalpie libre de formation d'un germe sur un joint de grain, ΔG_j, est reliée à celle de la formation d'un germe sphérique de même rayon dans la matrice, ΔG_m, par la relation:

$$\Delta G_j = \Delta G_m (2 - \cos\theta + \cos 3\theta) \dots\dots\dots (7) [25, 27, 14]$$

Où θ est l'angle d'équilibre de tension superficielle.

Les deux germes sont donc critiques pour une même valeur du rayon, mais l'enthalpie libre du germe critique est beaucoup plus faible dans le joint que dans la matrice. Cette différence entre les enthalpies libres de formation des embryons fait que la germination hétérogène démarre bien avant la germination homogène.

II 5.2 La croissance

La croissance ultérieure des germes et des précipités est régie par la diffusion des atomes de soluté vers les germes, qui est thermiquement activée.

Le traitement de revenu provoque la croissance initiale des précipités par drainage du soluté selon un processus régi, soit par le transfert du soluté à l'interface entre la matrice et le précipité, soit par la diffusion du soluté dans la matrice, soit par un mode de contrôle mixte.

Il s'ensuit l'existence d'un gradient de concentration en soluté dans la matrice à partir de l'interface entre la matrice et le précipité Les cinétiques de transformation de phases résultant d'un processus de germination et croissance sont généralement régies par la loi de transformation proposée par Johnson Mehl-Avrami-Kolmorov [28].

Elle exprime le taux d'avancement de la transformation au cours du temps :

$$F=1-\exp(-kt)^n \dots\dots\dots (8).$$

k : est une constante dépendant de la température et de la vitesse de la transformation

n:le paramètre de croissance variant de 1 à 4 selon le type de transformation.

II 5.3 Troisième stade de la précipitation (coalescence) :

A la fin de la croissance, la force motrice disponible à faire croître les précipités par un apport de soluté de la matrice devient très faible.

Les précipités vont alors coalescer pour minimiser leur énergie de surface, les petits précipités auront une solubilité plus importante que les gros. Ainsi, Ils vont se dissoudre alors que les gros précipités vont croître, ce phénomène est expliqué comme suit : au voisinage des particules fines, la concentration des atomes de soluté est plus grande, alors que dans les volumes adhérent aux grosse particules, cette concentration est plus faible, la différence de concentration fait que les atomes de soluté diffusent depuis la surface de séparation des particules fines vers la surface de séparation des grosses particules et les atomes du composant de base, de la particule grosse à la particule fine. Une telle distribution des composants de diffusion fait que à côté des gros cristaux de la seconde phase la solution solide devient sursaturée, ce qui conduit à leur croissance. Par contre, au voisinage des particules plus dispersées, la solution solide devient insaturée et les particules se dissolvent, c'est le phénomène de coalescence .[23]

II 6. Durcissement par précipitation.

Pour comprendre ce type de durcissement, on utilise la théorie élastique des dislocations (notion de champ de contrainte associé à une dislocation, de tension de ligne) et des observation physique (microscopie électronique). En effet, la vitesse de déplacement des dislocations sera liée à la nature des obstacles qui gênent leur mouvement. L'historique et les bases du durcissement par précipitation sont regroupés dans les travaux de recherche . [27]

II 7. Séquence de précipitation dans les alliages de la série 6000.

Les caractéristiques et propriétés des différentes phases obtenues dans les alliages 6000 sont passées en revue. Nous présentons dans ce qui suit une synthèse bibliographique sur l'aspect cristallographique et la morphologie de ces différentes phases.

Plusieurs études ont été proposées pour la séquence de précipitation dans les alliages Al-Mg-Si avec l'addition du cuivre [26]:

➤ Solution solide sursaturée (SSS) ➤ ZGP ➤ B'' ➤ B' ➤ B(Mg₂Si).

Le passage de l'état de solution solide sursaturée jusqu'à l'état d'équilibre s'effectue par précipitation et dissolution de précipités métastable (B'' B,') avant d'atteindre le précipité d'équilibre B (Mg₂ Si).

Les structures des principales phases stables et métastables rencontrées dans les alliages AlMgSi(Cu) sont regroupées Dans le tableau II.2

Tableau II.2: Structure et paramètres de maille des principales phases dans les alliages AlMgSi [17]

Phase	β''	β'	β
Structure	Monoclinique	Hexagonale	CFC
Paramètres (nm)	a=1.52 b=0.405 c=0.67 $\alpha=105^\circ$	a=0.705 c=0.405	a=0.639

Références bibliographiques

- [16] K .Inoune, T. Yosimura,A.Fujiet H. Noguchi, Fatigue characteristics of cast aluminum alloy under mean stress. In: Proceedings of the 8th international fatigue congress, éd. Maugin et al .pp.2633-2640,Stockolm,Sweden.A.F.Bloom(EMAS)(2002).
- [17] Nicoleta Radutoiu. Influence des traitements thermiques sur le comportement en corrosion a l'échelle locale de l'alliage d'aluminium en aw 2024. Doctorat de l'université de toulouse.2013
- [18] Roger DEVELAY. Traitements thermiques des alliages d'aluminium, teckenque dun gineur.*ingénieur de l'école nationale supérieure d'électrochimie et d'électrometallurgie de grenoble cégedur-péchiney.*
- [19] D . Racine. Effet du temps et de la température sur l'homogénéisation d'un alliage d'aluminium aa6061 destiné au forgeage à chaud. L'université du québec à chicoutimi comme exigence partielle de la maîtrise en ingénierie. 2009
- [20] B.Metloug, Etude de la réaction de recristallisation d'un fil de cuivre tréfilé, U niversite de biskra ,2015
- [21] M Lamine. Mechenene, Analyse du processus de production des profilés de l'alliage d'aluminium 6063, ecole nationale superieure des mines et metallurgie,ENSMM-Annaba
- [22] FARH Hichem. Etude de l'evolution de la microstructure et des proprietes thermomecaniques d'une serie d'alliages ALMgSi,Doctorat .. Universite larbi ben m'hidi d'oum el bouaghi.2012
- [23] Fatima Zohra LEMMADI, Caractérisations des alliages à base d'aluminium et étude de l'effet des traitements thermiques sur la microstructure et la taille des grains, THèse de doctorat, Université Mohamed Khider Biskra, 2014.
- [24] Guillaume WANTE .Influence des paramètres microstructuraux sur le comportement mécanique d'alliages aluminium 6005A et de leurs assemblages soudés. Thèse de doctorat de l'universite de lille i. 30 juin 1999

[25] SBouchoucha. Caractérisation microstructurale d'un alliage al mg si extrudé. Université badji mokhtar annaba.2008

[26] Y.Aouabdia. *Etude de la décomposition et de la précipitation dans des tôles des alliages Al-Mg-Si*. Doctorant Université mentouri de Constantine,2012

[27] A.CHahdane, Effet de vieillissement naturel sur les propriétés mécanique de deux toles ALMGSI. Magister . Université de Constantine, 2012

[28] S. C. Wang, M. J. Starink, Mater Sci Eng A, vol. 386, p. 156-163, (2004).

CHAPITRE III :
CHOIX DES MATERIAUX ET TECHNIQUE
EXPERIMENTALES

III .1Introduction.

Cette partie est consacrée aux techniques utilisées pour la caractérisation des microstructures, des propriétés thermodynamiques et mécaniques des deux alliages étudiés.

III .2Alliage étudiés.

Dans ce travail, nous avons utilisés l'alliage Al-Mg-Si (AGS) 6101.Sous forme de bottes de fil de 8,3et 7,3mm de diamètre (**figure III.1**),des tôles industrielles. Chimique, ils diffèrent au taux déformation.

Tableau III.1 : La composition chimique de l'alliage Al6000 (Al-Mg-Si).

Eléments	Al	Mg	Si	Cu	Fe
% (mass)	98.5	0.564	0.59	0.015	0.184

III.3 Traitements thermiques.

Le système Al-Mg-Si constitue une classe importante d'alliages industriels a caractéristiques mécaniques moyennes, qui sont obtenues par application d'un traitement thermique approprié, dit traitement de durcissement structural. Ce dit traitement comporte trois grands stades :

- Mise en solution (homogénéisation), consiste en un chauffage à température élevée (400 à 580 °Sont choisies à partir du diagramme d'équilibre (Fig. III1) .suivant les alliages considérés [29]. Dans le cas de notre alliage cette température est choisie à partir de diagramme d'équilibre du système Al-Mg-Si.

Elle est de l'ordre de 530 °C .Un maintien pendant (2h) a permis pratiquement de dissoudre tout le Si, Mg et le Fe dans la solution solide, et d'obtenir une solution homogène .

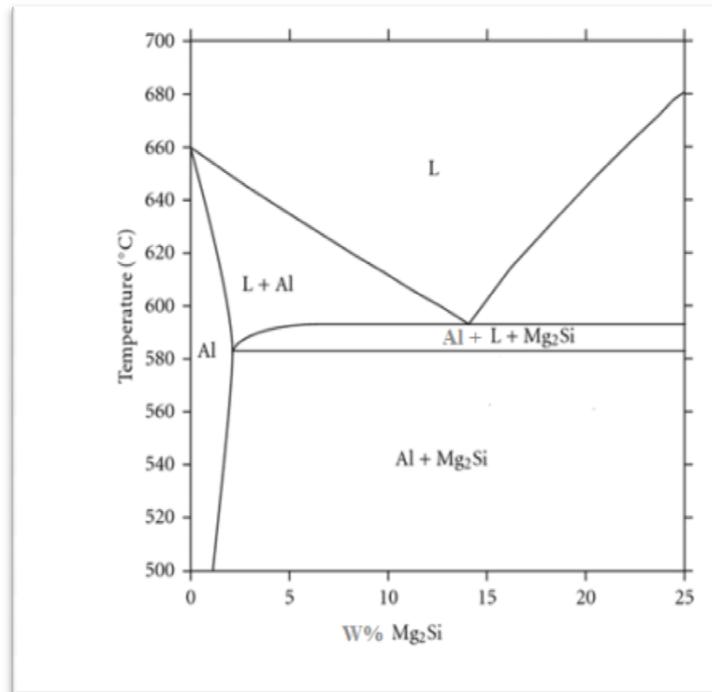


Figure III. 1: Le diagramme d'équilibre Al-Mg₂Si [30].

