

M/530.059

17/953

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur
Université de Guelma

Faculté des Mathématiques et de l'Informatique et des Sciences de la Matière
Département des Sciences de la Matière

Mémoire de fin d'études
Master



Spécialité : Physique de la Matière Condensée

Présenté par :

Belaada sabrina

Etude cristallographique des alliages d'aluminium : série 6000 (Al-Si-Mg)

Sous la Direction de :

Dr : Daoudi Mourad Ibrahim

Juin 2017

Remerciements

En premier lieu, je tiens à remercier Allah qui m'a donné la force, la volonté et le courage pour achever ce travail.

A travers ce modeste travail, je tiens à remercier vivement mon encadreur **Dr. Daoudi. Mourad**, pour ses conseils précieux et pour toutes les commodités et aisances qu'il m'a apportées durant mon étude et pour la réalisation de ce projet.

Je désire aussi remercier les membres du laboratoire LM2S d'Annaba pour m'avoir accueilli et m'avoir fourni les outils nécessaires à la réussite de ma recherche.

J'exprime également ma gratitude à tous les professeurs et enseignants qu'ont collaboré à ma formation depuis mon premier cycle d'étude jusqu'à la fin de mon cycle universitaire.

Sans oublier bien sûr de remercier profondément tous ceux qui ont contribué de près ou de loin à la réalisation du présent travail.

Belaada Sabrina

Dédicace

Je dédie ce modeste travail à tous ceux qui m'ont encouragé

A ma mère

A mon père

A Mes sœur : Selma, Djihene, Yara et Mes frères : Minou et Sabri

A ma belle famille

A toute ma famille sans oublier mes neveux *Loulou, Ramzi, Aymen*

La petite fille **loujayen et lamisse** et **jana et aicha** et *Noursine*

A toutes mes amies et mes collègues imene, chahra, wahida,

Belaada Sabrina

Table des matières

Résumé

Abstract

Introduction générale

Chapitre I : Etude bibliographique

Introduction	1
I.1. Alliage : définition.....	1
Alliage homogène.....	1
Alliage hétérogène.....	1
I.2. Alliage d'Aluminium	1
I.3. Solution solide.....	2
Solutions solides de substitution	2
Solutions solides d'insertion.....	2
Règle de Hum-Rothery	2
I-4- les alliages d'aluminium de la série 6000(Al-Si-Mg).....	3
I-5-Séquence de précipitation dans les alliages de la série 6000.....	3
I-6- Alliage d'équilibré.....	3
Zone GP.....	4
La phase β''	4
La phase β'	5

Phase d'équilibre β - Mg_2Si	5
I-7- Alliage avec un excès de Si	6

Chapitre II : Techniques expérimentales

II-Introduction.....	7
II-1-Alliages étudiés.....	7
II-2 préparation des échantillons.....	7
II-2-1 Forme des échantillons.....	7
II-2-2 Tronçonnage.....	8
II-2-3 Polissage.....	9
II-2-4 Balance électronique.....	9
II-3 Traitements thermiques.....	10
II-3-1 Traitement mise en solution.....	10
II-3-2 Tremp	10
II-4 Techniques expérimentales utilisées.....	11
II-4-1 Analyse calorimétrique différentielle à balayage (DSC).....	11
II-4-2 Diffraction des rayons X (DRX).....	13
II-4-2-1 Loi de Bragg.....	13
II-4-2-2 Intensité de raies de diffraction	14

Chapitre III : Résultats et Discussion

III. Introduction.....	16
III.1 Microstructure de notre alliage	16
III.2. l'analyse par DSC de l'état homogénéisé	17
III.3. Détermination de la fraction transformée de la phase β''	19
III.4 Analyse par DRX de l'état homogénéisé.....	20
III.4.1 Variation du paramètre de maille	22
III.4.2 Comparaison entre les tailles des atomes d'Al, Si et Mg.....	22
III.4.3 Evolution cristallographique de notre alliage en fonction de la formation de la Phase β''	23

Conclusion

Références bibliographiques

Annexe

Liste des figures et Tableaux

Figure du Chapitre II

Figure	Titre	Pages
II.1	La forme de l'échantillon utilisé pour la DSC	08
II.2	La forme de l'échantillon utilisé pour la DRX	08
II.3	Micro tronçonneuse de type MICRACUT 151	08
II.4	Polisseuse métallographique	09
II.5	Balance électronique	09
II.6	Four tubulaire qui à servi au traitement thermique	10
II.7	Cycle de traitement thermique	11
II.8	Schéma de principe d'un appareil de calorimétrie différentielle à balayage	12
II.9	L'appareil d'analyse calorimétrique différentielle à balayage DSC de type LABSYS evo	13
II.10	Famille de plans cristallins en condition de Bragg	14
II.11	Le diffractomètre utilisé de type : PANalytical EMPYREAN	15

Liste des figures et Tableaux

Figure du Chapitre III

Figure	Titre	pages
III.1	Microstructure de notre alliage	16
III.2	Micrographie MET obtenue en fond noir (FN). Coexistence des phases β'' et β'	16
III.3	Courbe DSC obtenue pour l'alliage Al-Si-Mg extrudé chauffé à une vitesse de 10°C/mn	17
III.4	Pic exothermique de la phase β''	19
III.5	Fraction transformée de la phase β'' obtenue pour une vitesse de chauffage de 10°C/mn	20
III.6	Un diffractogrammes de rayons X de l'alliage Al-Mg-Si homogénéisé à 540°C	21
III.7	Cycle thermique effectué par chaque échantillon, avant de passer au DRX	23
III.8	Un diffractogramme d'alliage Al-Mg-Si à 150°C	24
III.9	Diffractogramme de tous les états de notre alliage	25
III.10	Diffractogramme de tous les états de notre alliage	26

Liste des figures et Tableaux

III.11	l'évolution de paramètre de maille en fonction de la température	28
III.12	la fraction transformée on fonction de paramètre de maille $a(t)$ et $\alpha(t)$	30

Liste des tableaux

Chapitre I

Tableau	Titre	Page
1	Donnés cristallographique sur la phase β''	5

Chapitre II

Tableau	Titre	Page
2	Composition de l'alliage (wt%)	7

Liste des figures et Tableaux

Chapitre III

<i>Tableaux</i>	<i>Titres</i>	<i>Pages</i>
<i>III.1</i>	Les températures de la formation de la phase métastable β'' par DSC	<i>18</i>
<i>III.2</i>	Les valeurs expérimentales (2θ , d_{hkl} , hkl , a)	<i>21</i>
<i>III.3</i>	les valeurs de rayon atomique d'Al, Mg et Si	<i>22</i>
<i>III.4</i>	Paramètres de maille des différents états	<i>27</i>

Résumé

Le but de ce travail est l'étude cristallographique d'un alliage base aluminium de la série 6000 (Al-Si-Mg) extrudé destiné à l'industrie automobile.

Dans ce travail nous avons étudié la cinétique de la précipitation de ce matériau et l'évolution du paramètre de maille de la matrice au cours du processus de formation de la phase métastable β'' qui contribue à la cinétique de précipitation.

Comme méthodes expérimentales, nous avons utilisé l'analyse calorimétrique différentielle (DSC) et la diffraction des rayons X (DRX).

La séquence de précipitation a été confirmée. La fraction transformée de la phase métastable β'' au cours du chauffage a été déterminée.

Les résultats obtenus ont montrés que la diffusion du Si dans la matrice d'aluminium est déterminante pour la formation de la phase métastable β'' .

Abstract

The aim of this work is the crystallographic study of an aluminum base alloy of the 6000 series (Al-Si-Mg) extruded destined to the automotive industry.

In this work we studied the kinetics of the precipitation of this material and the evolution of the lattice parameter of the matrix during the process of formation of the metastable phase β'' which contributes to the kinetics precipitation.

As experimental methods, we used differential scanning calorimetry (DSC) and X-ray diffraction (XRD).

The precipitation sequence was confirmed. The transformed fraction of the metastable phase β'' during heating was determined.

The results obtained showed that the diffusion of Si in the aluminum matrix is decisive for the formation of the metastable phase β'' .



Introduction

Introduction

L'Aluminium et ses alliages sont l'objet d'études permanentes vues leurs utilités industrielles. Malgré ces études les alliages d'aluminium tels que ceux de la série 6000 (Al-Si-Mg) restent en partie méconnues.

Les alliages Al-Si-Mg font partie de la série 6000 qui sont des alliages à durcissement par précipitation. Ces alliages possèdent des propriétés physico-chimiques et mécaniques très intéressantes.

En partie, les transformations de phases et la cristallographie des différentes phases, surtout métastables, qui participent à la cinétique de précipitation de ces alliages font l'objet de divergences.

C'est pour une meilleure compréhension du processus des transformations de phase de ce type d'alliage que ce présent mémoire est proposé.

Dans notre travail nous intéressons à l'étude de la cinétique de précipitation, et l'évolution du paramètre de maille de la matrice au cours du processus de formation de la phase métastable qui contribue à la cinétique de précipitation β'' . Pour cela Nous avons utilisé différentes méthodes expérimentales assez rigoureuses et complémentaires : l'analyse calorimétrique différentielle (DSC) et la diffraction de rayons X (DRX).

La cinétique de précipitation après homogénéisation a été étudiée par la calorimétrie différentielle à balayage ; DSC (Différentiel Scanning Calorimetry).

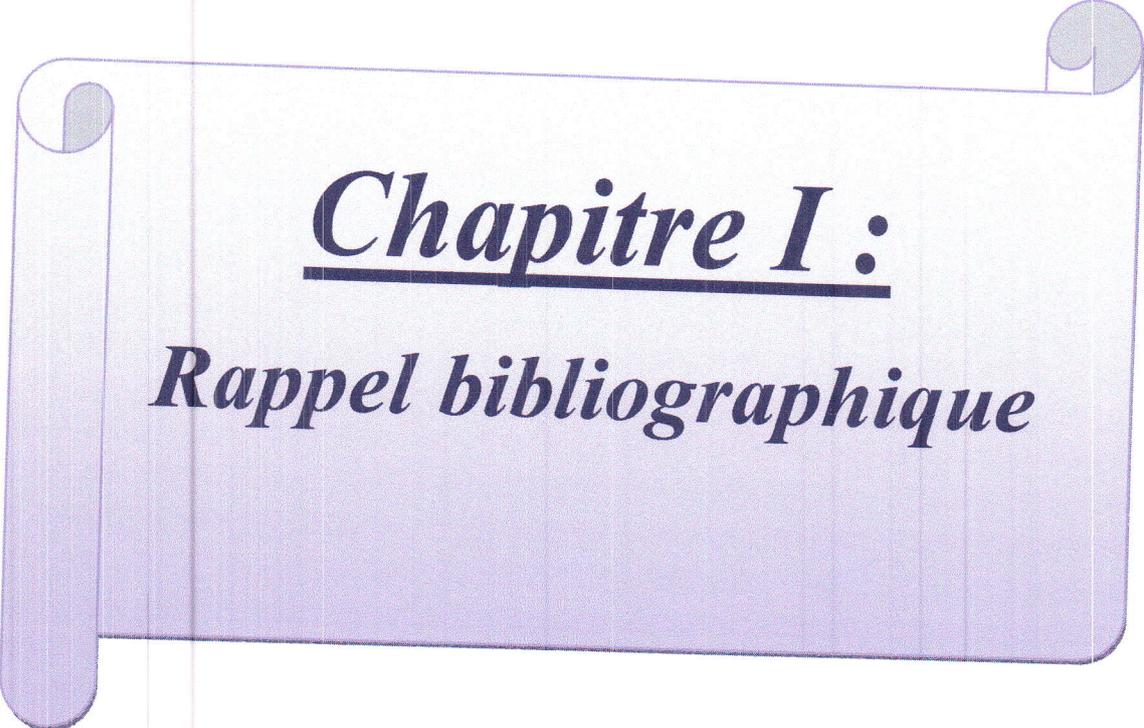
La diffraction des rayons X ; DRX permet de donner des informations structurales et cristallographiques sur la microstructure.

