

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur
Et de la Recherche Scientifique
Université 8 mai 1945 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 : Intissar BRAHMIA

**Etude du phénomène de recristallisation dans un alliage
ternaire à base d'aluminium**

Sous la Direction de : *Professeur Brahim BELFARHI*

Septembre 2020

Remerciement

Je tiens tout d'abord à remercier Dieu le tout puissant et miséricordieux, qui nous a donné la force et la patience d'accomplir ce Modeste travail.

*Je voudrais exprimer toute ma gratitude à monsieur le **professeur Brahim BELFARHI**, mon encadreur, son précieux conseils, l'orientation, la confiance et la patience. J'ai énormément profité de son expérience.*

*Mes remerciements vont également à monsieur le **docteur Fares SERRADJ** Pour son aide et ses conseils précieux durant toute la période du travail.*

*Mes remerciements à monsieur **Abderrezak BEZAZI Professeur** à l'université du 8 Mai 1945 Guelma et directeur du laboratoire de Mécanique Appliquée des Nouveaux Matériaux (LMANM), de nous avoir aidés à faire le plan expérimental.*

*Je remercie le chef de département **professeur Abdelouahab HAMEL** et le stass administratif ainsi que tous mes enseignants.*

*Enfin, je tiens également à remercier **ma famille** qui par leurs prières et leurs encouragement, j'ai pu surmonter tous les obstacles.*

Table des matières

Remerciement	I
Table des matières	II
Liste des figures	V
Liste des tableaux	VII
Introduction générale	1

Chapitre I

Aperçue sur les alliages à base d'aluminium

I. Aperçue sur les alliages à base d'aluminium	4
I.1. L'aluminium	4
I.2. Histoire de l'aluminium	6
I.3. Alcan.....	7
I.4. Alliages à base d'aluminium	8
a. Solution solide.....	8
b. Forme des précipités	9
I.5. Désignation des alliages d'aluminium	10
I.5.1. Désignation numérique	10
I.5.2. États métallurgiques	10
I.6. Classification des alliages d'aluminium	11
I.7. Effet des éléments d'addition dans les alliages d'aluminium	12
I.8. Traitements thermiques des alliages d'aluminium	14
I.8.1. Traitements d'homogénéisation	14
I.8.2. Traitements d'adoucissement	14
I.8.3. Traitements thermiques de durcissement structural.....	16

Chapitre II

Le phénomène de recristallisation dans les alliages d'aluminium

II. Le phénomène de recristallisation dans les alliages d'aluminium	18
II.1. Alliages Al-Mg-Si de la série 6000.....	18
II.2. Traitements thermiques des alliages Al-Mg-Si	20

II.2.1. Mise en solution	20
II.2.2. Trempe.....	20
II.2.3. Maturation	20
II.2.4. Revenu.....	21
II.3. Précipitation	22
II.3.1. La précipitation continue	23
II.3.2. La précipitation discontinue	24
II.3.3. Mécanisme de précipitation.....	24
II.3.3.1. La germination	24
a. Germination Homogène.....	24
b. Germination Hétérogène.....	26
II.3.3.2. Croissance des précipités	27
a. Précipités cohérents	28
b. Précipités semi cohérents.....	28
c. Précipités incohérents	29
II.3.3.3. Coalescence des précipités	29
II.3.4. La Séquence de précipitation des phases dans les alliages de la série 6000 :	29
II.4. Recristallisation.....	33
II.4.1. Introduction à la recristallisation	33
II.4.2. La restauration	33
II.4.3. Recristallisation primaire	34
II.4.3.1. La germination des grains :	34
II.4.3.2. La croissance des grains.....	35
II.4.3.3. Les caractéristiques de recristallisation primaire	35
II.4.4. Grossissement du grain (recristallisation secondaire)	36
II.4.5. Facteurs influant la recristallisation.....	36
a. Le taux de déformation	36
b. Impuretés.....	37

c. Paramètres du recuit.....	37
------------------------------	----

Chapitre III

Matériau étudié et Techniques expérimentales utilisées

III. Matériau étudié et Techniques expérimentales utilisées	38
III.1. Matériau étudié	38
III.2. Déformation plastique (laminage à froid)	39
III.3. Traitement thermique	39
III.4. Préparation des échantillons pour l'étude micrographique	39
III.5. Techniques expérimentales utilisées.....	40
III.5.1. Microscopie optique	40
III.5.2. Calorimétrie différentielle à balayage (DSC)	41
III.5.3. Micro-dureté Vickers	42