Durcissement structural, par un traitement de revenu (vieillessement artificiel) qui conduit généralement à un durcissement plus important de l'alliage, ou par maturation (vieillessement naturel).

Afin d'élucider l'effet des paramètres des traitements appliqués sur le durcissement par précipitation, nous avons procédé dans notre travail à une série de traitements thermiques, lesquels, nous présentons ci-dessous.

- Traitements de vieillissement artificiel à 200°C, pendant des différentes durées, allant de 2h et 4 h et 6h, 8h.
- Vieillessements naturels à la température ambiante pendant 30 et 60 et 90 jours. Les traitements thermiques ont été effectués dans un four du type NABERTHERM. Les alliages ont subi les traitements thermiques avec une vitesse de chauffage de 5°C/mn.



Fig.III.2:Four de Traitement Thermique Nabertherm

III.4 Préparation des échantillons :

Pour l'étude métallographique, l'observation en microscope optique nécessite une bonne préparation de la surface. Les échantillons traités ont subi un polissage mécanique et ensuite une attaque chimique.

- Le polissage mécanique est fait avec les papiers abrasifs suivants : 150, 200, 350, 600, 800, 1000, 1200. Après chaque polissage les échantillons sont nettoyés avec l'eau distillée. Ensuite, ils subissent un polissage fin en utilisant la pâte diamantée de granulométries 3 μ m.
- L'attaque a pour but de révéler et de différencier les divers constituants de l'échantillon. Avant l'étude micrographique, il faut procéder à une attaque chimique. HF 58%. indiqué pour la révélation des joints des grains a été utilisé.



Figure III.3:Polisseuse de type PHOENIX



Figure III.4: papiers abrasifs.



Figure III.5 : Echantillons avant polissages.

III.5 Méthodes expérimentales utilisées.

III.5.1 MICROSCOPIE OPTIQUE.

Le microscope optique sert à déterminer ou à observer la microstructure de l'échantillon (taille des grains, forme des grains.....etc.). On a utilisé un microscope métallographique de type Olympus relié à un appareil photo numérique (Fig.III.5). C'est un appareil optique qui permet l'agrandissement de l'image et par conséquent, l'observation des petits détails.



Figure III.6 : Microscope optique de type Olympus

III.5.2 LA MICRODURETE.

L'étude de la micro dureté a été faite à l'aide à l'aide de l'essai Vickers .La dureté Vickers a été conçue dans les années 1920 par les ingénieurs de la société Vickers en Angleterre. Elle est caractérisée par l'empreinte faite par un pénétrateur sous une charge donnée durant 15 secondes [12]. Le pénétrateur est formé d'une pyramide en diamant à base carrée dont les faces opposées font un angle de 136° . Le côté de

l'empreinte est de l'ordre de 0,5 mm, la mesure s'effectuant à l'aide d'un microscope.

La dureté Vickers (HV) est calculée e à l'aide de la formule suivante : $Hv = 1.854F/D^2$

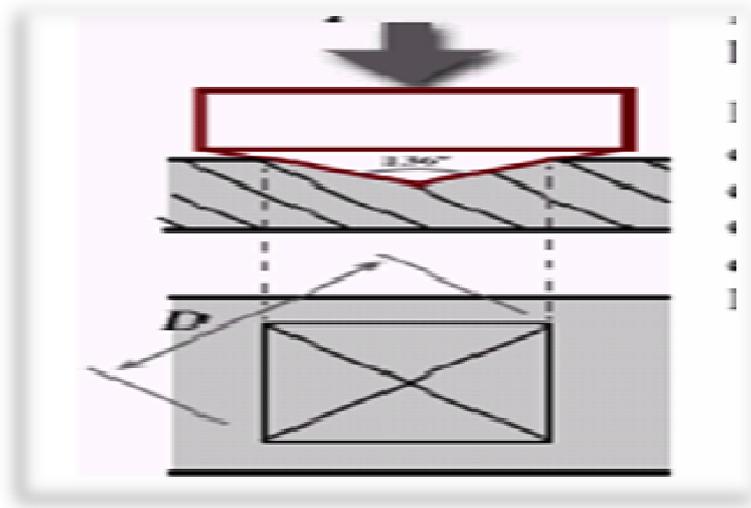


Figure III .7Essai de dureté Vickers.

Dans notre cas nous avons utilisé un micro durometre du type **ZWICK**

F: charge appliquée.

D: longueur moyenne des diagonales de l'empreinte (µm).

Les mesures de dureté ont été effectuées par la méthode de Vickers et sous une charge de 200 g. Chaque mesure correspond à une moyenne de 5 points.

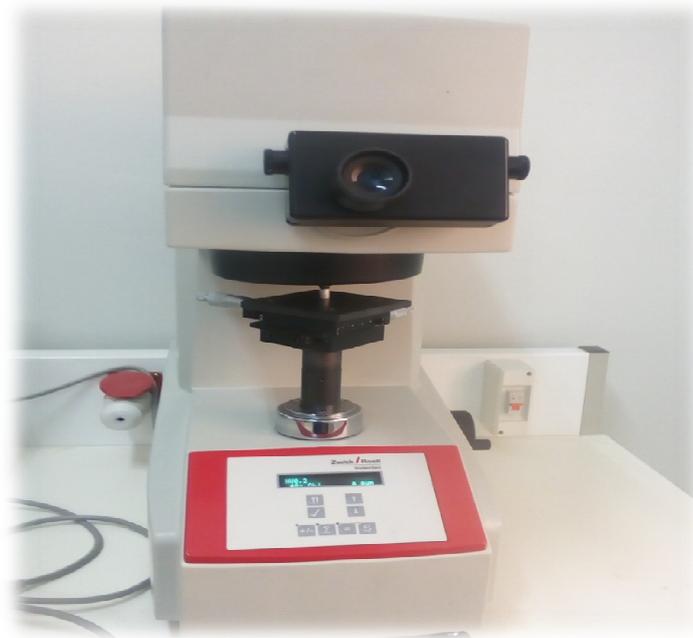


Figure III .8Microduromètre de type ZWICK.

III.5.3 Diffraction des rayons X :

La diffraction des rayons X est l'une des méthodes les plus puissantes utilisées pour la caractérisation des matériaux. Elle permet, en particulier, l'identification des phases présentes dans le matériau ainsi que l'étude de la formation des différentes textures lors d'une déformation plastique ou un traitement thermique de recristallisation. L'identification est rendue possible par l'obtention d'un diagramme de diffraction des rayons X.

Un diagramme de diffraction des rayons X est caractéristique d'un matériau ou d'un composé donné. La position angulaire θ des raies de diffraction obéit à la relation de Bragg: **$n\lambda = 2 d_{hkl} \sin \theta$ (III. 1).**

n : 1,2,...ordre de la diffracté.

λ : la longueur d'onde du faisceau diffracté.

d_{hkl} : est la distance entre les plans cristallins parallèles.

θ : l'angle d'incidence du faisceau des rayons X. Le schéma du principe de diffraction est présenté dans la figure III. 9 et 10.

De la mesure des angles on en déduit ainsi les distances inter-réticulaires d_{hkl} qui permettent alors de déterminer qualitativement les phases en présence par comparaison des distances inter-réticulaires calculées avec celles stockées dans des bases de données (fichiers ASTM par exemple) si le composé est déjà connu et répertorié.

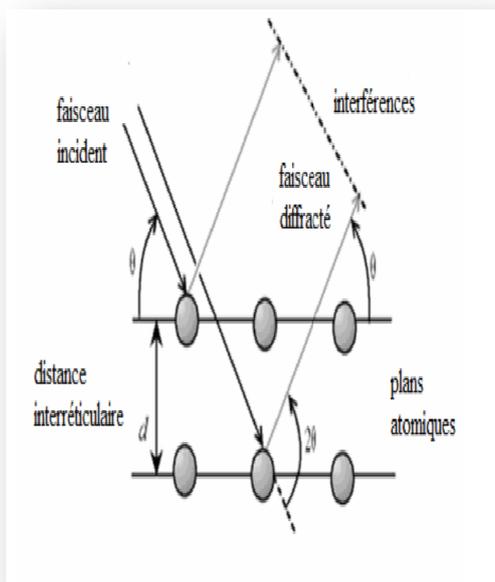


Figure III.9 .Schéma de la loi de Bragg.

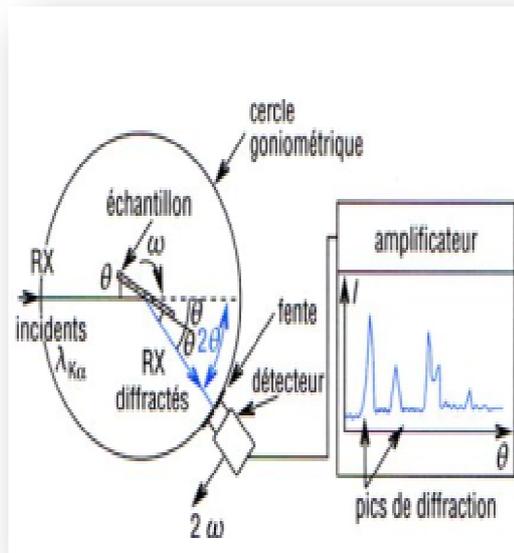


Figure III.10. Schéma du principe de diffraction.

Nous avons utilisé un diffractomètre* **RIGAKU** * (Fig.III.8). Monté en géométrie à haute résolution. L'intervalle angulaire qu'il permet de mesurer étend de 10° à 120° sur l'échelle 2θ .



Figure.III.11. Le diffractomètre de rayons X de type * **RIGAKU** *.

III.5.4: Microscopie électronique à balayage (MEB).

La microscopie électronique à balayage est utilisée principalement pour analyser la topographie de la surface d'un matériau étudié. Comparativement au microscope optique, le MEB est caractérisé surtout par sa résolution élevée et sa profondeur de champ importante.

Dans notre cas nous avons utilisé un microscope électronique à balayage Philips du type **RIGAKU**.