En plus d'une introduction où on présente notre thème de recherche, d'une conclusion où l'essentiel des résultats obtenus sont résumés et d'une liste des références bibliographiques, ce mémoire comporte trois chapitre :

Introduction

- Le premier chapitre est un rappel bibliographique sur la cinétique de précipitation dans des alliages de la série 6000 ainsi que les différentes phases qui peuvent apparaître au cours d'un chauffage.
- Le deuxième chapitre décrit la procédure des différentes méthodes expérimentales utilisées, et les caractéristiques du matériau utilisé.
- Les résultats expérimentaux obtenus, leur discussion et leur interprétation sont donnés dans le troisième chapitre.

Ce travail a été effectué au niveau du laboratoire de Magnétisme et spectroscopie des solides (LM2S) de l'université Badji Mokhtar de Annaba.



Chapitre I :
Rappel bibliographique

Introduction :

Les matériaux sont utilisés dans l'industrie en fonction de leurs propriétés. Généralement, ces matériaux sont sous formes d'alliages.

L'aluminium est l'un des métaux les plus utilisés dans l'industrie, mais surtout en tant qu'alliage. Parmi ces alliages la série 6000 (Al-Si-Mg) est la plus répandue. On la retrouve dans les industries aéronautiques, automobiles, navales, et alimentaires

I.1 Alliage définition :

Un alliage est un mélange de deux ou plusieurs métaux purs. Il peut être binaire, ternaire ou quaternaire selon qu'il renferme deux, trois ou quatre éléments d'addition.

On distingue deux types d'alliages :

- **Alliage homogène** : Peut être ordonné (les atomes de différentes natures suivent une alternance stricte) ou désordonné (les différents atomes occupent des places aléatoires)
- **Alliage hétérogène** : Lorsque la teneur en élément d'alliage augmente, on peut avoir formation de deux phases : Une phase contenant peu d'éléments d'alliage, et une phase à forte teneur en éléments d'alliage. Les phases à forte teneur sont appelées « précipités » [1].

Les précipités sont des phases à forte teneur en éléments d'alliage, ce sont souvent des alliages ordonnés, que l'on appelle « intermétalliques ».

I-2 Solution solide :

C'est le mélange de deux (au moins) éléments chimiques A et B pour former un composé AB. Les éléments A et B sont miscible l'un dans l'autre. On dit que le composé AB est une solution solide des éléments A et B. l'élément majoritaire est appelé solvant, alors que l'élément minoritaire est appelé soluté [2].

➤ **Solutions solides d'insertion :**

Une solution solide est formée lorsque des atomes de soluté suffisamment petits arrivent à se placer entre les atomes de solvant [3]. On peut aussi avoir une

solution dite auto-insertion. C'est dans le cas où l'atome d'insertion est de même espèce que le solvant.

➤ **Solutions solides de substitution :**

Dans ce deuxième type de solution solide, les atomes du soluté B occupent des sites normalement occupés par des atomes de A dans le métal pur [3].

➤ **Règles de Hume-Rothery :**

La solubilité des atomes en substitution peut être plus ou moins prévue par des lois empiriques, connues sous le nom de règles de Hume-Rothery (= règles qui régissent la formation des solutions) :

1. Règle du rayon atomique : (ou règle des diamètres atomiques ou « règle des 15% »).
2. Règle des structures électroniques (ou effet de valence).
3. Règle des valences.
4. Règle des structures [3].

Dans notre travail nous nous intéressons à la série 6000 qui contient des additions de magnésium et de silicium et parfois un peu de cuivre, de chrome, de fer et de manganèse.

Les alliages obtenus, présentent de grands niveaux de durcissement grâce à la précipitation des phases métastables et la phase stable Mg_2Si .

I-3 Alliages d'Aluminium :

L'utilisation industrielle de l'Al pur présente peu d'intérêt à cause de ses faibles propriétés mécaniques [1].

D'où son utilisation sous forme d'alliage, par l'addition contrôlée en rajoutant des éléments d'alliages tels que le Cuivre, le silicium, le magnésium, le manganèse, le titane, le chrome, le zinc [1].

L'aluminium est utilisé surtout grâce à une propriété importante qu'il détient : c'est le durcissement structural [1].

I-4 Alliages de la série 6000 (Al Mg Si)

Les alliages de la série 6000 contiennent essentiellement du Silicium, et du Magnésium [1]. Ces alliages se distinguent par des propriétés mécaniques très intéressantes. En effet, ils présentent une bonne soudabilité, une bonne formabilité ainsi que de bonnes propriétés de résistance à la corrosion, et un bon comportement à l'extrusion [1].

Ces caractéristiques conduisant ainsi à un intérêt technologique important, surtout dans des applications exigeant des matériaux légers ayant de bonnes caractéristiques mécaniques. Ils sont de plus en plus utilisés dans l'industrie [1].

I-5 Séquence de précipitation dans les alliages de la série 6000

Au cours du chauffage de ces alliages différentes phases apparaissent successivement. Ces alliages présentent donc une cinétique de précipitation.

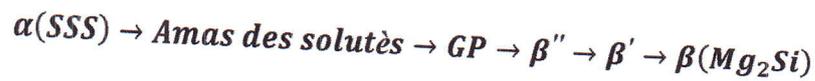
La séquence de précipitation de ces alliages a été largement étudiée [4]. Lors du chauffage de ces alliages les différentes phases métastables se relayeront pour aboutir à la phase stable $\beta(Mg_2Si)$ [4,5].

La précipitation dans ces alliages Al-Mg-Si et l'effet de durcissement dépendent énormément du rapport $\frac{Mg}{Si}$. Justement, ces alliages sont distingués en fonction de ce rapport, et on a les alliages dit d'équilibre et les alliages à excès de silicium [1].

I-6 Alliage d'équilibré :

Le rapport $\frac{Mg}{Si}$ pour ces alliages est proche de 1.73 [1]. Dans la majorité des cas des alliages binaires et ternaires d'aluminium, le premier stade de décomposition qui prend place immédiatement après trempe à la température ambiante est la formation des zones Guinier-Preston (GP).

Dans l'alliage équilibré, la séquence de précipitation est généralement la suivante :



La décomposition d'une solution solide sursaturée, obtenue après homogénéisation de l'alliage à une température T_{Hom} suivie d'une trempe, se fait suivant les étapes suivantes :

➤ **(SSS)** : solution solide sursaturée de la matrice α -aluminium de structure CFC.

➤ **GP : zone Guiner preston :**

Les zones GP sont un arrangement alternatif de colonnes d'atomes de Mg et de Si le long de la direction $\langle 100 \rangle_{Al}$ avec des proportions telles que $\frac{Mg}{Si}=1$, elles se présentent sous forme de disque d'épaisseur 2.5 nm et de longueur autour de 30 nm [6], et apparemment de forme sphériques avec des structures inconnues [7].

➤ **La phase β'' :**

Les précipités de la phase métastable β'' sont cohérentes avec la matrice α -aluminium et sont considérés comme étant la phase qui joue un rôle majeure dans le durcissement structural [8], appelée aussi ZGP II [9]. Elle est métastable et précipite sous formes d'aiguilles très fines, alignées le long des directions $\langle 100 \rangle_{Al}$ [10-12], la précipitation de la phase β'' dépend des précurseurs qui sont des amas contenant autant de Mg que de Si [1], elles peuvent atteindre quelques dizaines de nanomètres. Sa composition chimique stoechiométrique, la plus consensuelle est la suivante : Mg_5Si_6 [13].

La structure cristalline de la phase β'' la plus admise est monoclinique [9]. Mais des divergences sur les paramètres de maille sont exprimées par différents auteurs [9,13]. A titre d'exemple, on peut voir sur le tableau I.1 quelques résultats (Tableau I.1)

Tableau I.1 : Données cristallographique sur la phase β'' [1].

Structure	Paramètres [Å°]
Monoclinique bc	$a = 1.534\text{nm}$, $c = 0.689\text{nm}$, $b = 0.405\text{nm}$, $\beta = 106^\circ$ Edwards [14]
Monoclinique	$a = 0.30\text{nm}$, $c = 0.33\text{nm}$, $b = 0.40\text{nm}$ $\beta = 71^\circ$ Lynch [15]
Monoclinique C2/m	$a = 1.516\text{nm}$, $c = 0.689\text{nm}$, $b = 0.405\text{nm}$, $\beta = 105.3^\circ$ Andersen [13]
Monoclinique (P2/m)	$a = 0.770\text{nm}$, $c = 0.203\text{nm}$, $b = 0.670$ $\gamma = 75^\circ$ Edwards [14]

➤ **La phase β' :**

La phase β' est aussi une phase métastable. Qui est semi cohérente avec la matrice et moins durcissant, elle se présente sous forme de bâtonnets à un diamètre compris entre 5 et 15 nm [14,15].

Cette phase intermédiaire, ayant un rapport Si/Mg plus faible que celui de la phase d'équilibre. Les rapports Si/Mg trouvés dans la littérature sont pratiquement identiques à ceux mesurés pour la phase β' (varie entre 1 et 1,7 en fonction de la composition de l'alliage) [16].

On admet généralement que sa structure est hexagonal avec les paramètres $a = 7.05\text{Å}$ et $c = 12.15\text{Å}$, une relation d'orientation $(001)_{\beta'} // (100)_{Al}$, et un groupe spatiale $P6_3/m$ [17].

➤ **Phase d'équilibre β - Mg_2Si :**

Cette séquence de précipitation est terminée par la phase d'équilibre. C'est une phase incohérente avec la matrice, de composition Mg_2Si [1], précipite sous forme de plaquettes carrées d'épaisseur proche de la dizaine de nm et de quelques centaines de nm de côté [18].