Chapitre IV

Résultats et Discussions

IV. Résultats et Discussions	44
IV.1. Introduction.....	44
IV.2. Etude structurale par microscopie optique	44
IV.2.1. Etat de réception	44
IV.2.2. Etat après l'homogénéisation	45
IV.2.3. Etats déformés : 25 % et 50 %	45
IV.3. Etude Calorimétrique par DSC	47
IV.4. L'effet de la déformation sur les propriétés mécaniques.....	50
Conclusion générale	56
Perspectives	58
Références.....	60
Résumé	64
ملخص	65
Abstract	66
Annexe : Vocabulaires de la physique de la matière condensée et des solides.....	67

Liste des figures

Figure I -1 : Minerais de bauxite.	4
Figure I -2 : Les différents types d'alliage d'aluminium utilisés dans la construction d'un avion civil et leur localisation.....	6
Figure I -3 : Les applications de l'aluminium et ses alliages.....	6
Figure I -4 : Alumineries Alcan en 2007.....	8
Figure I-5 : schéma présente la phase mère (est représentée par les grands atomes), et les atomes étrangers (atomes en insertion entre les grands atomes.....	9
Figure I-6 : Schéma présente solutions désordonnées.....	9
Figure I-7 : schéma présente le cycle thermique.....	15
Figure II-1 : câble électrique en aluminium (série 6000).....	19
Figure II-2 : Alliage d'aluminium 6082 (T6)	19
Figure II-3 Alliage d'aluminium 6000	19
Figure II-4 Alliage d'aluminium 6063 (T5).....	19
Figure II-5 : Schémas représente les traitements thermiques de durcissement structural.	21
Figure II-6 : schéma présente les deux types de réaction de précipitation.....	23
Figure II-7 : variation de l'énergie libre en fonction du rayon de germe	26
Figure II-8 : Germination sur un joint de grains	27
Figure II-9 : Représentation schématique des trois types de précipités.....	28
Figure II-10 : Image de MET Zones G P dans un alliage Al-Mg ₂ -Si (en utilisant [001] l'axe de zone de la matrice)	30
Figure II-11 : Image de MET haute résolution obtenue sur une aiguille de β" par Andersen et al.	30
Figure II-12 : Précipitation de la phase β' d'un alliage Al-Mg-Si.....	31
Figure II-13 : Microstructures MEB de l'alliage.....	31
Figure II-14 : Polygonisation d'un cristal contenant des dislocations coins dans le cas de faible déformation.	34
Figure II-15 : Polygonisation d'un cristal contenant des dislocations coins dans le cas de forte déformation	34
Figure III.1 : Echantillons d'alliage étudié	38
Figure III.2 : Polisseuse mécanique utilisé de type MECAPOL 3B	40
Figure III.3 : Microscope optique de type ZEISS	40
Figure III.4 : Machine de DSC model METTLER TOLEDO DSC	41

Figure III.5 : Creuset en Aluminium avec couvercle	41
Figure III.6 : Presse pour fermeture des creusets	41
Figure III.7 : Microduromètre de type ZWICK	42
Figure IV.1 : Microstructure optique de l'alliage à l'état de réception	44
Figure IV.2 : Microstructure optique de l'alliage étudié homogénéisé pendant 1 heure à 530°C et trempé à l'eau	45
Figure IV.3 : Microstructure optique de l'alliage homogénéisé 1h à 530°C puis déformé à 25%	46
Figure IV.4 : Microstructure optique de l'alliage étudié homogénéisé 1h à 530°C puis déformé à 50%	46
Figure IV.5 : Courbe de DSC de l'alliage étudié homogénéisé 1h à 530°C, non <i>déformé</i>	47
Figure IV.6 : Courbe de DSC de l'alliage étudié homogénéisé 1h à 530°C, puis déformé à 25%	48
Figure IV.7 : Courbe de DSC de l'alliage étudié homogénéisé 1h à 530°C, puis déformé à 50%	49
Figure IV.8 : Superposition des courbes de DSC des échantillons de l'alliage étudié ayant subi différents taux de déformation	50
Figure IV. 9 : Variation de la microdureté Vickers (HV) de l'alliage étudié homogénéisé 1h à 530 °C, trempé à l'eau froide, non déformé (0 %) puis vieilli artificiellement à 185°C.	51
Figure IV. 10 : Variation de la microdureté Vickers (HV) de l'alliage étudié homogénéisé 1h à 530 °C, trempé à l'eau froide, déformé à 25 %, puis vieilli artificiellement à 185°C	51
Figure IV. 11 : Variation de la microdureté Vickers (HV) de l'alliage étudié homogénéisé 1h à 530 °C, trempé à l'eau froide, déformé à 50 %, puis vieilli artificiellement à 185°C.	52
Figure IV.12 : Superposition des courbes de microdureté Vickers des échantillons de l'alliage étudié ayant subi différents taux de déformation.....	53
Figure IV.13 : Histogramme représente la microdureté Vickers (HV) des échantillons de l'alliage étudié ayant subi différents taux de déformation.....	54