Figure.III.12 : Microscope Electronique à Balayage de type **RIGAKU**.

III.5.5 Mesure de résistivité électrique :

Ces mesure en été réalisé au laboratoire d'analyse physique de université de Biskra (**figure III.13**). Nous avons utilisé la méthode des quatre points pour mesurer la résistivité électrique, deux des quatre contacte permettent l'arrivé d'un courant continu constant de 0.9mA , tandis que les deux autre servent à mesurer la différence de potentiel correspondante.

Les échantillons pour les mesures ont été préparés mécaniquement sous forme de plan de 8.4mm et 7.3 mm de diamètre.

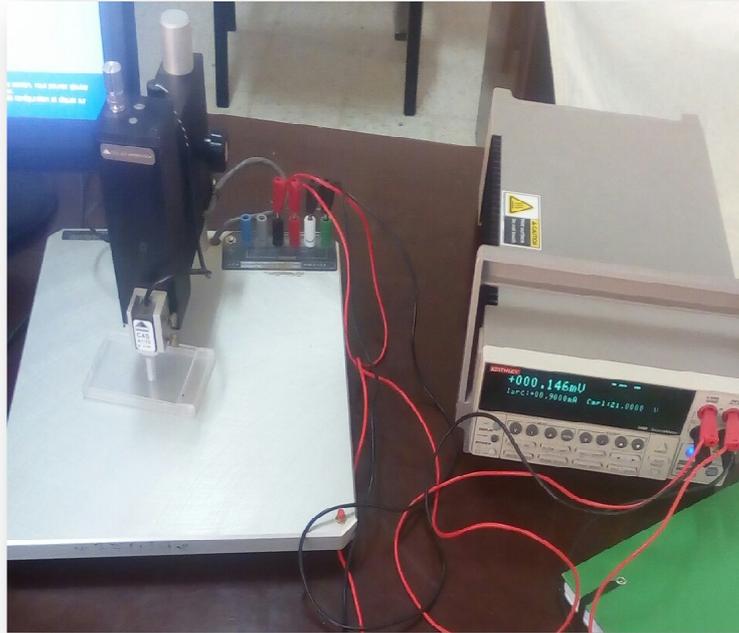


Figure.III.13. Resistivimétrie électrique (quatre points).

III.5.6 Analyse d'image par ImageJ.

ImageJ est un logiciel libre de traitement et d'analyse d'images, développé par le NIH et implémenté par la communauté des scientifiques. Il fonctionne sous de multiples plates-formes (Windows, Mac, Linux, Unix,...). Initialement développé pour analyser des images médicales par le National Institute of Health, c'est un outil très versatile pour effectuer des mesures physiques à partir d'images ou des vidéos.

Dans notre travail nous avons utilisé Image J pour calculer la taille des grains sur des échantillons métallographiques est réalisée à un grossissement adapté à la taille de grains. Ce grossissement est choisi de façon à avoir un nombre suffisant de grains dans l'image.

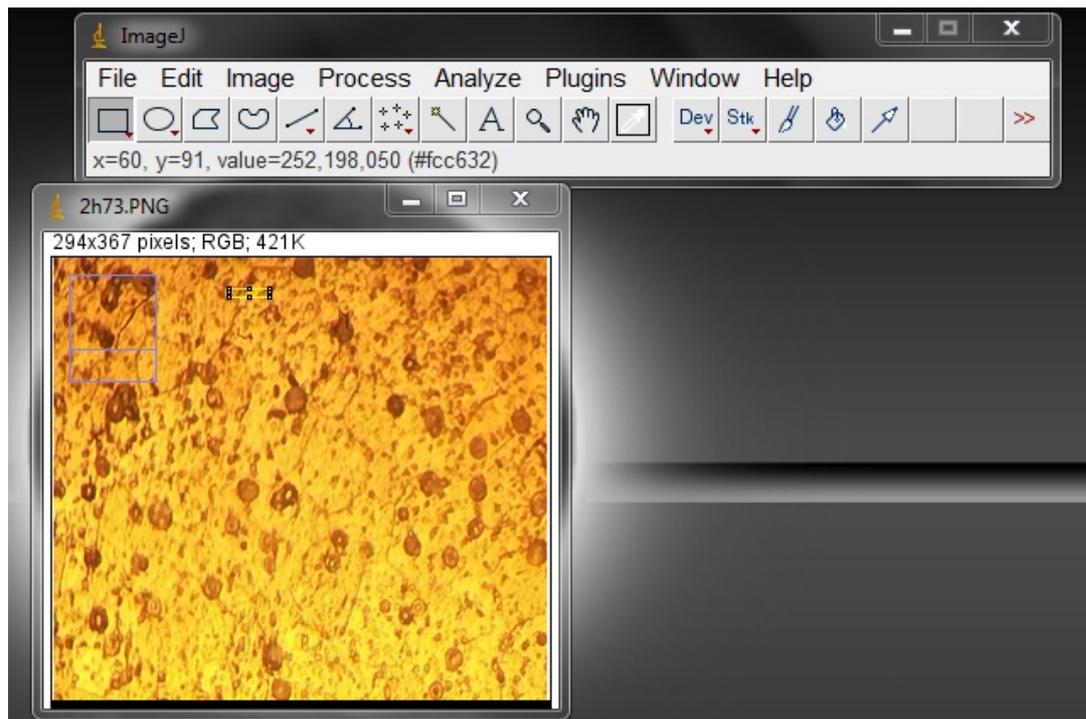


Figure III.14 Espace de travail d'ImageJ

Références bibliographiques

[29]R. Develay, Traitements thermiques des alliages d'aluminium, Doc. M 1290.
Les Techniques de l'ingénieur, 1991.

[30] M. J. de Haas, thèse de doctorat , Université de Groningen (2002).

CHAPITRE IV :

RESULTATS EXPERIMENTAUX ET IN TERPRTATIONS

IV. Introduction.

Cette partie présente les résultats de **vieillessement naturel** et **artificiel** à la température 200°C pendant différents temps de maintien (2h, 4 et 6, 8h) appliqué sur les fils tréfilés. L'objectif de cette étude est de suivre l'évolution de la microstructure et des propriétés mécaniques, et électriques ainsi d'étudier l'influence du taux de déformation différents sur la caractéristique l'alliage à base aluminium 6000. L'étude au microscope optique était la principale méthode d'étude la plus utilisée dans notre analyse, afin de mettre en évidence l'évolution structurale du fil aluminium. Cette technique d'observation est accompagnée par des mesures de micro dureté.

IV.1. Etude micrographique par microscope optique.

L'évolution de la microstructure des échantillons a été suivie à l'aide d'un microscope optique. L'observation de la microstructure permet de déterminer la présence de précipités formés, suite aux différents traitements thermiques.

IV.1.1 Etat brut.

Les figures IV. 1 et 2 présentent les microstructures des deux taux de déformation 52.7 et 27.16 de l'alliage Al-Mg-Si à l'état brut.

Dans les deux cas de taux de déformation Nous avons observé des particules réparties d'une façon aléatoire [25] à l'intérieure des grains et augmentation de la taille des précipités avec le temps.

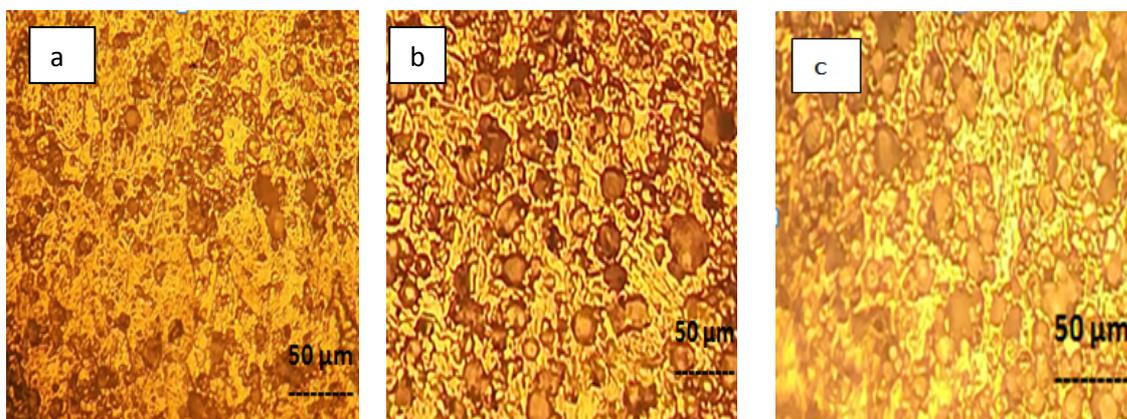


Figure IV.1: Microstructure de l'alliage Al6000 à l'état brut de taux de déformation 52.7% (a : après 1 moi et b : 2 mois et c : 3 mois).

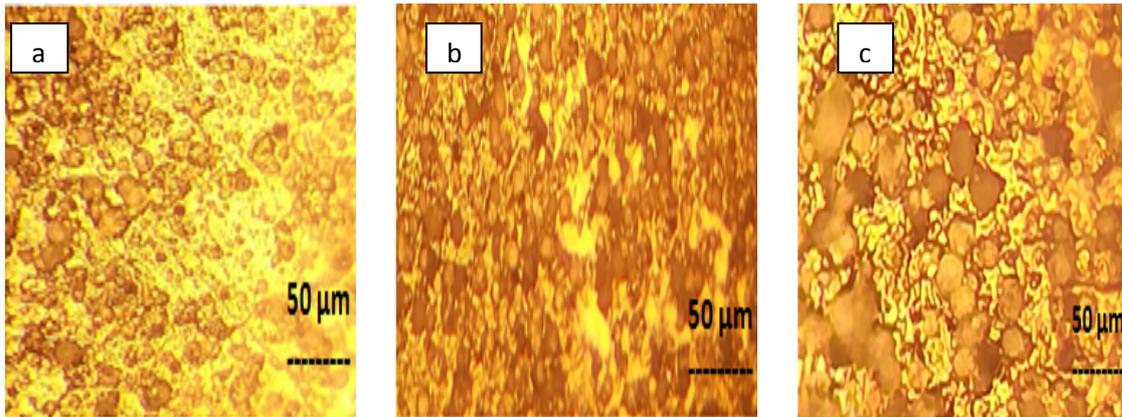


Figure IV.2:Microstructure de l'alliage Al6000 à l'état brut de taux déformation 27.16 %
(a : après 1 , b : après 2 mois et c : après 3 mois).