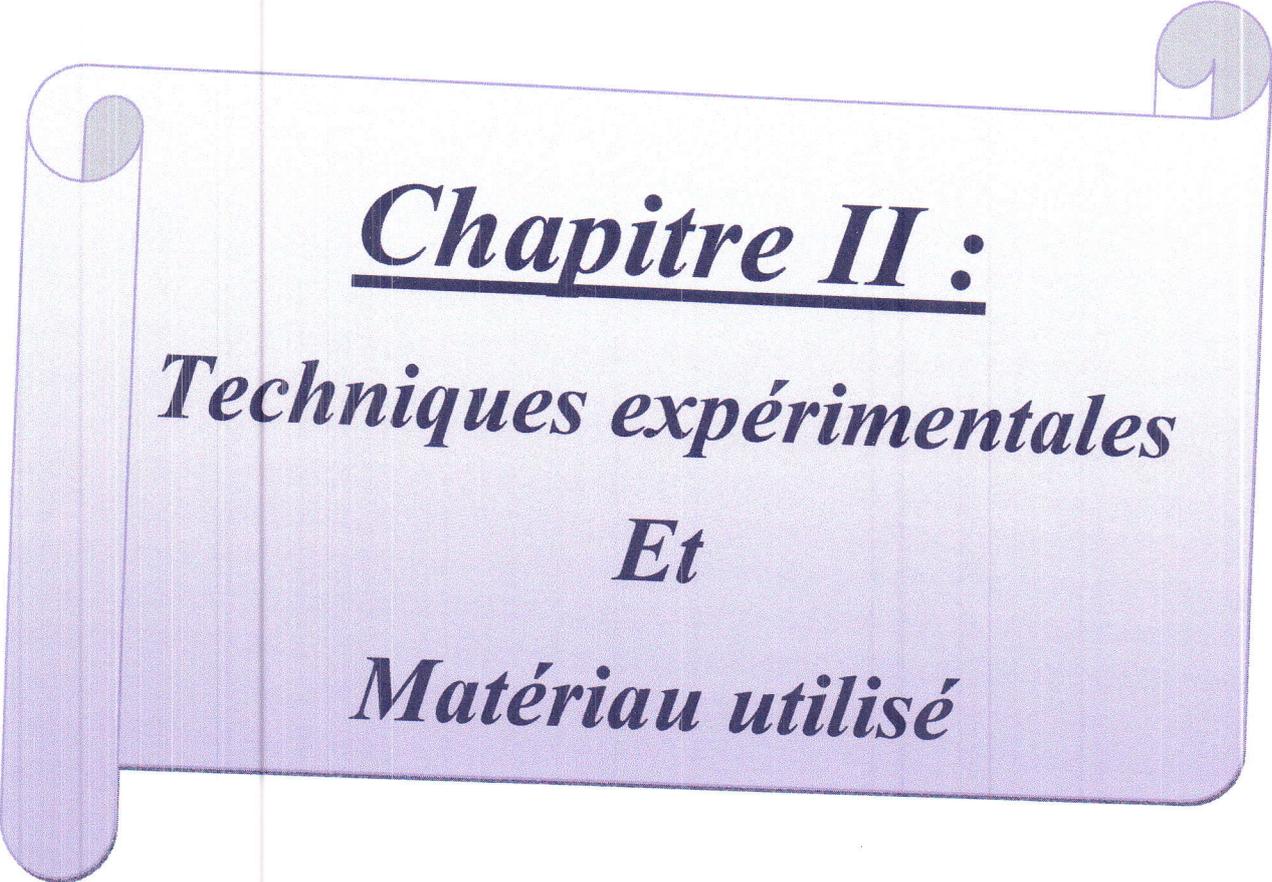
La phase présente une structure CFC, avec un paramètre de réseau $a=0.639\text{nm}$ [1].

I-7 Alliage avec un excès de Si :

Les alliages d'aluminium de la série 6000 peuvent contenir un excès de silicium en plus de la quantité nécessaire pour former Mg_2Si [1]. Concernant les premiers stades de précipitation, il semble que l'on puisse considérer que le silicium en excès joue un rôle similaire à celui du cuivre. En effet, les alliages à excès de silicium ont un pic de dureté supérieur aux alliages dits stœchiométriques [1].

D'après certains auteurs, la décomposition de la solution solide sursaturée dans les alliages Al-Mg-Si contenant un excès de silicium entraîne des modifications dans la composition et la densité de la phase durcissante métastable β'' , [1,9].

Le rapport Mg/Si dans la phase β'' pour un alliage d'équilibre est proche de 1.73, alors que pour un alliage en excès de silicium il est d'environ 1,1 est même plus bas [1].



Chapitre II :
Techniques expérimentales
Et
Matériau utilisé

Introduction :

Dans ce chapitre nous allons présenter l'alliage objet de notre travail, les traitements thermiques que nos échantillons ont subirent, la procédure de préparation des échantillons et les techniques de DSC et de la diffraction des rayons X.

II-1. Alliages étudiés :

Le matériau dont nous disposons est un alliage d'aluminium type Al-Si-Mg (série 6000), destiné à l'industrie automobile.

La composition chimique est présentée au tableau II.1 :

Tableau II.1 composition de l'alliage (wt%)

	<i>Si</i>	<i>Mg</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Cr</i>	<i>Cu</i>	<i>Al</i>
(wt%)	1.195	0.587	0.480	0.231	0.112	0.030	97.365

C'est un alliage contenant un excès de Silicium. Cet excès est calculé en utilisant la relation

$$\text{Excess Si} = (\text{wt\% in alloy}) - \left[\left(\frac{\text{wt\% Mg}_{\text{in alloy}}}{1.73} \right) \right] - \left[\left(\frac{\text{wt\% Fe}_{\text{in alloy}}}{1.73} \right) \right] - \left[\left(\frac{\text{wt\% Mn}_{\text{in alloy}}}{1.73} \right) \right] \quad (\text{II.1})$$

$$\text{Excess Si} = 1.195 - \left[\left(\frac{0.587}{1.73} \right) \right] - \left[\left(\frac{0.231}{1.73} \right) \right] - \left[\left(\frac{0.480}{1.73} \right) \right] = 0.6 \text{ wt \%} [4, 12].$$

II-2. Préparation des échantillons :**II.2.1 Forme des échantillons :**

Chaque technique expérimentale nécessite des échantillons de forme particulière et dans un état particulier.

- Pour l'étude calorimétrique il nous faut des cylindres d'environ 2mm de diamètre et de 3 à 4mm de hauteur et ayant une masse de 50mg. Pour la

référence nous avons utilisé de l'aluminium pur de masse équivalente à l'échantillon.



Figure II-1 : la forme de l'échantillon utilisé pour la DSC

- Pour la diffraction X, nous avons utilisé des échantillons sous forme parallélépipédiques. En tenant compte que le plus important est d'avoir une surface plane donc bien polie.



Plan de diffraction

Figure II.2: la forme de l'échantillon utilisé pour la DRX

II-2.2 Tronçonnage :

Lors de l'étape de tronçonnage, il est impératif de ne pas modifier la structure du matériau à examiner, c'est dans ce sens que nous avons utilisé de l'eau comme liquide de refroidissement. On utilisait une micro-tronçonneuse de marque metkon, la MICRACUT 151, équipée d'un disque en diamant.



Figure II.3 : Micro-tronçonneuse de type MICRACUT 151

II-2.3 polissage :

Le polissage consiste à rendre la surface plane et brillante. Le polissage mécanique a été effectué avec du papier abrasif de différentes granulométries. A la fin de l'opération les échantillons ont été nettoyés avec du méthanol.



Figure II.4 : polisseuse métallographique

II-2.4 balance électronique :

Pour la DSC il est nécessaire de connaître la masse des échantillons, c'est pour cela qu'on a utilisé une balance électronique. Le principe de fonctionnement de ces balances repose sur les variations des caractéristiques électriques de certains matériaux lorsqu'ils sont soumis à des compressions mécaniques, selon la plus petite masse qu'elles peuvent mesurer.

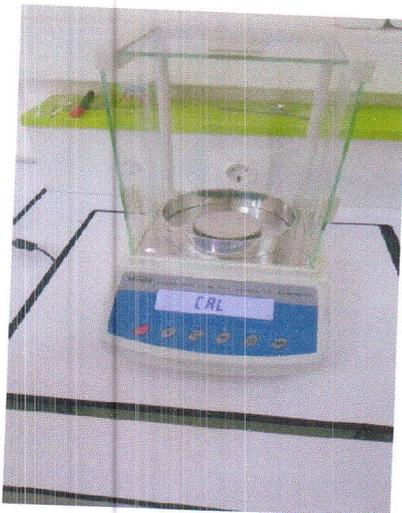


Figure II.5 : balance électronique

II-3 Traitements thermiques :**II-3.1 Traitement de mise en solution :**

Il consiste à chauffer l'alliage à une température suffisamment élevée, mais inférieure à la température de fusion pour dissoudre les composés intermétalliques et obtenir une solution solide sursaturée en atomes de soluté. Pour le cas de notre alliage, différents auteurs ont adoptés la température de 540°C, la température de fusion de l'aluminium pur est de 660°C. Le temps de maintien est d'une (01) heure. D'après la littérature, c'est un temps suffisamment acceptable pour avoir une solution solide homogène.

II-3.2 Trempe :

Cette opération consiste à refroidir l'alliage suffisamment rapidement pour figer la structure obtenue à haute température.

- ◆ Les traitements thermiques ont été réalisés dans un four tubulaire de marque Nabertherm.

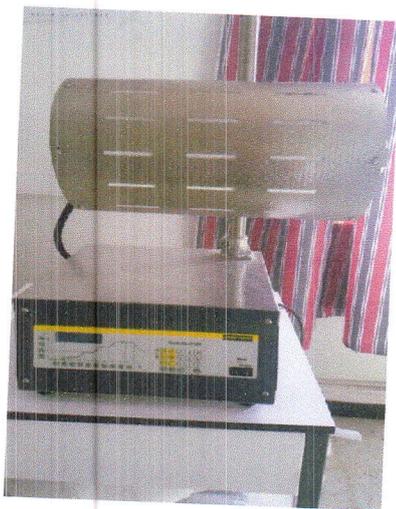


Figure II.6 : Four tubulaire qui à servi au traitement thermique

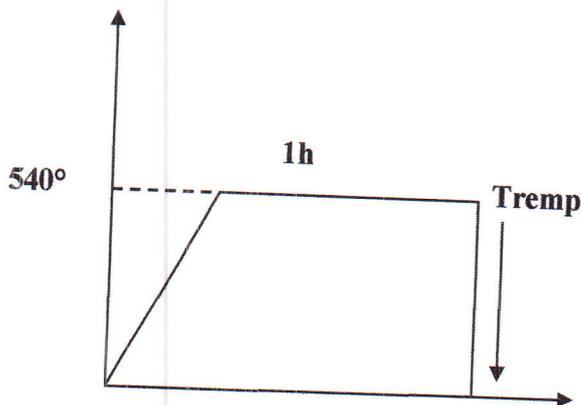


Figure II.7 : Cycle de traitement thermique

II-4 Techniques expérimentales utilisées :

II-4.1 Analyse calorimétrique différentielle à balayage (DSC) :

L'analyse calorimétrique différentielle à balayage (ou différentiel scanning calorimetry DSC).

Lors du chauffage d'un matériau des transformations de phases peuvent apparaître. Les transformations de phases sont accompagnées respectivement d'un dégagement ou d'une absorption de chaleur lorsqu'on a formation ou dissolution de la phase. Dans ce cas on obtient une courbe DSC contenant des pics, exothermique (pour la formation de la phase) et endothermique (pour la dissolution de la phase).

Cette technique de DSC peut donc permettre l'étude de la cinétique de précipitation. Elle a été largement utilisée pour les alliages d'aluminium.

L'analyse calorimétrique différentielle mesure la différence de flux de chaleur entre l'échantillon et une référence en fonction de la température ou du temps au cours d'un cycle thermique programmé. Une différence de température est mesurée entre l'échantillon et la référence à l'aide de thermocouples.

La calorimétrie est basée sur la loi suivante de la thermodynamique :

$$\Delta U = mC_p\Delta T$$

Si un corps de masse m et ayant une chaleur spécifique C_p voit sa température varier de ΔT , il aura un gain ou une perte de chaleur en fonction du signe de ΔT .

L'appareil de DSC consiste donc à enregistrer la variation du flux de chaleur (ΔU) en fonction de la température T . ΔT étant la différence de la température entre l'échantillon et la référence à un temps T . mC_p est une constante pour un échantillon de masse m contenue d'avance et C_p est une constante qui dépend de la nature du matériau.