Liste des tableaux

Tableau I -1 : Une carte d'identité de l'aluminium	5
Tableau I-2 : Familles d'alliages d'aluminium corroyés.	10
Tableau I-3 : Désignation des états métallurgiques de base.	10
Tableau II-1 : Composition chimiques (% mass.) de quelques alliages les plus utilisés.	19
Tableau III-1 : Compositions chimiques de l'alliage étudié en % massique	38

Introduction Générale

Introduction Générale

Les matériaux en général et les métaux en particulier, jouent un rôle important pour tout développement industriel ou progrès technologique. Une grande partie de l'activité économique des pays industrialisés est rattachée aux matériaux.

Vu les exigences de l'industrie moderne, de nombreux programmes de recherche sont en route pour le développement d'autres matériaux plus performants et moins coûteux tels que les composites, les céramiques, les polymères et les alliages métalliques, mais ces derniers occupent toujours une place importante, car leurs caractéristiques s'améliorent de jour en jour grâce aux recherches [1].

Les alliages à base d'aluminium ont été l'objet de plusieurs travaux de recherches scientifiques. Leurs excellentes propriétés mécanique, électrique et une bonne résistance à la corrosion, ont permis leur utilisation dans divers secteurs d'activité telle que l'industrie aéronautique, automobile ou le transport électrique.

Dans notre travail ; nous nous intéressons aux alliages Al-Mg-Si (série 6xxx), ceux sont des alliages à durcissement structural, dont les propriétés mécaniques sont liées à leurs constituants et surtout aux phases plus ou moins durcissant, qui peuvent être améliorées par l'ajout des éléments d'addition ou par l'utilisation des traitements thermiques ou thermomécaniques appropriés qui provoquent la précipitation de ces phases [2,3].

La recristallisation constitue l'une des transformations structurales les plus importantes sur le plan technologique, elle est utilisée d'une part pour faciliter la mise en forme ultérieure par déformation plastique, et d'autre part pour améliorer la qualité métallurgique du produit final en raison de son influence sur la taille et les orientations des grains [4].

L'objectif essentiel de notre travail est l'étude de l'effet de déformation sur les propriétés mécaniques d'un alliage Al-Mg-Si de la série 6xxx à excès de silicium.

Notre étude expérimentale est basée essentiellement sur : la microscopie optique (OM), la calorimétrie différentielle (DSC) et le microduromètre Vickers (HV).

Le mémoire est organisé comme suit :

- ❖ Le premier chapitre est un aperçu général sur l'Aluminium et ses alliages, l'effet des éléments d'addition et les traitements thermiques appliqués.
- ❖ Le deuxième chapitre présente une étude bibliographique sur les alliages de Al-Mg-Si, les traitements thermiques de ces alliages, phénomène de précipitation et recristallisation.
- ❖ Le troisième chapitre décrit la composition chimique de matériau utilisé, la déformation et différents traitements thermiques appliqués, et une description des méthodes expérimentales utilisées.

Introduction Générale

- ❖ Le quatrième chapitre présente les résultats expérimentaux obtenus par les différentes techniques expérimentales et leurs interprétations adéquates.
- ❖ Enfin, le mémoire est achevé par une conclusion générale, des perspectives, des résumés (français, arabe et anglais) et une annexe résumant les vocabulaires de la physique de la matière condensée et des solides.