IV.1.2. Etat homogénéisé.

Le traitement d'homogénéisation d'une solution solide est considéré comme une étape importante de la séquence de précipitation dans les alliages. En effet, ce traitement détermine la cinétique et le mécanisme de leur transformation de phases de la plus part des cas. Les figures **IV.3 ,4** illustrent les microstructures obtenue par la microscopie optique des deux taux de déformation étudiées après un traitement d'homogénéisation à température 530°C pendant 2 heures , la vitesse de montée de la température du four a été de l'ordre 5°C/minutes. Ces deux figures montrent que la structure est devenue plus au moins homogène avec une distribution uniforme des taches sombres qui peuvent être attribuées à la formation des phases intermétalliques.

Nous avons observé aussi, dans le taux de déformation 52.7% une augmentation de nombre des précipités avec le temps dans vieillissement naturel.

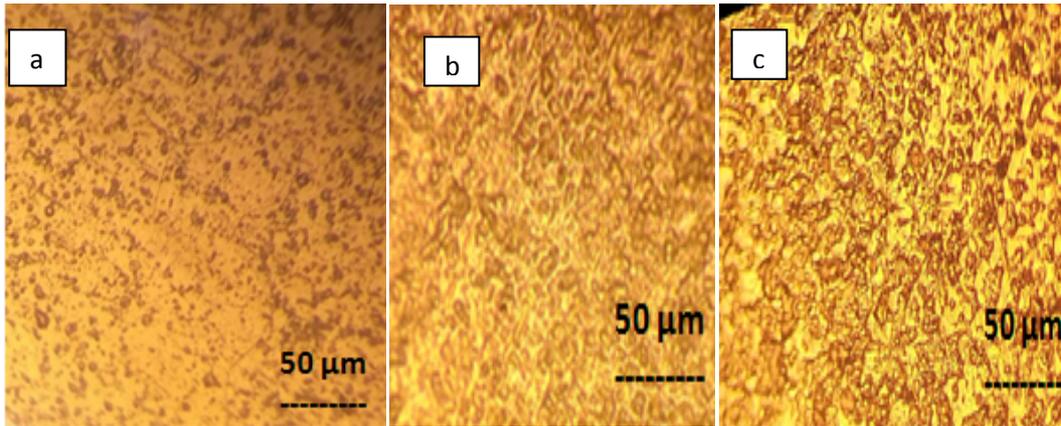


Figure IV.3 Microstructure de l'alliage Al6000 à l'état homogénéisé de taux de déformation 52.7% :

(a : après 1 mois b : après 2 mois c : 3 mois).

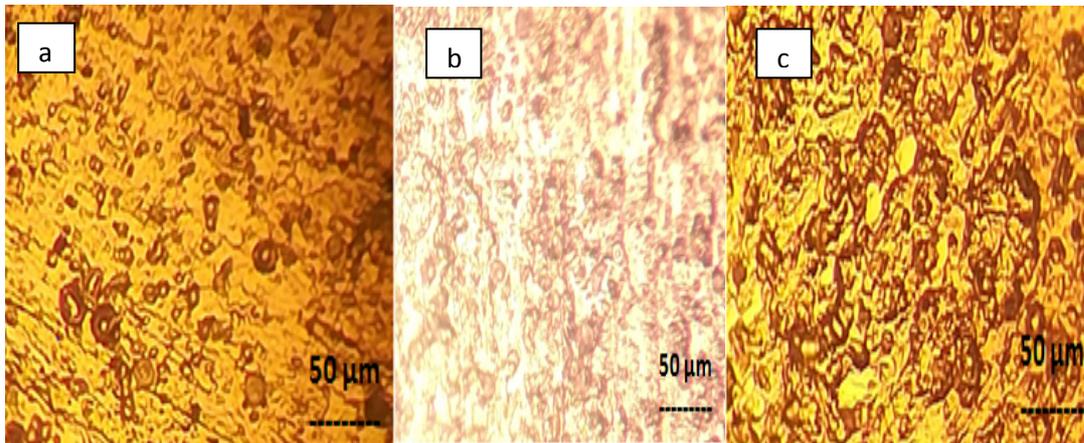


Figure IV.4. Microstructure de l'alliage Al6000 à l'état homogénéisé de taux de déformation 27.16% :

(a : après 1 mois .b : après 2mois. c : 3mois.)

IV.1.3 Etat de vieillissement.

L'effet du temps de vieillissement à 200° sur les deux taux de déformation d'alliage A6000.

Dans la première partie nous avons étudié l'effet du temps de vieillissement après une homogénéisation à température 530°C pendant 2 h, trempé, sur les caractérisations des deux taux déformation 52.7 et 27.16 %. De l'alliage à base d'aluminium Al6000, pour cette étude

nous avons fixé la température de vieillissement, et varié le temps à 2 h, 4 h, 6h et 8 h, et étudier les caractérisations de chaque durée.

IV.2. L'effet du temps de vieillissement à 200 °C de l'alliage Al 6000.

Le vieillissement de l'alliage Al 6000 à température 200 °C après une trempe à 530°C pendant 2h, 4h, 6h, 8h a conduit à la précipitation de la phase d'équilibre β (Mg_2Si) de structure CFC. L'apparition de nouvelles phases dans cet alliage est selon la séquence suivante :



β'' et β' étant des phases de transition métastables [12]. La figure IV.5 représente la microstructure des alliages étudiés après un traitement de vieillissement.

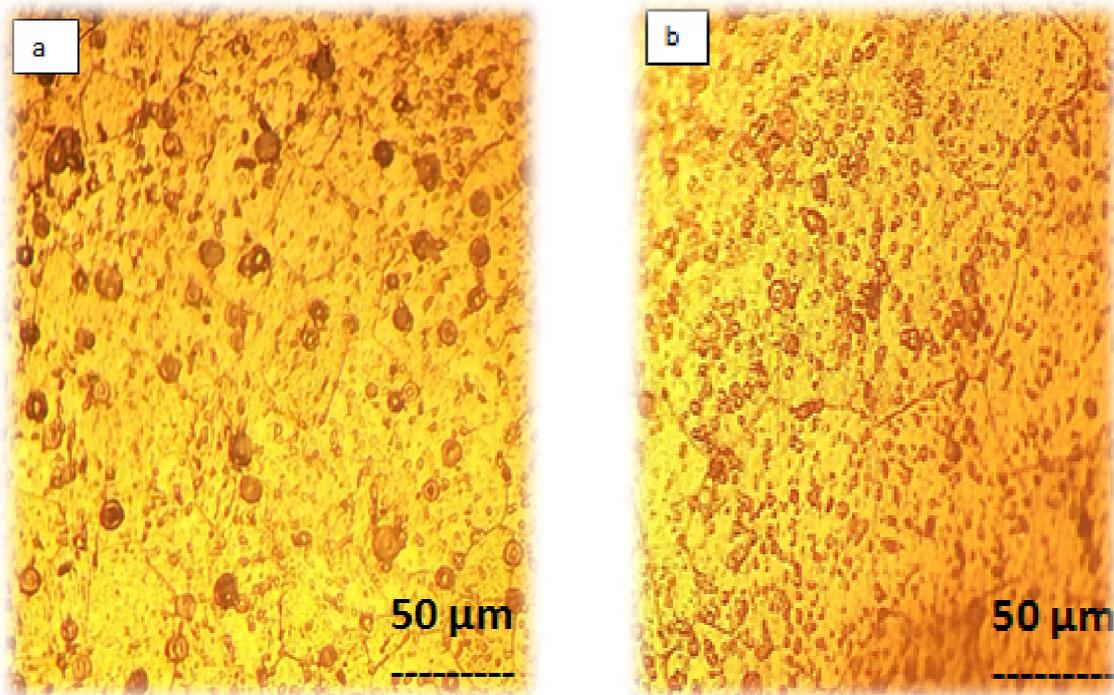


Figure IV.5 Micrographes optiques des de l'alliage AL6000 vieilli à 200°C pendant 2h .

(a ; 52.7 % b ; 27.16%)

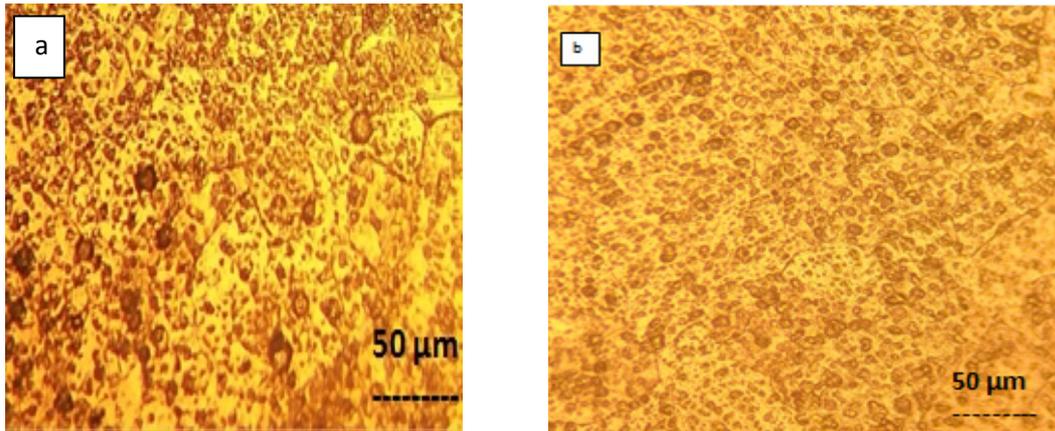


Figure IV.6 Micrographes optiques de l'alliage AL6000 vieillissement à 200°C pendant 4h.