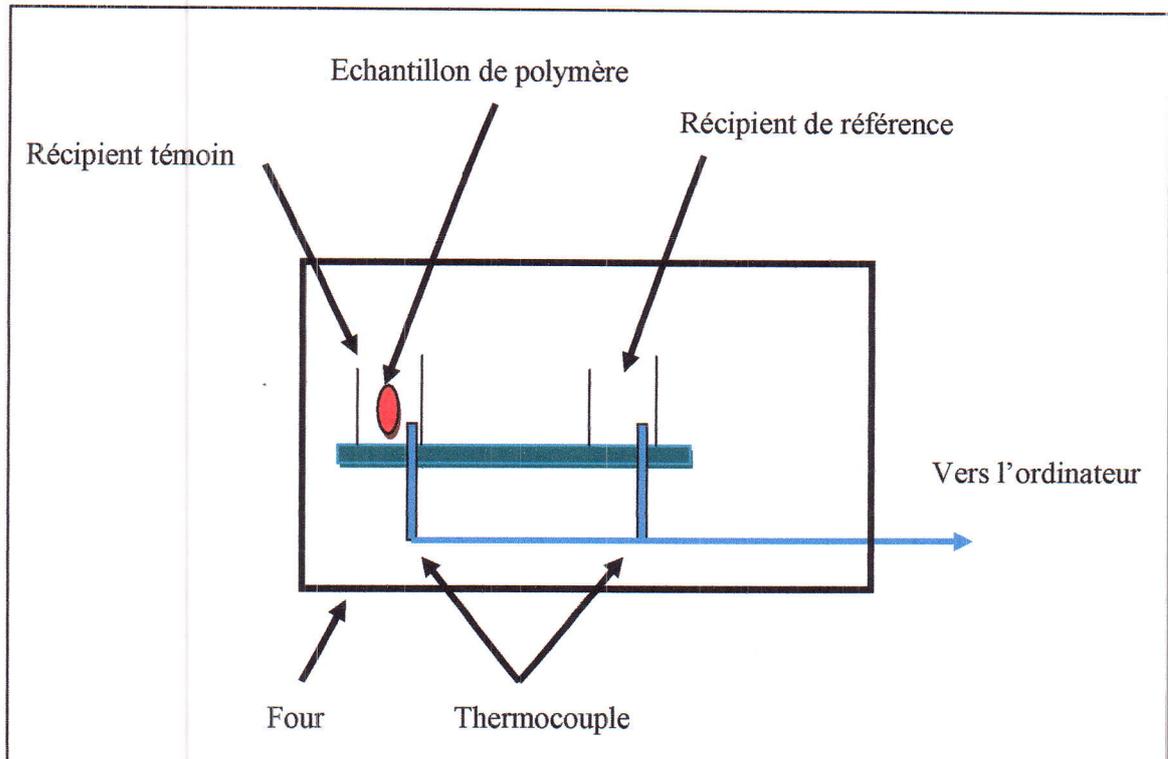


Figure II.8 : Schéma de principe d'un appareil de calorimétrie différentielle à balayage

Dans ce travail la DSC utilisée est de type LABSYS evo de marque setaram cet appareil possède une interface reliée à un ordinateur.



Figure II.9 : L'appareil d'analyse calorimétrique différentielle à balayage DSC de type LABSYS evo.

II-4.2 Diffraction des rayons X :

La diffraction de rayon X nous aide à confirmer l'obtention de transformation de phase ou de précipitation grâce à la connaissance des distances interarticulaires d_{hkl} , le diffractomètre donne une série de pics à des intensités variables correspondant à l'angle de diffraction.

II-4.2.1 Loi de Bragg :

L'interaction rayons X-échantillon donne un rayonnement diffusé l'interférence de ce rayonnement diffracté est enregistré dans un diffractogramme qui donne l'intensité $I(\theta)$ en fonction d'un angle de diffraction 2θ . θ est l'angle de Bragg.

L'angle d'incidence θ correspond à un angle de Bragg pour la longueur d'onde fixée. Le pic de diffraction dont on mesure l'intensité correspond à la diffraction d'un plan cristallographique. Toutes les raies des plans diffractés vérifient la relation de Bragg.

Les conditions nécessaires à cette interférence constructive sont données par la loi de Bragg :

$$2 d_{hkl} \sin \theta = n\lambda$$

n : Ordre de la diffraction,

λ : Longueur d'onde du faisceau de rayons X,

d_{hkl} : Distance réticulaire,

θ : Angle d'incidence des rayons X.

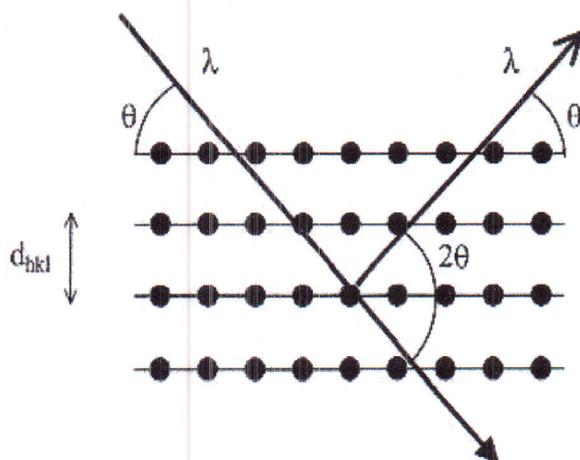


Figure II.10 : Famille de plan cristallins en condition de Bragg

II-4.2.2 Intensité de raies de diffraction :

Les positions et intensité des raies de diffraction de la plupart des matériaux connus ont été étudiés et sont répertoriés dans des bases de données. La comparaison d'un diffractogramme expérimental avec ces données permet de retrouver la nature de chaque phase constitutive de l'échantillon.

Des logiciels sont aujourd'hui utilisés et permettent d'analyser quantitativement les spectres de diffraction et d'en faciliter une exploitation

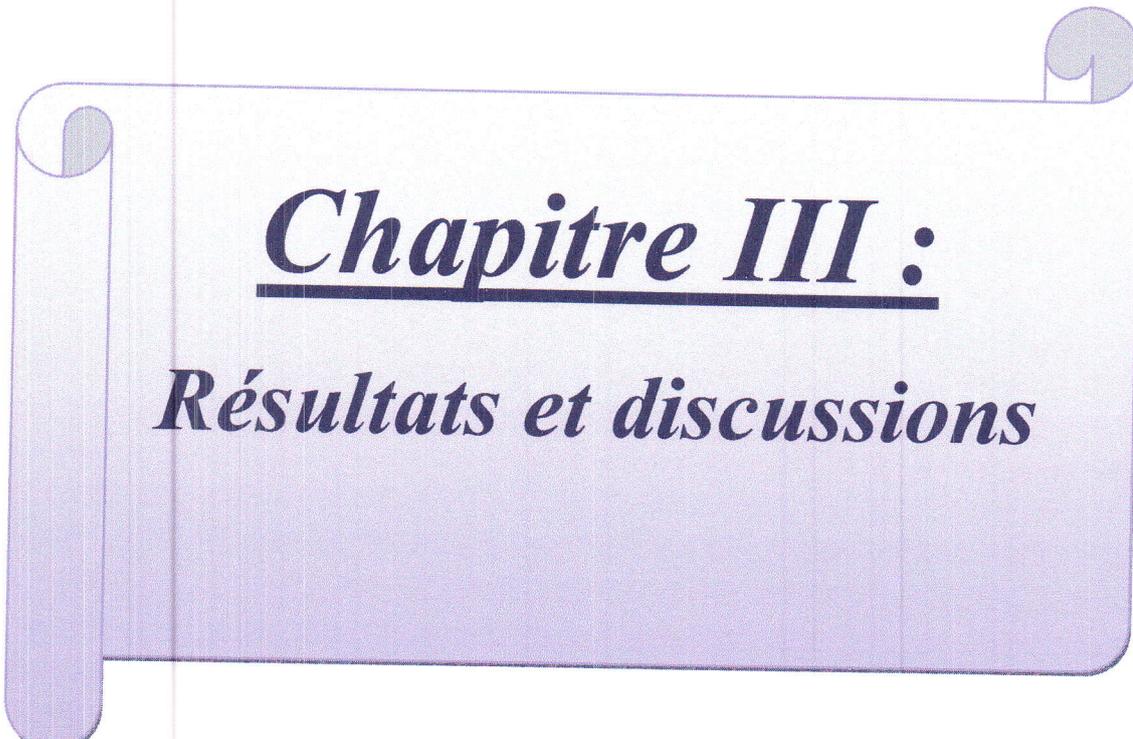
précise grâce à leur comparaison automatique à des bases de données cristallographiques.

Dans notre étude, nous avons utilisé un diffractomètre type PANalytical EMPYREAN opérant à géométrie Bragg-Brentano.

La source du rayon X produite par une anticathode en cobalt avec deux longueurs d'onde ($\lambda_{k\alpha 1} = 1.7890100 \text{ \AA}$ et $\lambda_{k\alpha 2} = 1.7929000$) les diffractogrammes de DRX des échantillons ont été enregistrés pour 2θ comprise entre 10° à 100° .



Figure II.12 : Le diffractomètre utilisé de type : PANalytical EMPYREAN



Chapitre III :
Résultats et discussions

Introduction

Dans ce chapitre, nous allons déterminer la séquence de précipitation de notre alliage. Nous allons étudier l'évolution cristallographique de notre alliage en fonction de la formation de la phase β'' . Ces résultats seront discutés.

III.1 Microstructure de notre alliage :

La microstructure de notre alliage est constituée de grains allongés conséquence de l'extrusion et de précipités aux joints de grains et intra grains (fig. III.1). La figure III.2 montre qu'on peut avoir à une température $T = 280^\circ\text{C}$, la coexistence des phases β'' et β' .

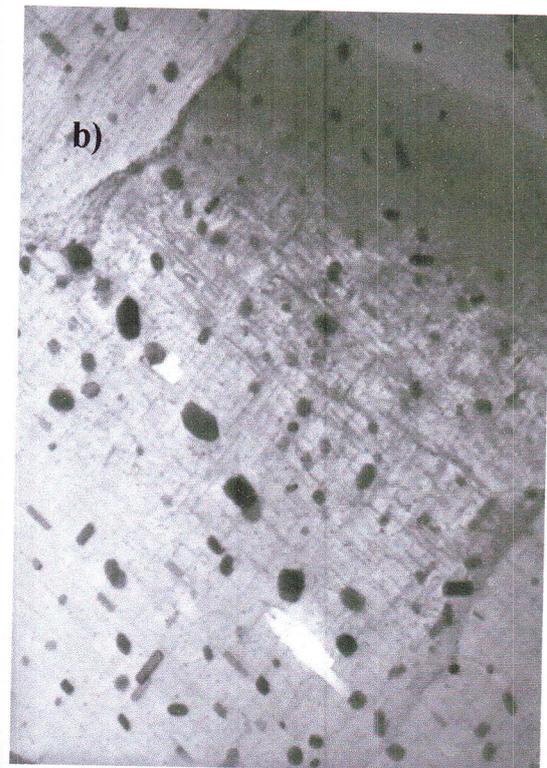
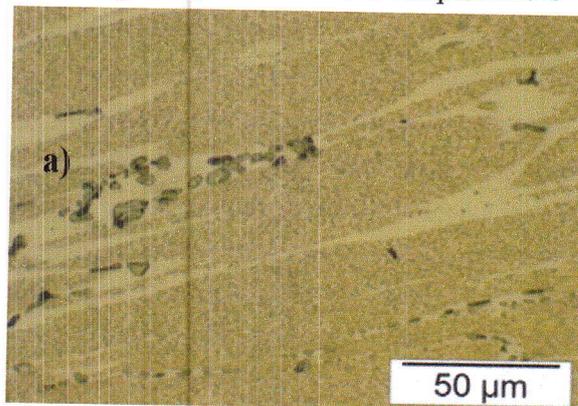
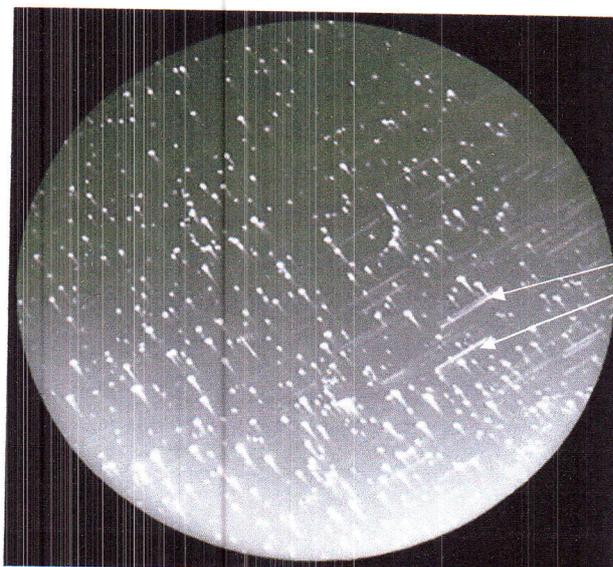


Figure III.1 : Microstructure de notre alliage.

a) Micrographie de l'état homogénéisé obtenue par microscopie optique. Daoudi et al.

b) Micrographie de l'état obtenu à $T=280^\circ\text{C}$, obtenue par MET. Daoudi et al.