Chapitre I

Aperçue sur les alliages à base d'aluminium

I. Aperçue sur les alliages à base d'aluminium :

I.1 L'aluminium :

L'aluminium est un élément chimique, de symbole **Al** et de numéro atomique **13**. C'est un métal pauvre, malléable, de couleur argentée .C'est le métal le plus abondant de l'écorce terrestre et le troisième élément le plus abondant après l'oxygène et le silicium ; il représente en moyenne 8 % de la masse des matériaux de la surface solide de notre planète.

L'aluminium est trop réactif pour exister à l'état natif dans le milieu naturel, on le trouve au contraire sous forme combinée dans plus de 270 minéraux différents, son minerai principal étant la bauxite, où il est présent sous forme d'oxyde hydraté dont on extrait l'alumine. Elle est formée par l'altération rapide des roches granitiques en climat chaud et humide.



Figure I -1 présente Minerais de bauxite [6].

L'aluminium est obtenu à partir de l'alumine par électrolyse dans une cuve comportant un garnissage en carbone (cathode) [5,16].

Les principales propriétés de l'aluminium sont :

- masse volumique faible, 2.7g/cm^3 , cette propriété est particulièrement intéressante dans les transports.
- bonne résistance à la corrosion
- La conductivité thermique pour la production d'échangeurs thermiques (réfrigérateurs, climatiseurs...).
- bon conducteur d'électricité et non magnétique.

- La facilité de sa mise en forme [7].

Toutes les informations sont placées dans le tableau ci-dessous :

Carte d'identité de l'aluminium	
Symbole :	Al
Numéro atomique :	13
Masse atomique :	27 g/mole
Réseau cristallin :	structure cubique à faces centrées
Température de fusion :	660°C
Température d'ébullition :	2056° C
Masse volumique à 20°C :	2,7 g/cm ³
Conductibilité thermique à 20 °C :	240 W /m °C
Pouvoir réflecteur (aluminium poli) :	85 à 90 % dans le spectre visible, 90 à 98% dans l'infrarouge
Module d'élasticité :	67 000 MPa

Tableau I -1 présente une carte d'identité de l'aluminium [22].

L'aluminium métallique est très oxydable, mais immédiatement passivé par une fine couche d'alumine Al₂O₃ imperméable de quelques micromètres d'épaisseur qui protège la masse métallique de la corrosion, cette résistance à la corrosion et sa remarquable légèreté en ont fait un matériau très utilisé industriellement [5].

L'aluminium pur présent à la fois des caractéristiques mécaniques relativement faibles, ces propriétés mécaniques peuvent être améliorées en ajoutant des éléments d'addition pour former des alliages base aluminium dont les caractéristiques mécaniques sont beaucoup plus élevées, ce qui élargit leur champ d'application [3].

Les alliages d'aluminium sont utilisés pour de multiples applications aussi bien dans le domaine de l'aéronautique que dans celui de l'industrie automobile. Figure I -2