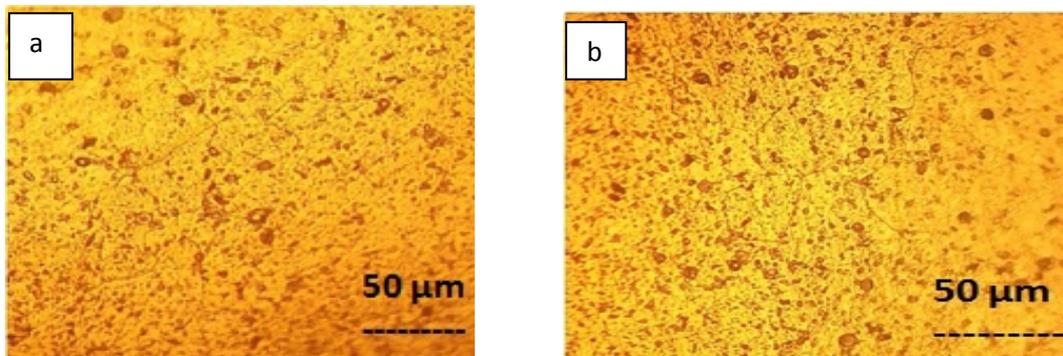


Figure IV.7 Micrographes optiques de l'alliage AL6000 vieillissement 200°C pendant 6h .

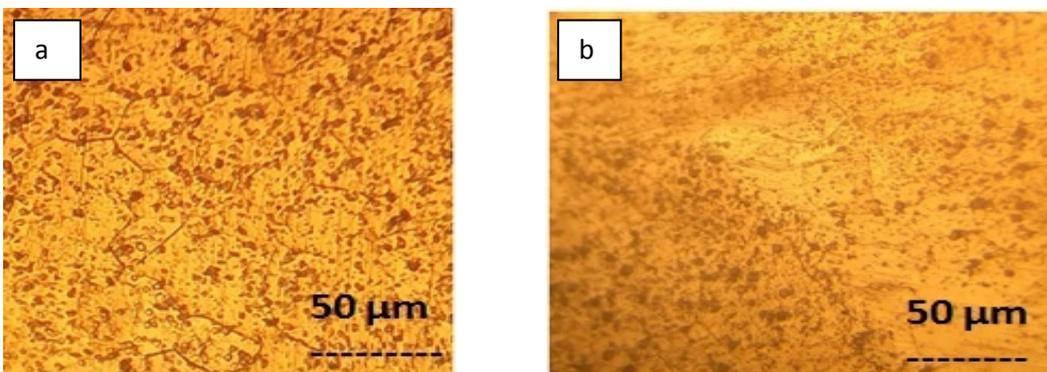


Figure IV.8 Micrographes optiques de l'alliage Al6000 vieillissement 200°C pendant 8h

IV .3 Microscopie électronique à balayage :

L'image de MEB et l'analyse EDX de l'alliage Al 6000 à l'état brut dans la figure (IV9) présentent une structure dendritique avec quelques précipités sous forme de petites plaquettes [34]qui illustrent les phases β et des particules de la phase intermétallique.

La figure IV.10 illustre la microstructure par le MEB de l'alliage Al6000 vieilli 8h à température 200°C dans cette figure nous avons observé l'augmentation de nombre de précipités Mg₂Si par rapport à l'état brut.

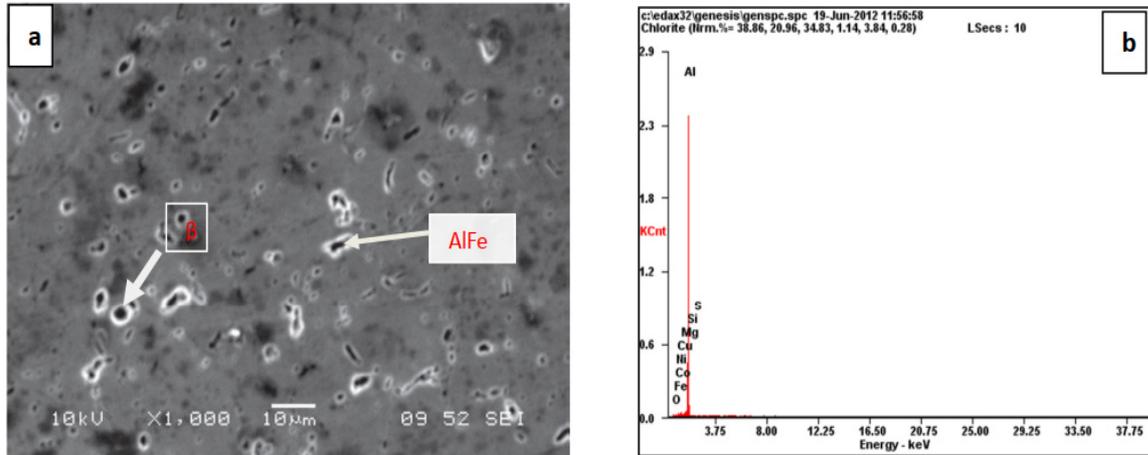


Figure IV.9 Analyse chimique par l'EDX d'un point dans l'alliage Al6000. [23]

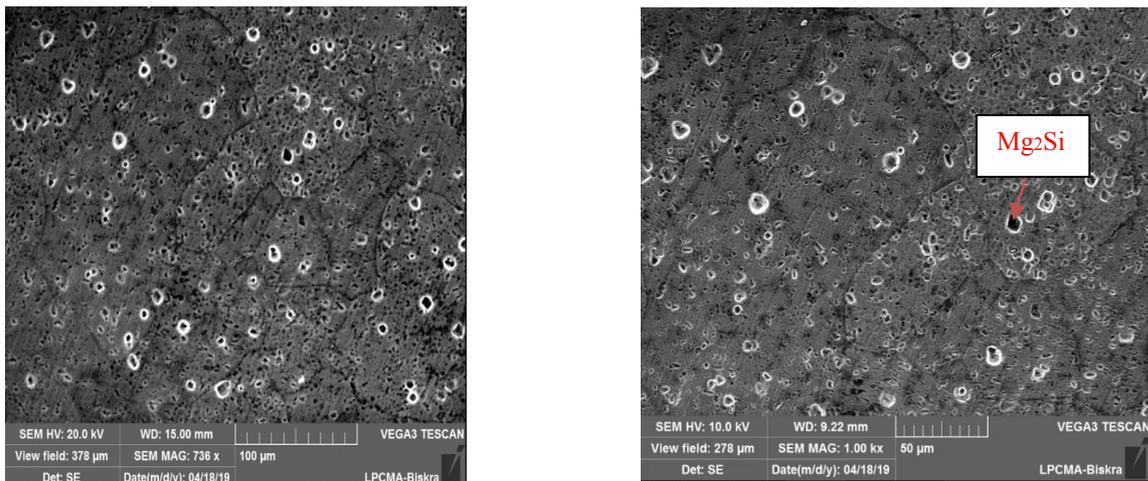


Figure IV.10: Microstructure par le MEB de l'alliage Al6000 Vieillissement 8h à température 200°C.

IV. 4La taille moyenne des grains :

La figure IV.11 représente la variation de la taille moyenne des grains de l'alliage Al6000 en fonction de temps de vieillissement.

Dans cette courbe nous pouvons remarquer que la taille moyenne des grains est augmentée à temps de vieillissement 2 h, 6h dans le cas de taux de déformation 27.16%. est dû à la recristallisation ; et à 8h nous avons un affinement des grains Nous avons expliqué cette

dernière variation à la coalescence de la phase θ et au réarrangement des grains ainsi que le changement de la morphologie des grains au temps 8h, qui confirme la présence du domaine de recristallisation à la durée de maintien la plus. [23]

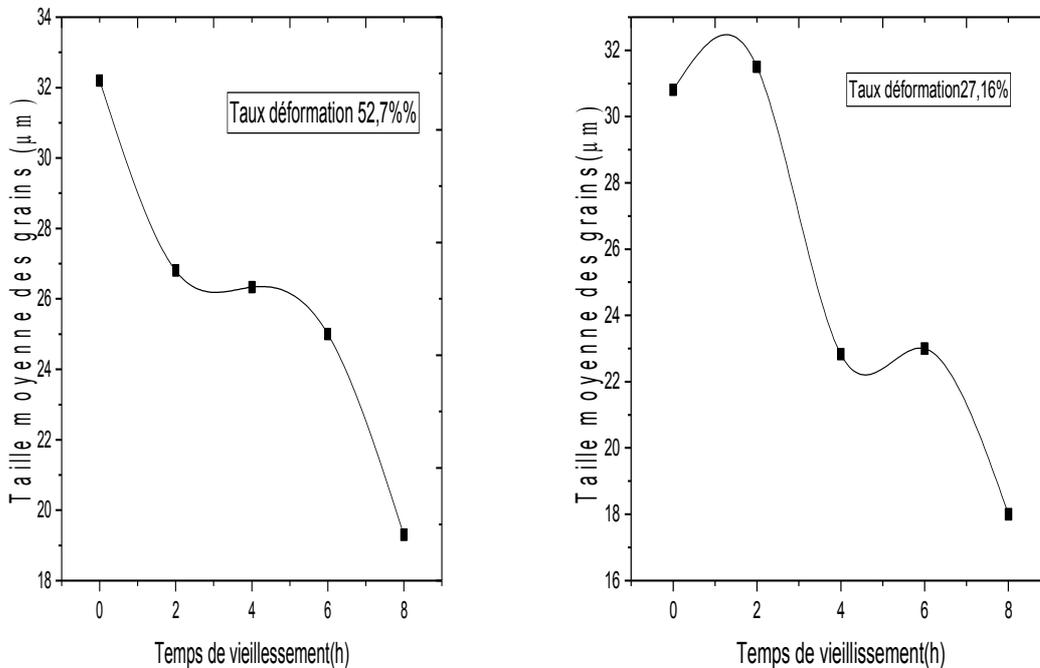


Figure IV.11 Variation de la taille moyenne des grains en fonction du temps vieillissement de l'alliage A6000.

IV5 L' analyse par Diffractions des rayons X :

a. Etat brut

Le diagramme de diffraction des rayons X de l'alliage Al6000 étudié à l'état brut est représenté sur la figure (IV. 12), selon ICDD, les pics présentés correspondant à la structure cubique à face centré CFC de la matrice d'aluminium, nous à donner des résultats montrent que le pic le plus intense est celui (111) de la matrice de l'aluminium pur, et des autres pics d'aluminium (200), (311), (222) et (220) avec des différentes intensités.