β''

Figure III.2 : Micrographie MET de notre alliage trempé à $T = 280^\circ\text{C}$, obtenue en fond noir (FN). Etat Coexistence des phases β'' et β' . Daoudi et al.

III-2. L'analyse par DSC de l'état homogénéisé:

L'analyse par cette technique, permet l'obtention d'une courbe constituée de pics exothermique et (ou) endothermique correspondants respectivement à la dissolution et (ou) la formation des phases susceptibles d'apparaître dans le matériau.

Après la découpe et le polissage de l'échantillon, ce dernier subit un traitement thermique de mise en solution à 540°C pendant une heure suivi d'une trempe à l'eau. L'échantillon est soigneusement pesé grâce à une balance électronique de haute précision. Connaître la masse est une condition déterminante pour la DSC.

La masse de l'échantillon $m = 53,05\text{mg}$.

Dans notre cas, nous avons effectué un chauffage jusqu'à 540°C suivi d'un refroidissement vers l'ambiante. La vitesse de chauffage et de refroidissement est de 10°C/mn.

Nous avons choisi une référence d'aluminium pur de masse $m_{Al\text{ pur}} = 53,15\text{mg}$, très proche de la masse de notre échantillon.

La figure III.3 montre la courbe DSC obtenue.

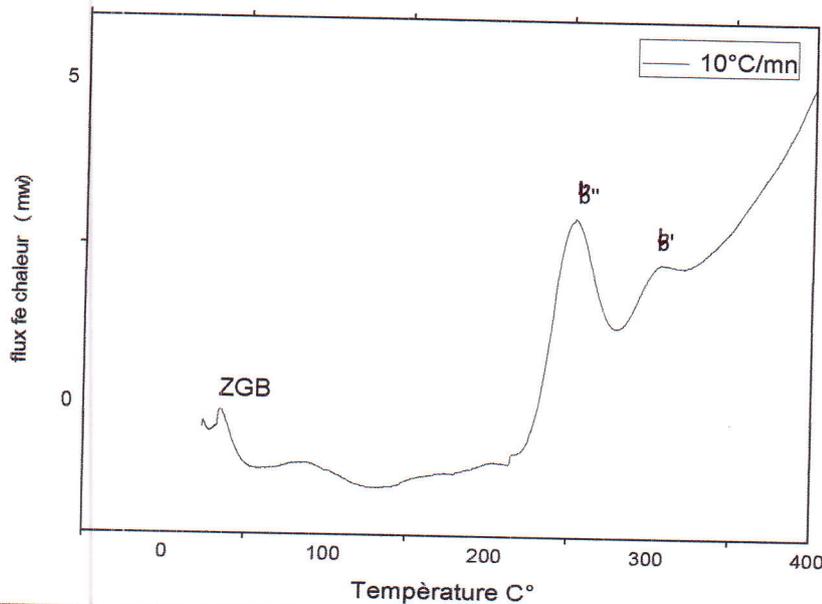


Figure III.3 : Courbe DSC obtenue pour l'alliage Al-Si-Mg extrudé chauffé à une vitesse de 10°C/mn

L'interprétation des différents pics est faite, à la lumière de la littérature, comme suit :

- ❖ Le premier pic obtenu à 90 C° indique les premiers stades de précipitation par la formation des zones GP.
- ❖ Le 2ème pic situé à 240C° traduit la précipitation de la phase durcissante β'' .
- ❖ La précipitation de la phase β' est indiquée par le pic numéro 3.

On remarque qu'il y a un chevauchement entre les pics 2 et 3 qui peut être expliqué par le fait qu'à une température donnée les deux phases β' et β'' se forment en même temps.

D'habitude dans cet examen pour le même alliage, la courbe montre la présence de cinq pics exothermiques correspondant à la précipitation de phases et trois pics endothermiques traduisant la dissolution de ces phases, mais sur cette courbe le pic de Si en

Excès et le pic de phase stable β n'apparaissent pas ; sûrement à cause de la dérive de la courbe (à partir de 350°C) due au mauvais étalonnage de l'appareil.

Intéressons-nous à la phase β'' . L'analyse de la courbe précédente (figure III.3) permet de déterminer le pic relatif à la formation de la phase β''

Le domaine d'existence de cette phase est déterminé :

T_1 : Température du début de transformation

T_2 : Température de la fin de transformation

T_m : Température de pic

Tableau III.1 : Les températures de la formation de la phase métastable β'' par DSC

Vitesse de chauffage (°C/mn)	T_1 °C	T_m °C	T_2 °C
10	216.07	240.14	280.16

On remarque que le signal de la phase β'' est le plus intense, car en générale c'est la phase quantitativement la plus importante.

Les résultats obtenus par DSC confirment la partie de la séquence de précipitation qui nous intéresse. Nous avons complété la séquence en tenant compte de la littérature pour le même alliage Al-Mg-Si.

$\alpha(sss) \rightarrow$ Amas de solutés \rightarrow ZGB \rightarrow $\beta'' (Mg_5Si_6) \rightarrow$ $\beta' (Mg_9Si_5) \rightarrow$

III.3. Détermination de la fraction transformée de la phase β'' :

La fraction transformée est obtenue à partir des courbes DSC par l'intégration de la zone de surface sous les pics exothermiques de la phase formée β'' . La ligne de base est primordiale pour ce calcul. La figure III.2 montre le pic de formation de la phase β'' et la ligne de base correspondante.

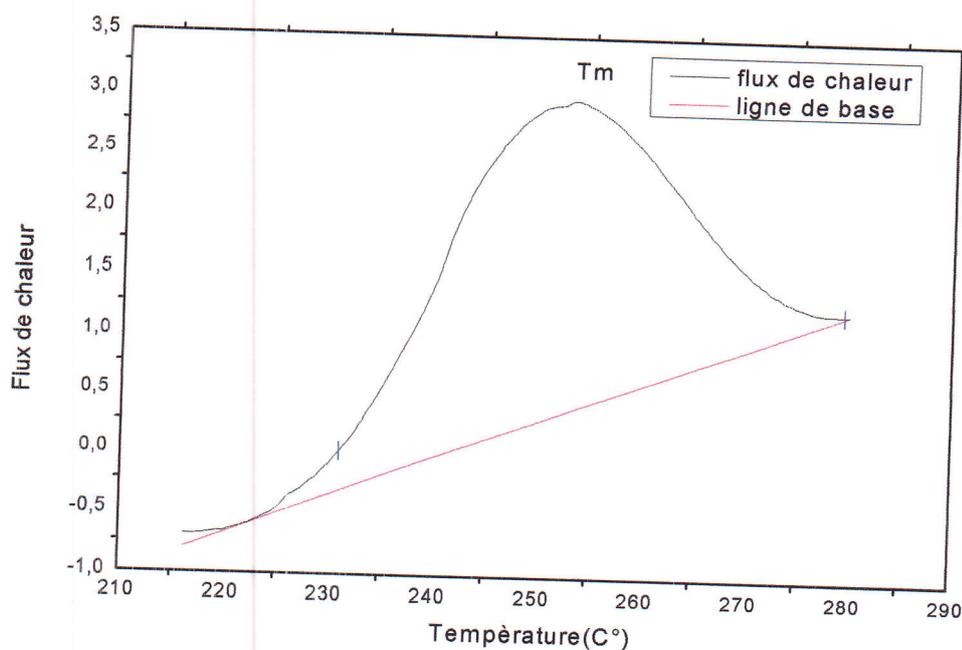


Figure III.4 : Pic de la phase β''

Tel que la fraction α transformée à n'importe qu'elle température T soit donnée comme suit :

$$\alpha = \frac{S_T}{S_{tot}}$$

S_{tot} : La surface totale des pics dans l'intervalle $[T_1, T_2]$.

S_T : La surface partielle des pics exothermiques entre la température T_1 , T

La fraction transformée de la phase β'' est présentée sur la figure III.5.

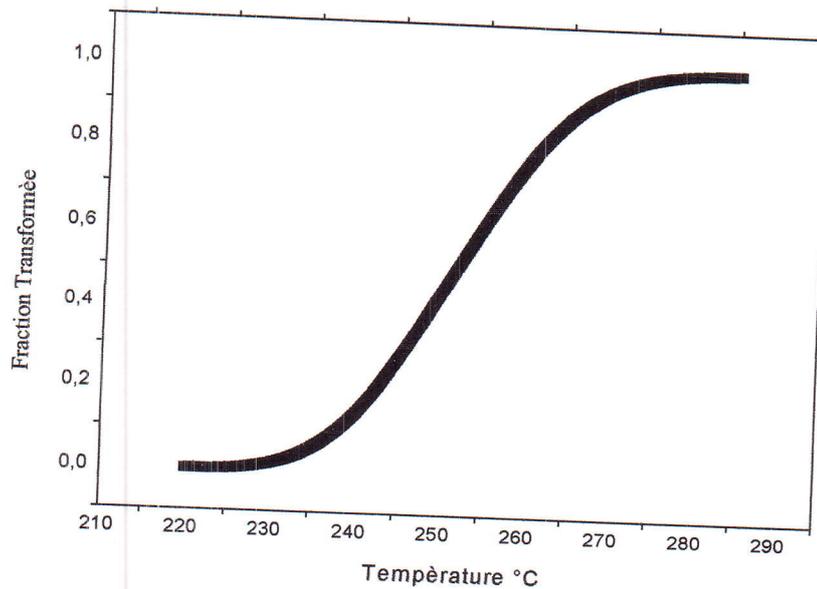


Figure III.5 : Fraction transformée α de la phase β'' obtenue pour une vitesse de chauffage de $10^\circ\text{C}/\text{mn}$

III.4. Analyse par DRX de l'état homogénéisé :

Le diffractogramme des rayons X obtenu à partir d'un échantillon de notre alliage homogénéisé à 540°C pendant 1 heure suivi d'une trempe à l'eau est représenté sur la figure III.6.

Notre alliage présente une matrice d'aluminium, donc il serait évident que le diffractogramme de rayons X montre les pics de l'aluminium.

L'identification et l'indexation du diffractogramme se fait sur la base de la loi de Bragg :

$$2 d_{hkl} \sin \theta = n\lambda$$

L'aluminium possède une structure CFC. D'après la loi de Bragg on peut déterminer la distance interréticulaire d_{hkl} .