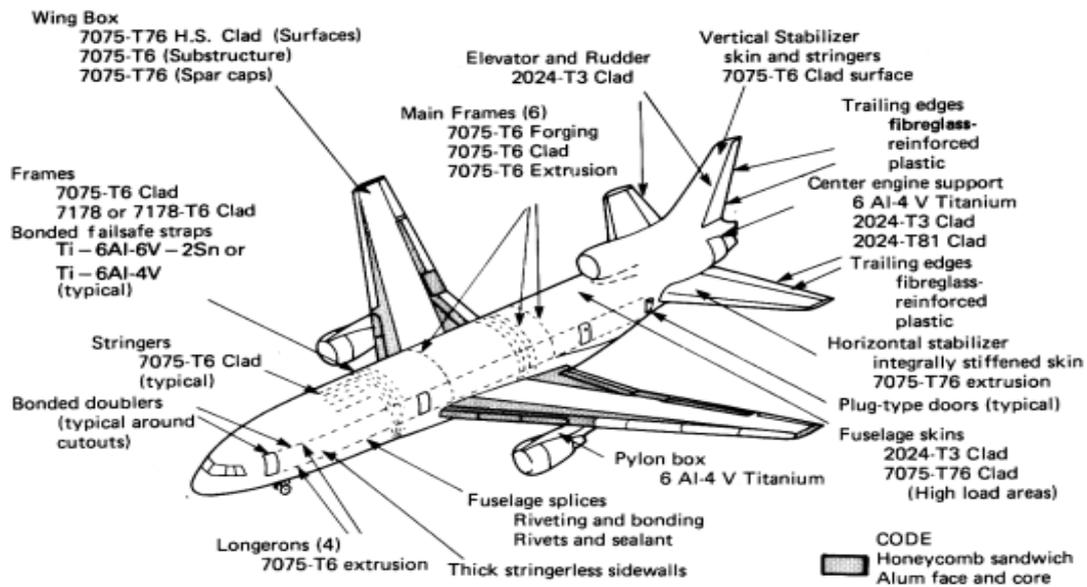


Figure I -2 : Les différents types d'alliage d'aluminium utilisés dans la construction d'un avion civil et leur localisation [2].

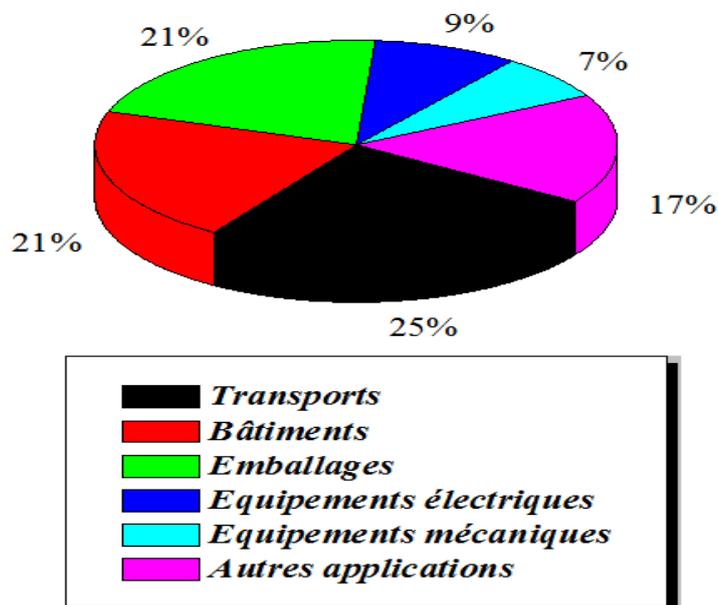


Figure I -3 : Les applications de l'aluminium et ses alliages

I.2 Histoire de l'aluminium :

En 1821, un dénommé Blavier avait envoyé au minéralogiste et ingénieur des Mines français Pierre Berthier, professeur à l'école des Mines de Paris, un échantillon pour analyse,

d'un minerai trouvé près des Baux de Provence (proche de Marseille en France), pour savoir si on pouvait l'utiliser comme minerai de fer auquel il donnera le nom de bauxite.

En 1827, le scientifique allemand Friedrich Wöhler obtient des particules d'aluminium impur.

En 1854, en France, Henri Sainte-Claire Deville parvient à fabriquer, pour la première fois dans l'histoire, un petit lingot d'aluminium dans un laboratoire de l'École normale supérieure de Paris, où il occupe la chaire de chimie et met au point le premier procédé de fabrication industriel.

En 1886, Paul Héroult en France et Charles Martin Hall aux États-Unis découvrent, indépendamment, que l'oxyde d'aluminium ou alumine se dissout dans la cryolite et peut être décomposé par électrolyse pour donner du métal brut en fusion. En 1887, le chimiste autrichien Karl Joseph Bayer fait breveter un procédé de transformation [6].

I.3 Alcan :

Alcan est une ancienne entreprise canadienne de fabrication d'aluminium fondée en 1902 sous le nom de **Northern Aluminum Company**.

Elle était le numéro 3 mondial de la fabrication et de la commercialisation de produits en aluminium et d'emballages 2007, et le numéro 1 mondial des technologies d'électrolyse pour la production d'aluminium primaire. Son centre de décisions était situé à Montréal, alors que le siège des activités d'emballage et celui des produits usinés était situé à Paris.

Elle a enregistré un chiffre d'affaires de 23,6 milliards de dollars USD en 2006.