Tableau IV.1: Fiche ICDD de l'aluminium.

No.	h	k	l	d [A]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	1	1	2,33800	38,473	100,0
2	2	0	0	2,02400	44,740	47,0
3	2	2	0	1,43100	65,135	22,0
4	3	1	1	1,22100	78,230	24,0
5	2	2	2	1,16900	82,438	7,0
6	4	0	0	1,01240	99,081	2,0
7	3	3	1	0,92890	112,046	8,0

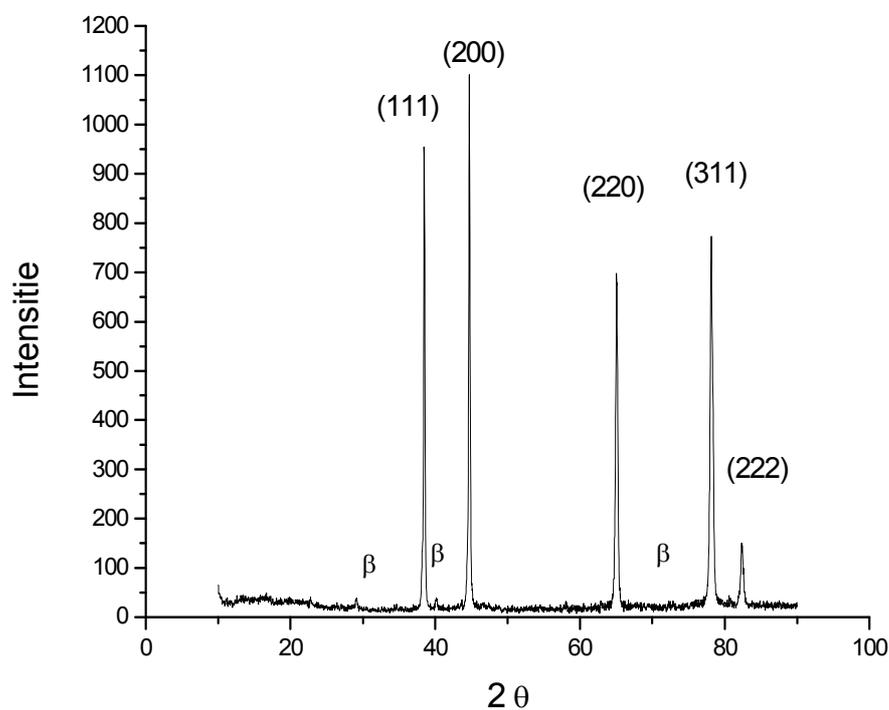


Figure IV.12 Diagramme de diffraction de rayon X de l'alliage Al 6000 à l'état brut

b- Etat vieilli à 200°C pendent 8h

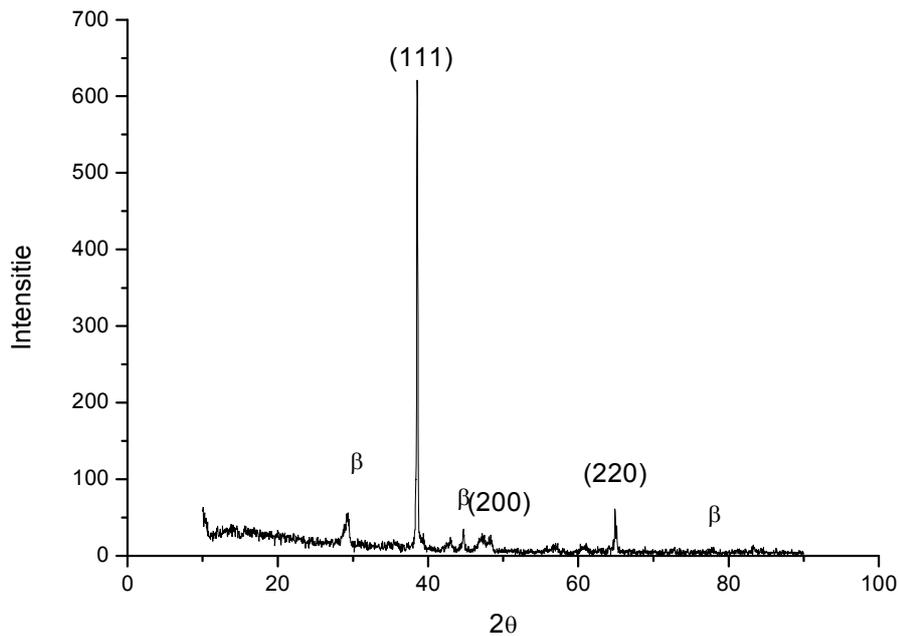


Figure IV13 Diagramme de diffraction de rayon X de l’alliage Al6000 de taux de déformation 27.16% vieilli 200°C pendant 8h.

Dans le cas de vieillissement à 200°C pendant 8h, (figure IV.13) nous avons remarqué les pics (111), (200) et (220) avec des intensités inférieures par rapport à l’état brut et la disparition du pic (222) par contre le pic (311) existe mais avec intensité très faible. Nous avons dans cet état l’apparition des pics à ($2\theta = 28.2^\circ, 41.12^\circ, 72.03^\circ$) de la phase β Mg_2Si selon la ICDD, dans ce cas nous pouvons l’expliquer par un phénomène de précipitation et de recristallisation.

IV.6 La micro dureté :

a-Etat de vieillissement

Les résultats de la micro dureté de deux taux de déformation de l’alliage A6000 vieillie à 200°C illustrent dans le tableau «**Tableau IV2** ». Nous avons remarqué dans ce tableau la micro dureté de l’alliage pour les deux taux de déformation ont montré que la micro dureté augmente avec l’augmentation du taux de déformation [31]. Nous avons observé aussi un durcissement de l’alliage à temps de maintien 2h à le taux de déformation 52,7% .

Mais à taux de déformation 27,16. Nous avons une augmentation de micro dureté à temps de maintien 4h, les déformations accélèrent la précipitation de la phase de durcissement β , c'est-à-dire que la micro dureté augmente progressivement avec une augmentation de niveau de déformation.

Tableau IV2 : Evolution de la micro dureté de l'alliage Al6000 en fonction temps de vieillissement.

	Taux déformation 52.7%	Taux déformation 27.16%
Etat brut	HV=60	HV=64.6
2h	HV=73.5	HV=64.2
4h	HV=83	HV=82.25
6h	HV=62.26	HV=66.6
8h	HV=84.75	HV=83.25

Dans la figure. IV14 nous comptons présenter la courbe de la micro dureté de l'alliage Al6000 à différents temps de vieillissement.

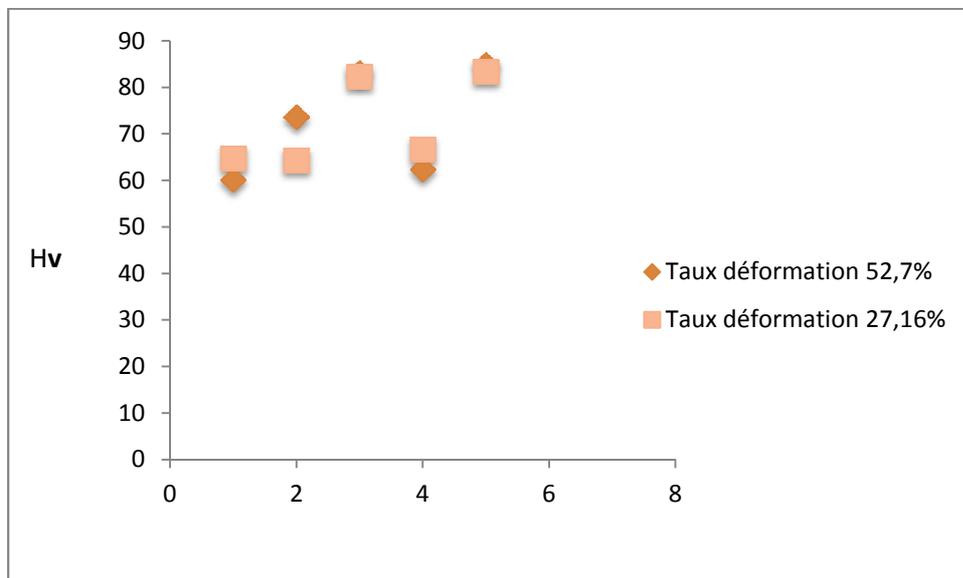


Figure IV14 Evolution de la micro dureté de l'alliage Al6000 en fonction de temps de vieillissement.

IV6.1 L'effet du vieillissement naturel sur la micro dureté de l'alliage Al6000 :

Les mesures de la micro dureté ont été faites sur les échantillons des deux taux de déformation à l'état brut et à l'état homogénéisé à 530°C pendant 2 h puis trempé à l'eau.

Les résultats obtenus sont représentés dans le tableau **IV3**.

D'après ces résultats, nous avons observé que les valeurs de la micro dureté des deux taux de déformation à l'état brut est grande que celle à l'état homogénéisé. Ceci peut être expliqué par l'effet de l'homogénéisation sur la micro dureté.

Nous avons remarqué l'augmentation de la micro dureté avec l'augmentation de temps de vieillissement naturelle .

La haute concentration des défauts dans l'échantillon à l'état brut aussi à la présence des agrégats formés à basse température avant les traitements thermiques. Autrement dit que l'effet de la température lors de l'homogénéisation suivi d'une Trempe est d'annihiler les défauts et par conséquent la diminution de la haute concentration de ces derniers (la montée des dislocations, concentration plus élevée des lacunesetc.) et la Dissolution des agrégats [32].

Tableau IV3 Evolution de la micro dureté de l'alliage Al6000 en fonction de temps de vieillissement naturelle.

	Etat brut		Etat homogénéisation	
Taux déformation	52.7	27.16	52.7	27.16
1mois	60	64.6	56.6	56
2mois	61.25	63.60	59.6	60.8
3mois	62.4	61.03	58.90	61
4mois	65.25	63.75	60.6	62
5mois	68	65	62.20	63

Les courbes suivent de variation de la micro dureté en alliage Al6000 de l'échantillon de l'état brut et homogénéisé T 530C° .