Les d_{hkl} et le paramètre de maille a sont reliés par la relation suivante :

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad a = d_{hkl} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$$

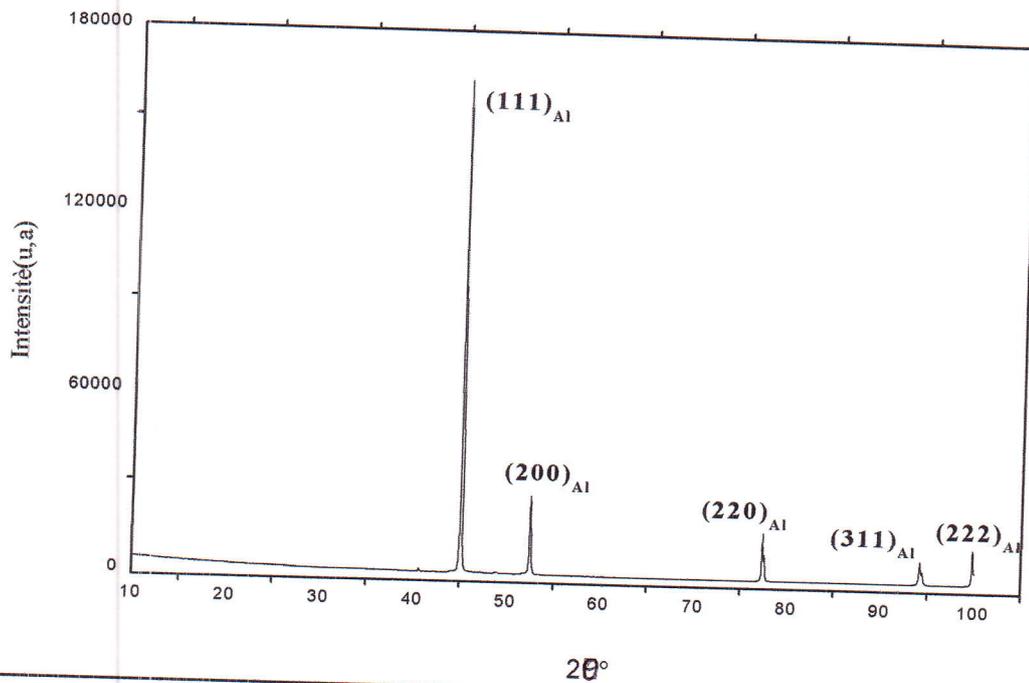


Figure III.6 : Un diffractogramme de rayons X de l'alliage Al-Mg-Si homogénéisé à 540°C

Les h_i, k_i et l_i sont de même parité.

En appliquant cette relation à tous les d_{hkl} obtenues, on peut déterminer les N ($N = \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$) et le paramètre de maille correspondant.

On remarque aussi sur les diffractogrammes que les pics sont dédoublés à cause de l'existence de deux longueurs d'ondes K_{α_1} et K_{α_2} .

Tableau III.2 : les valeurs expérimentales ($2\theta, d_{hkl}, hkl, a$)

2θ	θ	$\sin\theta$	d_{hkl}	hkl	N	Parèmetre de maille(Å)	La valeur moyenne du paramètre de maille a(Å)
45.08567	22.54283	0.38337	2.33324	111	1.73205	4.04129	a= 4.04637 Å
52.52167	26.26083	0.44245	2.02167	200	2	4.0433	
77.36467	38.68233	0.62500	1.43120	220	2.82842	4.04805	
94.21267	47.10633	0.73261	1.22097	311	3.31662	4.04949	
99.84167	49.92083	0.76515	1.16905	222	3.46410	4.04970	

III.4.1. Variation du paramètre de maille :

Pour notre alliage mis en solution le paramètre de maille est donc de $4,0463 \text{ \AA}$, on remarque une légère diminution par rapport à celui de l'aluminium pur, $4,04950 \text{ \AA}$. Donc le fait de mettre en solution solide le matériau, son paramètre de maille diminue. C'est l'effet de l'introduction majoritaire de Si et du Mg dans la maille d'Al.

III.4.2. Comparaison entre les tailles des atomes d'Al, Si et Mg :

Le tableau III.3 compare les tailles atomiques des principaux éléments chimiques de notre alliage.

Tableau III.3 : les valeurs de rayon atomique d'Al, Mg et Si

Atome	Mg	Al	Si
Rayon atomique Å	1,60	1,43	1,32

On peut voir que la taille de l'atome d'aluminium est supérieure de 8 % par rapport à celle du silicium, par contre elle est inférieure de 10 % par rapport à celle du magnésium. En conclusion, la différence des rayons atomiques entre Al et Si et Al et Mg est inférieure de 15%.

Tenant compte de la première règle de Hume-Rothery (ou règle du rayon atomique) on peut dire que nous sommes en présence d'une solution solide de substitution de Mg et Si dans une matrice d'Al.

Le fait que le paramètre de maille de notre échantillon à l'état homogénéisé a diminué par rapport à celui de l'aluminium pur montre que probablement dans la maille de l'état homogénéisé le silicium s'est substitué à l'aluminium en un nombre plus important que le magnésium. La maille de la matrice d'aluminium de l'état homogénéisé contient probablement plus de silicium que de magnésium.

III.4.3 Evolution cristallographique de notre alliage en fonction de la formation de la phase β'' :

Grace à la DSC, on a pu avoir le domaine d'existence de la phase β'' entre $T_1 = 216$ et $T_2 = 280^\circ\text{C}$.

La phase β'' de formule stœchiométrique Mg_5Si_6 est formée par des atomes de Mg et Si qui sont puisés de la matrice d'aluminium homogénéisée. L'appauvrissement de la matrice au cours du chauffage fera en sorte à ce que la maille change de dimension donc le paramètre de maille va changer. L'évolution du changement du paramètre pourrait nous renseigner indirectement sur le processus de formation de la phase β'' .

Afin de voir cette évolution on a choisi des températures T appartenant au domaine de formation de la phase β'' . Pour mieux comprendre ce qui se passe-t-on va aussi choisir des températures en dehors de ce domaine. Pour chaque température ; la DRX nous fournira le paramètre de maille de la matrice d'aluminium de l'échantillon considéré.

Pour se mettre dans les mêmes conditions que la DSC, chaque échantillon subit une trempe à l'eau après mise en solution à 540°C pendant 1 heure. Par la suite, l'échantillon est chauffé au four avec une vitesse de $10^\circ\text{C}/\text{mn}$ (identique à celle utilisée en DSC). Une fois la température T atteinte, on le trempe à l'eau pour figer la structure atteinte (fig. III.7).

L'échantillon dans ce cas est prêt à l'examen au DRX, après un léger polissage.

Les températures choisies sont : 150, 180, 216, 230, 240, 260, 280, 300 et 316°C .

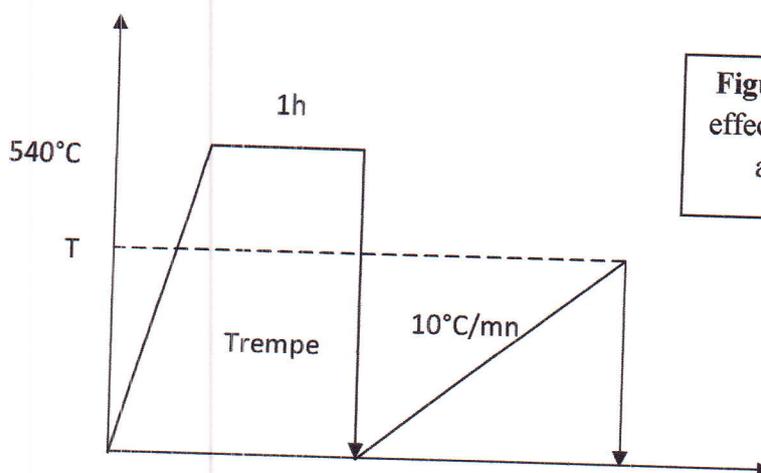


Figure III.7 : Cycle thermique effectué par chaque échantillon, avant de passer au DRX

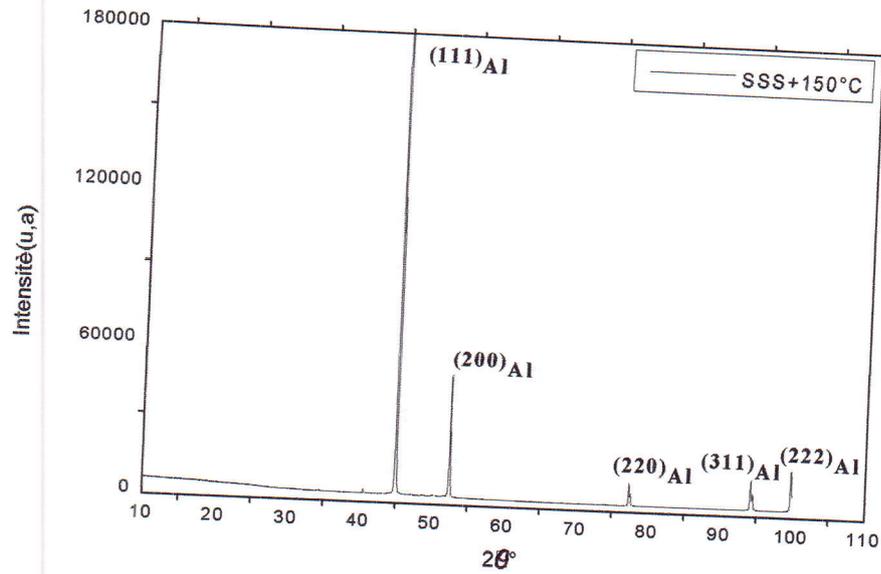


Figure III.8 : Un diffractogramme d'alliage Al-Mg-Si à 150°C

On fait la même chose pour les autres températures, et on détermine à chaque fois le paramètre de maille.

Les diffractogrammes obtenus sont présentés sur la figure (III.9, III.10)

Les paramètres de maille obtenus pour chaque état sont résumés au tableau III.4.