Elle a été rachetée en 2007 par Rio Tinto, et ses actifs ont pour l'essentiel été transférés dans une nouvelle entité, Rio Tinto Alcan.

Alcan possédait plus de 379 établissements dans le monde, dont 11 en Afrique, 125 en Amérique du Nord, 16 en Amérique du Sud, 33 en Asie, 8 en Australie et 186 en Europe. Elle possédait plusieurs chemins de fer, barrages hydroélectriques et autres établissements connexes qui facilitaient la production et le transport du produit fini. Alcan comptait 8 000 employés au Québec, dont environ 800 au siège social à Montréal [8].

	Pays	Localisation	Capacité annuelle (kt)	Propriété (%)
	Australie	Tomago, Nouvelle-Galles du Sud	520	51.5
	Cameroun	Édéa (Alucam)	100	46.7
	Canada	Alma, Québec	415	100
	Canada	Arvida, Québec	166	100
	Canada	Beauharnois, Québec	52	100
	Canada	Bécancour, Québec	404	25
	Canada	Grande-Baie, Québec	207	100
	Canada	Kitimat, Colombie-Britannique	277	100
	Canada	Laterrière, Québec	228	100
	Canada	Sept-Îles (Alouette)	572	40
	Canada	Shawinigan, Québec	99	100
	Chine	Qingtongxia	152	50
	France	Dunkerque	259	100
	France	Lannemezan	50	100
	France	Saint-Jean-de-Maurienne	135	100
	France	Biesheim		
	Islande	Reykjavik (ISAL)	179	100
	Pays-Bas	Flessingue	213	85
	Norvège	Husnes (en) (SORAL)	164	50
	Royaume-Uni	Lochaber	43	100
	Royaume-Uni	Lynemouth (en)	178	100
	États-Unis	Sebree, Kentucky	196	100

Figure I -4 Alumineries Alcan en 2007 [8].

I.4 Alliages à base d'aluminium :

Des alliages d'aluminium sont obtenus en ajoutant des éléments qui modifient plus ou moins leur microstructure. Les principaux éléments qui sont en général ajoutés sont : Silicium, Magnésium, Cuivre, Nickel, Fer, Manganèse, Zinc, Titane., Ces éléments d'addition peuvent être en :

a- Solution solide :

Les solutions solides sont des agrégats, chimiquement homogène. Résultant de l'addition d'un ou de plusieurs éléments étrangers, dans un métal pur. Autrement dit c'est d'ajouter des atomes étrangers dans une phase mère.

Il a deux types de solution solide :

➤ **solution solide d'insertion :**

Si les éléments ajoutés (atomes étrangers) ont un très faible diamètre, ils arrivent à se placer entre les atomes de la phase mère, ils se mettent en position interstitielle.

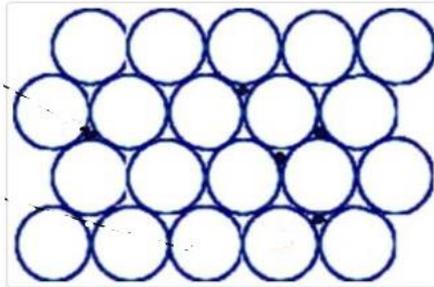


Figure I-5 : schéma présente la phase mère (est représentée par les grands atomes), et les atomes étrangers (atomes en insertion entre les grands atomes [10]).

➤ **solutions solides de substitution :**

Dans ce deuxième type, les atomes ajoutés occupent des sites normalement occupés par des atomes de la phase mère, on dit qu'ils se positionnent en substitution.

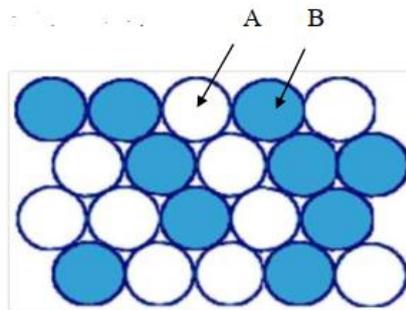


Figure I-6 : Schéma présente solutions désordonnées [10].

b- Forme 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 [7, 9, 10].