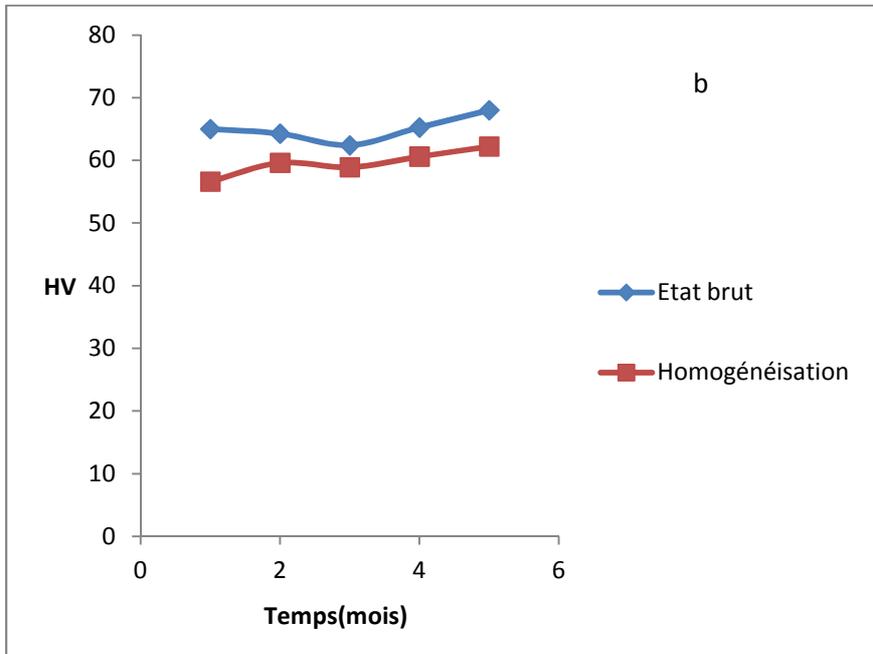
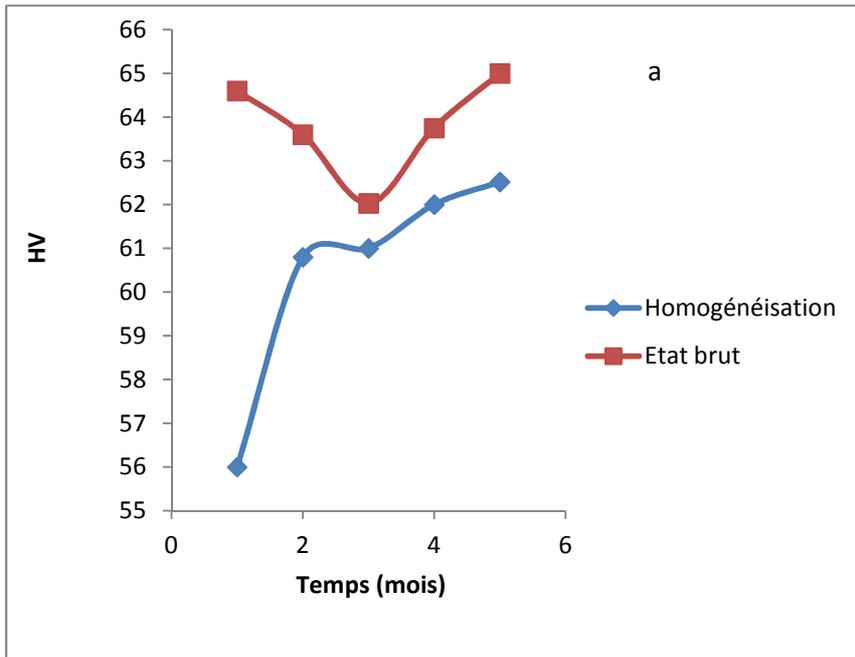


Figure IV15 :Les courbes de variation de la microdureté en alliage Al6000 dans etat brut et homogénéisation :

(a :taux déformation 52.7% b :taux déformation27.16%).

IV7 Propriété électrique (résistivité) :

Dans cette partie du travail, nous avons étudié l'effet des traitements de vieillissement sur les propriétés électriques de l'alliage Al6000. Pour cela, nous avons utilisé la méthode des

quatre points pour mesurer la résistivité électrique.

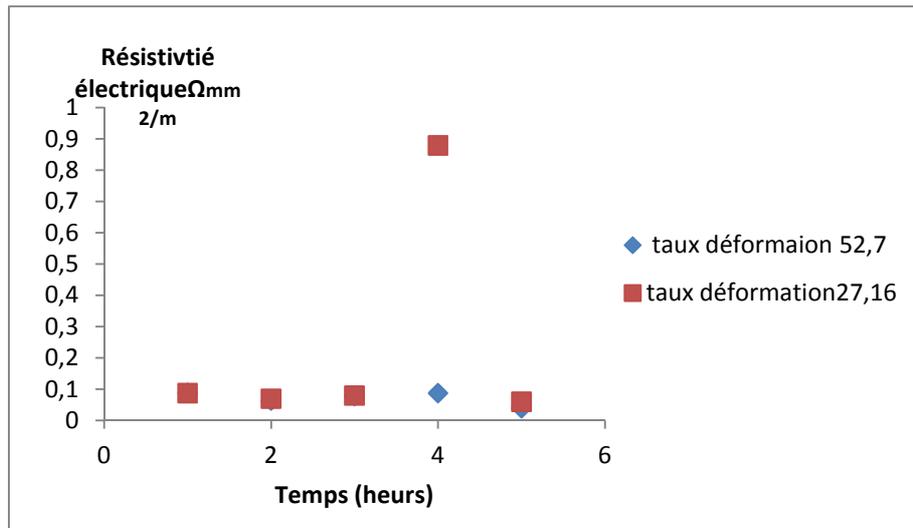


Figure IV16 : l'évolution de la résistivité électrique en fonction de temps vieillissement

Les figures **IV16** montrent que le vieillissement à température 200°C provoque un changement notable sur l'évolution de la résistivité électrique en temps vieillissement. Par contre on a constaté une Diminution résistivité avec temps de vieillissement.

La déformation plastique à froid conduit à l'écroutissage du matériau, donc à son durcissement. Cet écroutissage dépend de la composition chimique du matériau, du taux de déformation appliqué et des conditions de déformation. (température, vitesse et mode de déformation) [31].

En effet, la déformation à froid entraîne une importante augmentation de la densité de dislocations (i.e. énergie élastique stockée) dans le matériau. Il s'ensuit une hétérogénéité de la microstructure et de la texture cristallographique à l'intérieur des grains [35]. D'une manière simplifiée en admettant que la conductibilité électrique est due à la circulation des électrons dans le métal, elle se trouve donc en relation directe avec le nombre des électrons libres et avec leur liberté de circulation dans la masse du métal. Les électrons sont ralentis par leurs chocs avec les atomes et l'on conçoit que la résistivité électrique soit affectée par tout ce qui détruit la « continuité » de la matière, ceci à toutes les échelles : atomique, microscopique ou macroscopique. Dans notre cas, l'alliage a subi une forte déformation à froid, alors il est affecté par l'effet de l'écroutissage, qui perturbe profondément l'ordre du réseau cristallin et influe sur la résistivité électrique ce qui explique son augmentation progressive après chaque passe [9].

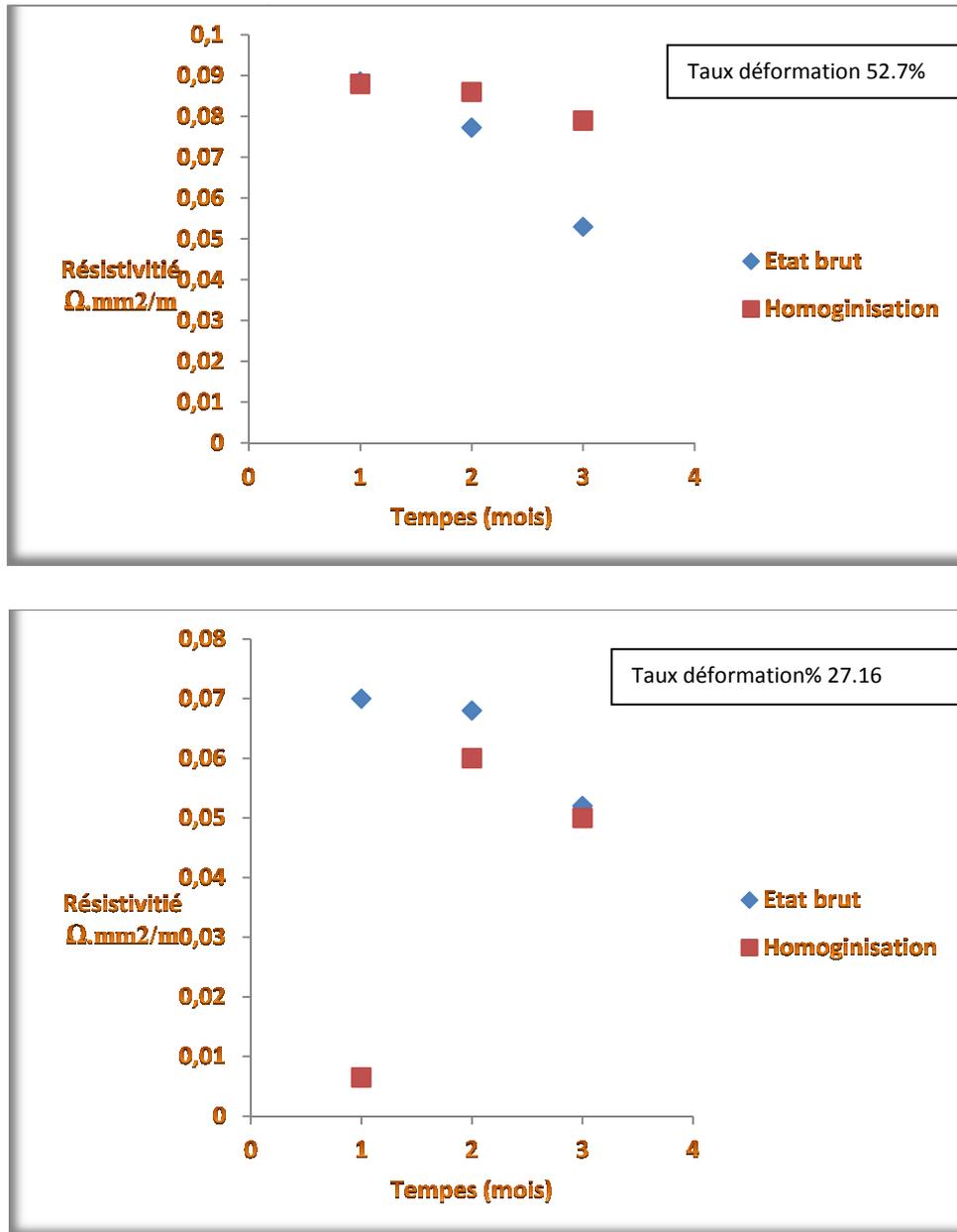


Figure IV17 La variation de la résistivité électrique de l'alliage Al6000 en fonction temps de vieillissement naturel

La figure IV17 illustre la variation de la de la résistivité électrique en fonction temps de vieillissement naturel à l'état brut et à l'état homogénéisé pour les deux taux de déformation étudié. Nous avons observé une diminution de la résistivité électrique avec l'augmentation de temps de vieillissement naturel.