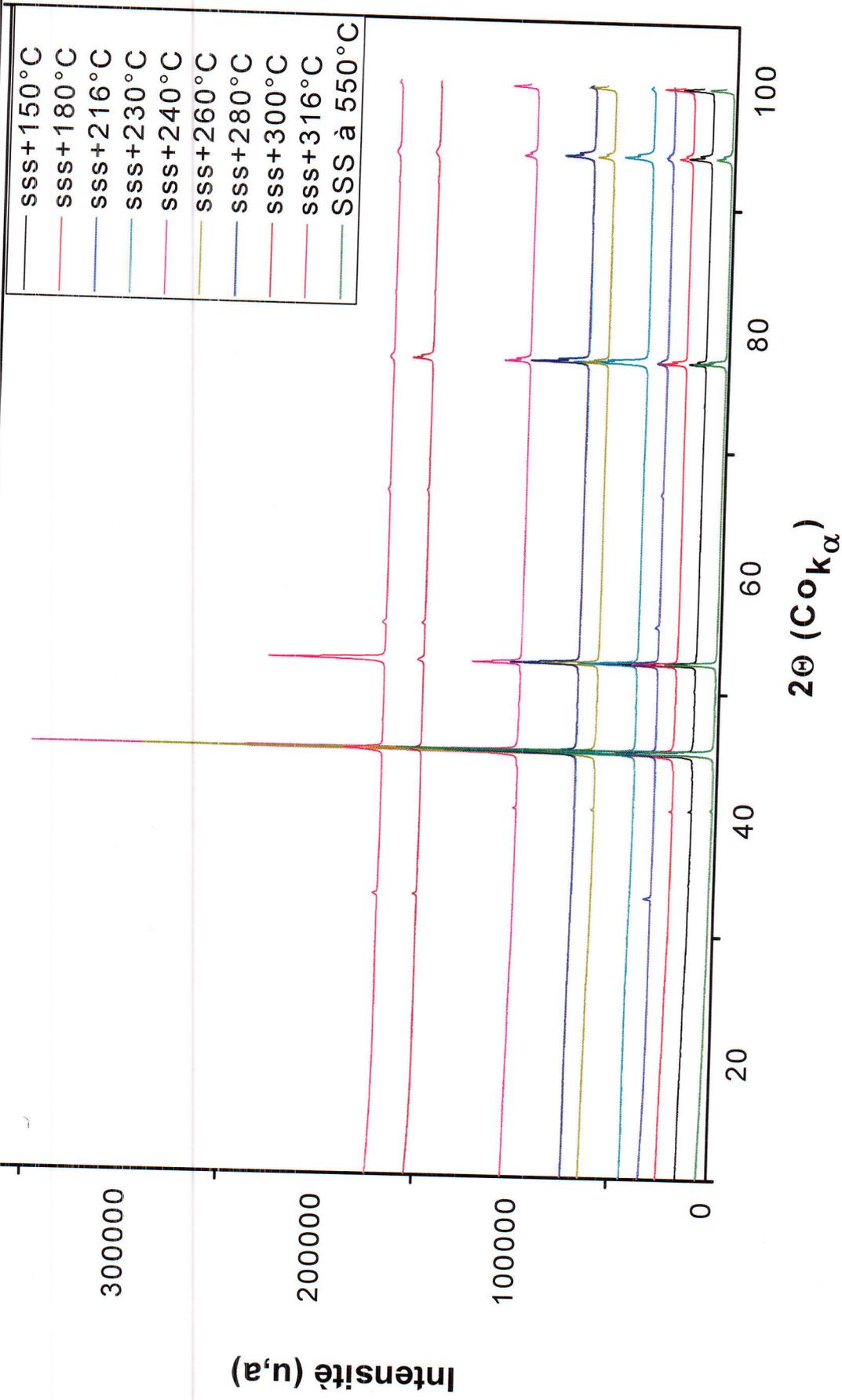


Figure III.9 : Diffractogramme de tous les états de notre alliage

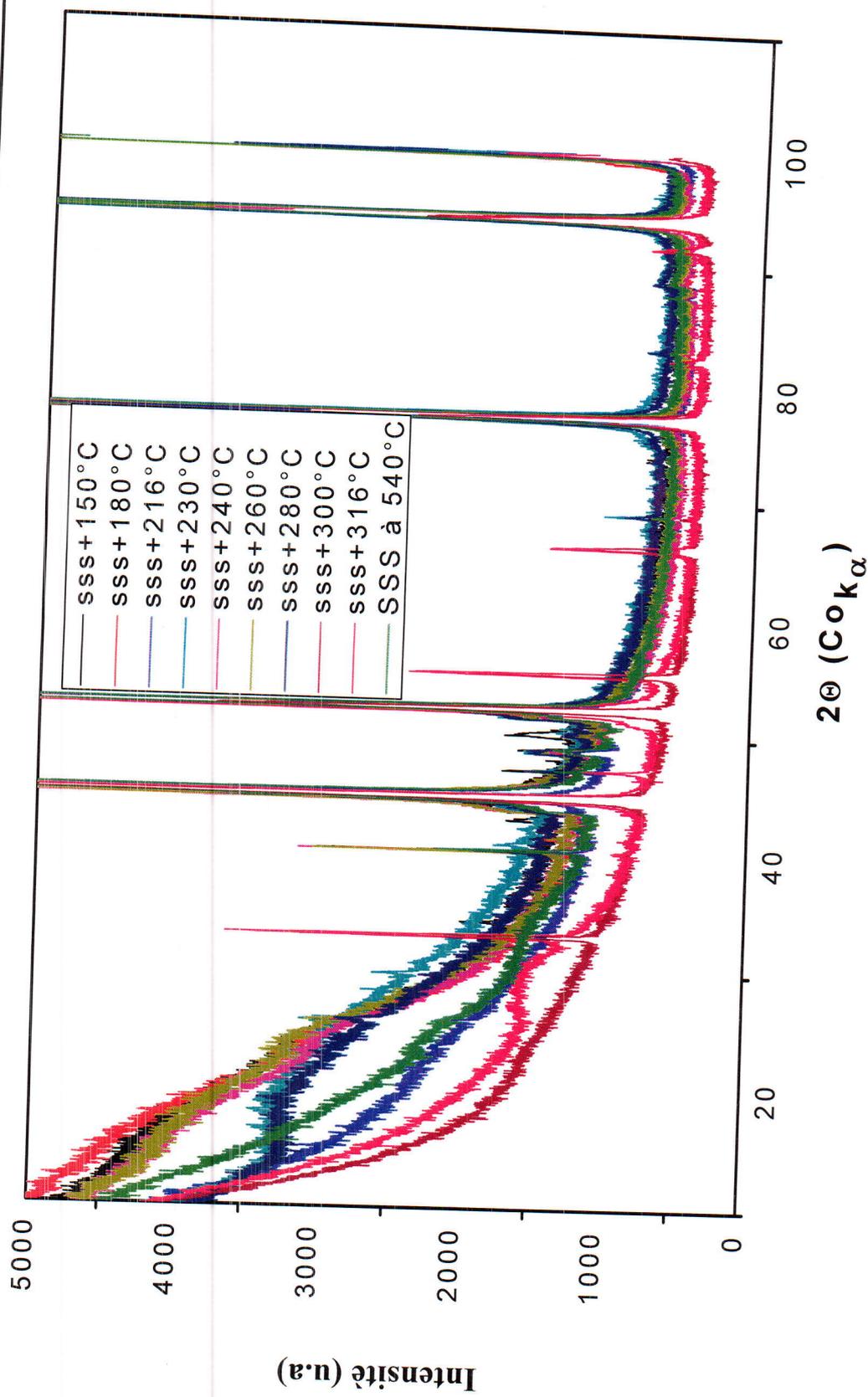


Figure III.10 : Diffractogramme de tous les états de notre alliage

Sur les différents diffractogrammes, on remarque qu'en plus des pics de l'aluminium, nous avons une série d'autres pics. Ces pics ont été identifiés et attribués par Daoudi et al, à la phase évidente sur les micrographies optique et MET (fig. III.1) présente aux joints et à l'intérieur des grains.

La diffraction des rayons X (fig. III.6 et 8) montre que ces précipités sont stables thermiquement, donc cette phase ne change pas au cours de notre chauffage. Il est donc fort probable qu'elle ne contribue pas à l'évolution du paramètre de maille.

Tableau III.4: Paramètres de maille des différents états

Température (°C)	Paramètre de maille (Å)
Etat mis en solution	4.04628
150	4.04802
180	4.04877
216	4.04857
230	4.04896
240	4.04988
260	4.05038
280	4.04819
300	4.04883
316	4.04850

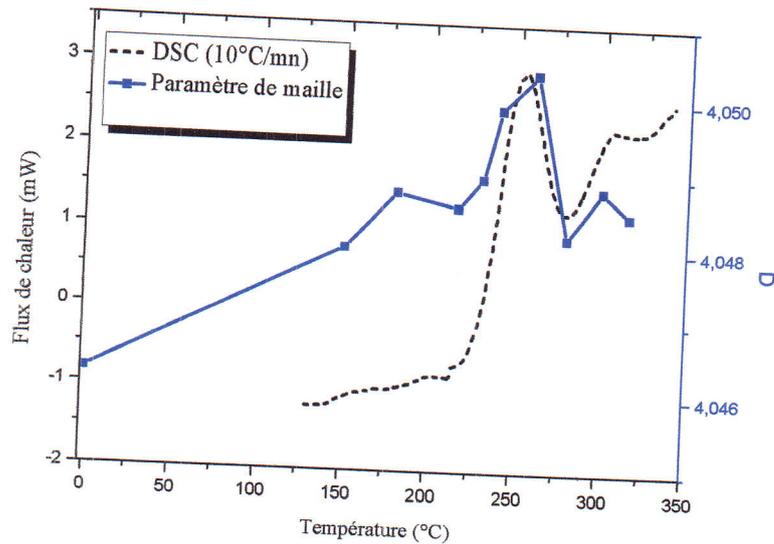


Figure III.11 : Evolution du paramètre de maille en fonction de la température en tenant compte de la courbe DSC.

On remarque qu'en générale le paramètre de maille augmente avec la température T . Au point $T = 216^\circ\text{C}$, on a une diminution pour reprendre l'ascendance jusqu'à $T = 280^\circ\text{C}$ où le paramètre de maille amorce une diminution disant perturbée.

Nous partons d'une solution solide d'Al-Si-Mg (état homogénéisé), la maille de Al dans ce cas contient probablement beaucoup de Si.

Le paramètre de mailles des états qui nous intéresse (entre 216 et 260°C) augmente, probablement la matrice est en train de s'appauvrir en Si qui sert à la formation de la phase (Mg_5Si_6) gourmande en Si.

On peut aussi remarquer sur la figure III.11, qu'à partir de $T = 260^\circ\text{C}$ le paramètre de maille commence à diminuer. Il est intéressant de noter qu'à partir de cette température, la DSC montre que les pics des deux phases métastables β'' et β' interférents. La phase β' contient aussi de l'Al en plus du Si et du Mg, on aura donc des effets contradictoires (apport à la fois d'atomes de différents diamètres), qui expliquent probablement la diminution du paramètre de maille de la matrice.

La figure III.12 montre l'évolution de la fraction de la phase β'' formée en fonction du paramètre de maille de la matrice.

Sur cette figure, on peut voir que globalement le paramètre de maille de la matrice augmente lorsque la fraction de la phase métastable β'' augmente.

Le fait que le paramètre de maille de la matrice diminue est attribué essentiellement à l'appauvrissement de cette maille en Si (qui a le rayon atomique le plus faible) est en accord avec des études qui ont été menées par calcul du premier principe [19, 20], calcul ab initio avec le code VASP, l'approximation de la densité locale (local density approximation ; LDA) et l'approximation du gradient généralisé (generalized gradient approximation : GGA) [21-24].

Ces différentes études ont attribués à la diffusion du Si un rôle primordial dans la formation de la phase métastable.

Des études expérimentales comme celle de Dutta et al. [5] ont relevé le rôle que peut jouer le Si dans la formation de la phase β'' , mais sans donner une justification évidente.

Ce travail est un préambule à l'analyse des résultats obtenus par DRX par la méthode de Reitveld. Cette méthode nous permettra de localiser (par les coordonnées) des différents atomes d'une maille de la matrice d'Al. Le Suivi des atomes par les coordonnées nous fournira une information capitale concernant la formation de la phase métastable β'' .

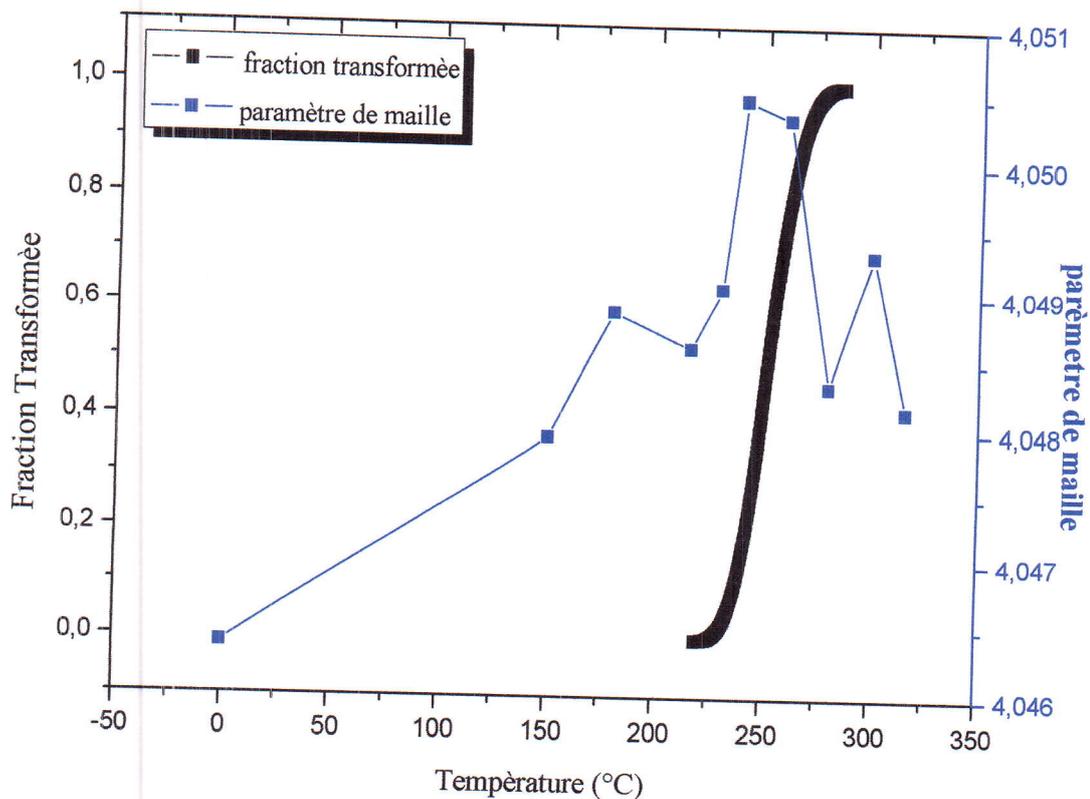
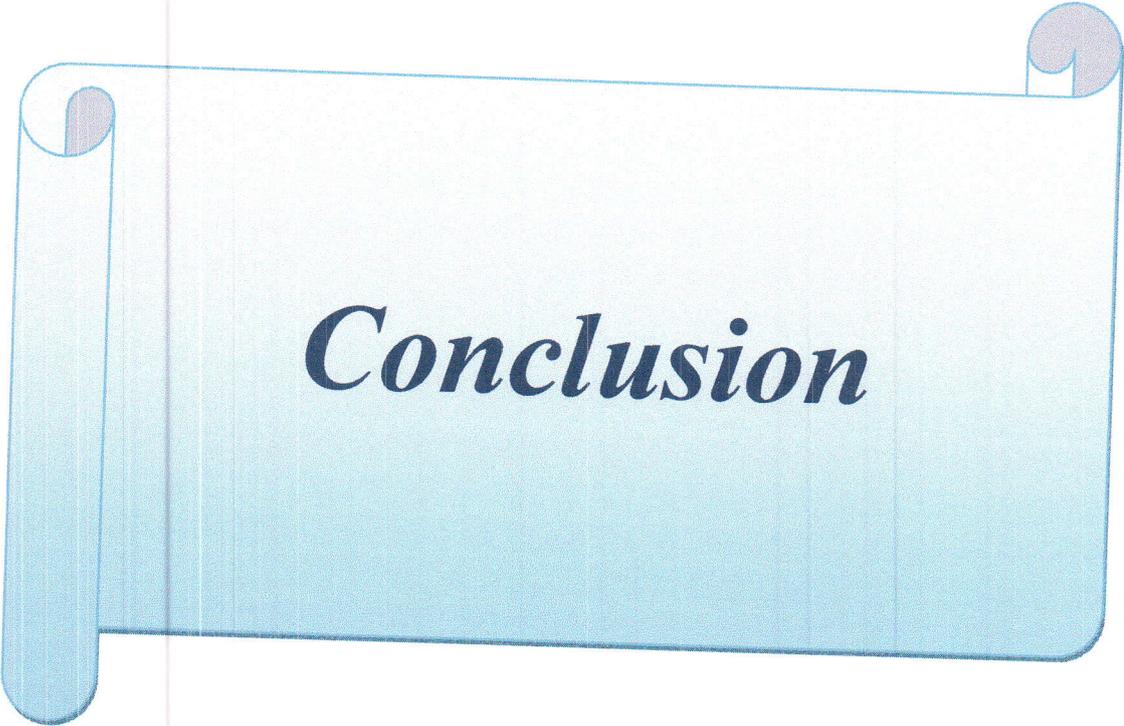


Figure III.12 : La fraction transformée en fonction de paramètre de maille $a(T)$ et $\alpha(T)$



Conclusion

Conclusion

Dans ce travail nous avons confirmé la cinétique de précipitation, surtout par la partie qui nous intéresse ; la phase métastable β'' .

Nous avons déterminé le domaine thermique d'existence de la phase β'' et sa fraction transformée en fonction de la température.

La diffraction de rayons X nous a permis de voir l'évolution du paramètre de maille de la matrice d'aluminium de notre alliage.

En combinant ces deux derniers résultats et en tenant compte de la règle des tailles de Hume-Rothery, on peut dire que probablement la diffusion du Si est le processus le plus important dans la formation de la phase métastable β'' .

Références bibliographiques

- [1] Handbook of Aluminum. V 7, Physical Metallurgy and Processes. Edited by G. E. Totten and D. S. MacKenzie, 2003.
- [2] Robert W. CAHN and Peter HAASEN. Physical metallurgy volume 1 Printed in The Netherlands 1996.
- [3] RASKINA. Rappels atomistiques, structure des métaux, des alliages et des Céramiques Université Médicale Virtuelle Francophone (2009/2010).
- [4] Daoudi.M, Abdelhafid .T, Abdelkrim.R. DSC study of the kinetic parameters of the metastable phases formation during non-isothermal annealing of an Al-Si-Mg Alloy.2010
- [5] Dutta. I and Allen SM. A Calorimetric Study of Precipitation in Commercial Aluminium Alloy 6061. J Mater Sci Let.1991; 10:323-26.
- [6] Matsuda K, Gamada H, Fuji K, Uetani Y, Sato T, Kamio A and Ikeno S .High Resolution Electron Microscopy on the Structure of Guinier Preston Zones in Al-1.6Mass PctMg₂SiAlloy. Metall Mater Trans A.1998;29A:1161-68.
- [7] Mariora C.D., Andersen S.J., Jansen J. and ZandbergenH.W. Atomic Model For GP-Zones In A 6082 Al-Mg-Si System. Acta mater. 49 (2001) 321-328.
- [8] Takeda M, Ohkuba F, Shirai T and Fukui K. Stability of Metastable Phases and Microstructures in the Ageing Process of Al-Mg-Si Ternary Alloys. J Mater Sci.1998,33:2385-90.
- [9] Derlet PM, Andersen SJ, Mariora CD, and Frøseth A. A first-principles study of the β'' phase in Al-Mg-Si alloys. J Phys Cond Matter.2002; 14:4011-24.
- [10] Wahi RP and von Heimendahl M. Occurrence of the Metastable Phase β'' in an Aluminum-Silicon-Magnesium Alloy. Phys Sat Sol (a), 1974; 24:607-12.
- [11] Matsuda K, Naoi T, Fujii, K, Uetani Y, Sato T, Kamio A and Ikeno S. Crystal Structure of the β'' phase in Al-1.0 wt%Mg₂Si-0.4 wt% Si Alloy. Mater Sci Eng.1999;A262:232-237.
- [12] Miao WF and Laughlin DE. Precipitation hardening in aluminum alloy 6022. Scripta Mater.1999; 40(7):873-78.
- [13] Zandbergen HW, Andersen SJ, and Jansen J. Structure Determination of Mg₅Si₆ Particles in Al by Dynamic Electron Diffraction Studies. Science.1997; 277:1221-25.

Références bibliographiques

- [14] Edwards GA, Stiller K, Dunlop GL, Couper MJ. The Precipitation Sequence in Al-Mg-Si Alloys. *Acta Mater.* 1998; 6(11):3893-904.
- [15] Lynch JP, Brown LM and Jacobs MH. Microanalysis of Age-Hardening Precipitates in Aluminium Alloys. *Acta Metall.* 1982; 3:1389.
- [16] Vissers R, van Huis MA, Jansen J, Zandbergen HW, Marioara CD, Andersen SJ. The Crystal Structure of the β' Phase in Al-Mg-Si Alloys. *Acta Materialia.* 2007; 55:3815-23.
- [17] Gupta A.K. Lloyd DJ. Court SA. Precipitation hardening in Al-Mg-Si alloys with and without excess Si. *Mater Sci Eng A.* 2001.
- [19] Y. Wang, Z.-K. Liu, L.-Q. Chen, C. First-principles calculations of β'' -Mg₅Si₆/ β' -Al interfaces. . Wolverton, *Acta Materialia* 55 (2007) 5934–5947.
- [20] M.A. van Huis, J.H. Chen, M.H.F. Sluiter, and H.W. Zandbergen. Phase stability and structural features of matrix-embedded hardening precipitates in Al-Mg-Si alloys in the early stages of evolution. . *Acta Materialia* 55 (2007) 2183–2199.
- [21] Kresse G, Furthmüller J. *Comput Mater Sci* 1996; 6:15.
- [22] Kresse G, Furthmüller J. *Phys Rev B* 1996; 54:11169.
- [23] Kresse G, Hafner J. *J Phys Condens Matter* 1994; 6:8245.
- [24] Kresse G, Hafner J. *Phys Rev B* 1993; 47:558.

Annexe

Phase :

Une phase est définie comme une part structurellement homogène du système qui est séparée des autres parties par une ligne de démarcation physique définie. Chaque phase a sa propre structure et ses propriétés associées.

Aluminium extrudés :

L'extrusion (filage) est un procédé de fabrication thermomécanique par lequel un matériau compressé est contraint de traverser une filière (outillage qui va permettre d'obtenir la forme du profilé) ayant la section de la pièce à obtenir, on forme en continu un produit long (tubulaire ou plein).

Durcissement structural :

La précipitation est le moyen d'obtenir le durcissement le plus important dans les alliages d'aluminium, loin devant le durcissement par solution solide ou par écrouissage. Cependant, le durcissement d'un alliage par précipitation est contrôlé par l'interaction entre les dislocations et les précipités qui peuvent se former durant le vieillissement.

Phénomène de la précipitation :

Tout système hors équilibre minimise son énergie par un réarrangement atomique qui s'effectue par diffusion des atomes et des défauts de structure pour atteindre un état d'équilibre stable ou métastable.

La précipitation d'une solution solide sursaturée est une transformation caractérisée par une germination et une croissance d'une ou de plusieurs phases. Elle consiste en général en une décomposition de la solution solide sursaturée (la matrice mère) en une nouvelle phase (le précipité) et une nouvelle solution solide (la matrice appauvrie).

Distance interarticulaire :

Un cristal contient une infinité de plan dans lesquels les atomes (ou les nœuds du réseau) sont arrangés périodiquement : ce sont les plans interréticulaires, définis par leurs indices de Miller (hkl). Pour hkl donnés, il existe une infinité de plan parallèles entre eux et regroupés en une famille de plan réticulaires.

Annexe

La distance interréticulaire d_{hkl} est la plus courte distance entre deux plans de la famille $\{hkl\}$. L'ensemble des distances interréticulaires d'un cristal est directement mesurable par DRX grâce à la loi de Bragg.

Transformation de phases :

La transformation d'une phase à une autre exige généralement, lors de l'amorçage de la transformation, l'apparition de germes de la nouvelle phase, c'est-à-dire de petits éléments de volume qui ont la même structure que la phase en formation et qui sont séparés de la phase non-transformée par une interface à énergie élevée.

Exothermique et Endothermique :

C'est des processus physiques ou chimiques produisant de la chaleur. La chaleur est une forme d'énergie désordonnée. Dans une réaction chimique exothermique, l'énergie dégagée par la formation des liaisons chimiques dans les produits de réaction est supérieure à l'énergie requise pour briser les liaisons dans les réactifs.

Pic exothermique :

Il est lié aux processus de précipitation des phases d'équilibre, enregistré au dessus de la ligne de base.

Pic endothermique :

Il est lié aux processus de dissolution d'une phase, enregistré au-dessous de la ligne de base.

La stœchiométrie :

Est un calcul qui permet d'analyser les quantités de réactifs et de produits qui sont en jeu au cours d'une réaction chimique. C'est aussi la proportion des éléments dans une chimique. Les relations stœchiométriques entre les quantités de réactifs consommés et de produits formés découlent directement des lois de conservation. Elles sont déterminées à partir de l'équation-bilan de la réaction.