CONCLUSION GÉNÉRALE

L'objectif de ce travail était d'élucider l'étude de l'effet de traitement thermique sur l'alliage Al 6000 à base d'aluminium. Pour cela nous avons utilisé plusieurs techniques expérimentales essentielles, la microscopie optique, la microscopie électronique à balayage, la diffraction des rayons X, la microdureté, la résistivité électrique.

Il s'est avéré que cette étude a nécessité une connaissance approfondie des différentes transformations de phases se produisant au cours de vieillissement artificiel et naturel de l'alliage Al6000 (Al-Mg-Si) et des mécanismes de processus de précipitations et de recristallisation.

Les principaux résultats de ce travail peuvent se résumer de la manière suivante :

- Les spectres de diffraction des rayons X obtenus à partir de l'alliage Al6000 montrent la présence des pics correspondant à la structure C.F.C de la matrice α -aluminium et la présence de certaines raies de faibles intensités correspondant à la précipitation des phases dans les alliages étudiés.
- La taille moyenne des grains est diminuée respectivement : 27.16 %, 52.7%.
- La meilleure résistivité électrique obtenue au temps 8h de vieillissement à 200°C.
- L'augmentation de la micro dureté avec l'augmentation de temps de vieillissement naturelle .
- Le taux de déformation 52.7 des fils d'aluminium provoque une augmentation de la micro dureté qui produit un écrouissage élevé.
- La taille moyenne des grains change avec le temps de vieillissement à 200 °C.
- L'alliage Al6000 à l'état brut montre une distribution uniforme des particules Intermetallique observés au microscope optique.
- Le meilleur durcissement est obtenu au temps de vieillissement 8h.

Références bibliographiques

[31] M. Zidani^{1*}, M.D. Hadid¹, T. Djimaoui¹, S. Messaoudi¹, L. Bessais¹,
D. Miroud², H. Farh³, M. H. Mathon⁴ and T. Baudin. *1663-4144, Vol. 24, pp 9-16*

2016-04-11

[32] K. Li, M. Song, Y. Du, and X. Fang, *Archives of Metallurgy and Materials* 457–467
(2012).

[33] Zakaria Boumerzoug, and Ines Hamdi, *Advanced Materials Research Vol. 893 (2014) pp*
375-380

[34] Yasuya Ohmori, Long Chaaw Doan and kiymichi Nakai, *Materials Transactions* vol
43, (2002) ,246 - 255

[35] Zidani, M., Hadid, M.D., Messaoudi, S., Dendouga, F., Bessais, L., Baira, F., Bayarassou, M.,
Helbert, A.L., Mathon, M.H. and Baudin, T. (accepted 2014) In: *Thomson Reuters*, The drawing
process of the wires of copper and aluminium; Evolution of the microstructure and
(mechanical/electrical) properties.

Annexel

Name and formula

Référence code : 00-003—0932

PDF index name : Aluminium

Empirical formula : Al

Chemical formula : Al

Cristallographique paramètres

Crystal system : Cubic

$a(\text{Å})$: 4.0390

$b(\text{Å})$: 4.0390

$c(\text{Å})$: 4.0390

Alpha(°) : 90.0000

Beta(°) : 90.0000

Gamma(°) : 90.0000

Volume of cell (10^6pm^3) : 65.89

Z : 4.00

RIR

Status, subfiles and quality

Status : Marked as deleted by ICDD

Subfiles : Inorganic

Quality : Doubtful(O)

Comments

Deleted by: Deleted by NBS card

References

Primary reference : Olshausen ,Z.Kristallogr,kristallgeom.,Kristallphys.,Kristallchem 61.475

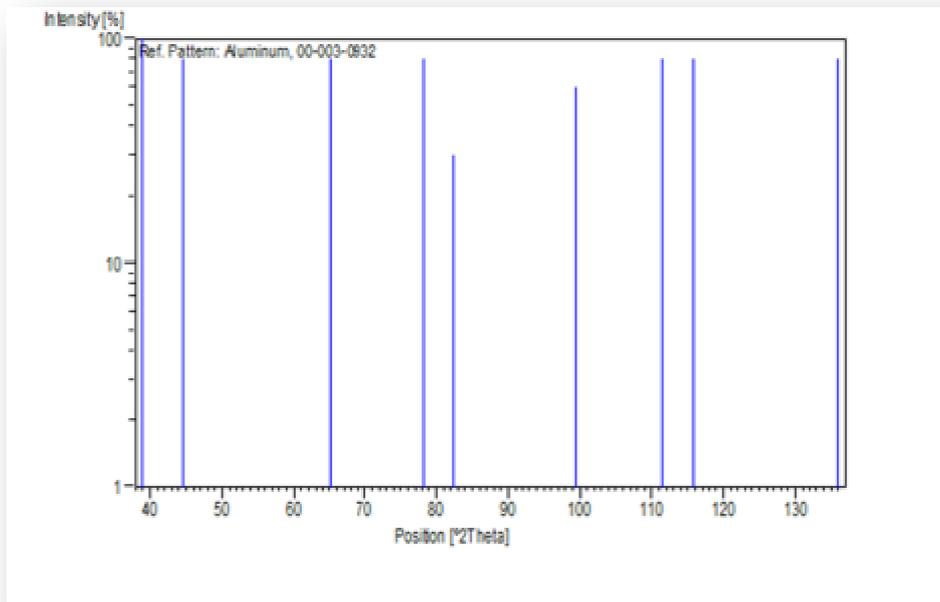
Peak list

No. h k l d [Å] 2Theta[deg] I [%]

1 1 1 1 2,32000 38,784 100,0

2 2 0 0 2,03000 44,600 80,0
3 2 2 0 1,43000 65,186 80,0
4 3 1 1 1,22000 78,306 80,0
5 2 2 2 1,17000 82,352 30,0
6 4 0 0 1,0107 0,93200 111,482 80,0

Stick Pattern



Annexe 02

Name and formula

Reference code : 00-035-0773

PDFindex : Magnesiumm Silicide

Empirical formula : Mg₂Si

Chemical formula : Mg₂Si

Crystallographic parameters

Crystal system : Cubic

Space group : Fm3m

Space groupe number 225

a(A°) : 6.3512
b(A°) : 6.3512
c(A°) : 6.3512
Alpha(°) : 90.0000
Beta(°) : 90.0000
Gamma(°) : 90.0000

Volume of cell (10⁶pm³) :256.19

Z : 4.00

RIR :

Subfiles and Quality

Subfiles : Inorganic

Alloy,metal,or intrermetallic

Common Phase

NBS patten

Quality ;Star (S)

Comments

Color : Dark blue

Sample source :The sample was obtianed from CERAC ,Incorporated ,Milwaukee,wisconsin USA.It contained a small amount OF MgO.

Spectrographic analysis (wt,CERAC,Incorporated) :0.12Fe ;0.05AL ;0.01 Mn ;0.001Ag, Ca ,Cr,Cu,Ti.

To replace 1-1192 and 34-458

Analysis : Spectrographic analysis (wt.%, CERAC, Incorporated): 0.12 Fe; 0.05 Al; 0.01 Mn; 0.001 Ag, Ca, Cr, Cu, Ti

Additional patten : To replace 1-1192 and 34-458.

Temperature : The mean temperature of data collection was 23.7 C

References

Primary reference ; Natl.Bur.Stand.(U.S)Monogr.25,21,86,(1984)).

Structure : Klemm,w., Westlinning .H.Z.Anorg .Allg .Chem.,245,365,(1940).

Polymorphism : Cannon ,p.Colin ,Science.145,487,(1964)

Peak list

No. h k l d [A] 2Theta[deg] I [%]

1 1 1 1 3,66849 24,242 41,0

2 2 0 0 3,17619 28,071 12,0
 3 2 2 0 2,24564 40,122 100,0
 4 3 1 1 1,91512 47,434 15,0
 5 2 2 2 1,83377 49,677 2,0
 6 4 0 0 1,58812 58,030 13,0
 7 3 3 1 1,45697 63,835 6,0
 8 4 2 0 1,42006 65,700 3,0
 9 4 2 2 1,29649 72,903 21,0
 10 5 1 1 1,22244 78,120 4,0
 11 4 4 0 1,12281 86,636 4,0
 12 5 3 1 1,07358 91,698 2,0
 13 6 0 0 1,05861 93,380 1,0
 14 6 2 0 1,00422 100,182 3,0
 15 5 3 3 0,96854 105,371 1,0
 16 6 2 2 0,95754 107,116 1,0
 17 4 4 4 0,91669 114,345 1,0
 18 5 5 1 0,88932 120,033 1,0
 19 6 4 0 0,88066 122,015 1,0

Stick Pattern