I.5 Désignation des alliages d'aluminium :

I.5.1 Désignation numérique :

Le principe de cette désignation repose sur l'emploi de quatre chiffres. Cette norme présente de grandes analogies avec la norme américaine. A.S.T.M. Le premier chiffre de 1 à 8 indique la famille d'alliages, et les chiffres subséquents indiquent la composition.

Eléments d'alliage	Numéro de série
Aluminium pur à 99%	1xxx
Cu	2xxx
Mn	3xxx
Si	4xxx
Mg	5xxx
Mg, Si	6xxx
Zn, Mg	7xxx
Autres	8xxx

Tableau I-2 : Familles d'alliages d'aluminium corroyés [18].

I.5.2 États métallurgiques :

Ils sont conformes à la norme Afnor NF EN 515 qui désigne :

- L'état métallurgique **de base** par une **lettre** F, O, H ou T
- Le **moyen principal d'obtention** par un ou plusieurs **chiffres** complémentaires.

SYMBOL	ETATS METALLURGIQUES
F	brut de fabrication
H	écroui et éventuellement restauré ou stabilisé
T	durci par traitement thermique

Tableau I-3 : Désignation des états métallurgiques de base [14].

Les états F et O ne comprennent pas de subdivision. Les états H et T comprennent de subdivisions :

➤ **Subdivisions de l'état H :**

- Le premier chiffre indique le moyen principal d'obtention du produit.

H1 : Écrouissage.

H2 : Écrouissage puis restauration.

H3 : Écrouissage puis stabilisation.

- Le second chiffre indique le niveau de dureté du métal.

2 : État quart dur.

4 : État demi dur.

6 : État trois-quarts dur.

8 : État dur.

9 : État extra dur.

➤ **Subdivision de l'état T :**

T1 : Refroidissement contrôlé après solidification + vieillissement naturel.

T4 : Traitement thermique de mise en solution + vieillissement naturel.

T5 : Refroidissement contrôlé après solidification + vieillissement artificiel.

T6 : Traitement thermique de mise en solution + vieillissement artificiel [14,18].

I.6 Classification des alliages d'aluminium :

Ces alliages sont aussi classés en deux familles, suivant leur mode de durcissement :

• **Alliages non trempant** : ces alliages ne durcissent pas par traitements thermiques, c'est-à-dire par déformation plastique à froid. Soit par l'addition d'éléments en solution solide, soit par la présence de précipités de secondes phases dispersées, ou soit par l'écrouissage. Ils sont la plupart du temps utilisés dans la fabrication des produits plats comme feuille mince. Ces alliages correspondant aux séries 1000, 3000, 5000 et 8000.

• **Alliages trempant à durcissement structural** : on obtient principalement le durcissement par traitement thermique : mise en solution, trempe et revenu. Différentes microstructures peuvent être obtenues en fonction des paramètres du traitement de vieillissement. Ces alliages correspondant aux séries 2000, 4000, 6000 et 7000 [7, 11].

I.7 Effet des éléments d'addition dans les alliages d'aluminium :

➤ Silicium

-L'addition du silicium à l'aluminium pur augmente la fluidité, la résistance au craquage à chaud et les caractéristiques de l'écoulement du métal liquide.

-La composition la plus utilisée dans les alliages d'aluminium de fonderie est celle de la famille Al-Si.

-La proportion optimale de silicium est déterminée par la procédure de mise en forme.

-L'addition de silicium réduit également la densité de l'alliage ainsi que le coefficient de dilatation thermique.

➤ Magnésium

-Les alliages Al-Mg sont largement utilisés dans des applications qui requièrent une bonne résistance à la corrosion et une combinaison intéressante de résistance et de ductilité.

-La composition de Mg de ces derniers varie généralement de 4 à 10%.

-L'addition du magnésium est la base du développement de la résistance mécanique et de la dureté lors des traitements thermiques des alliages Al-Mg-Si.

➤ Cuivre

-Le Cu augmente la résistance et la dureté des alliages après l'opération de mise en forme et le traitement thermique.

-Les alliages d'aluminium les plus largement utilisés sont ceux contenant de 4 à 10% de Cu.

-Les alliages contenant de 4 à 6% de Cu, sont ceux qui répondent le plus fortement aux traitements thermiques.

-L'addition de Cu réduit généralement la résistance à la corrosion, la résistance au craquage à chaud et la coulabilité

➤ Nickel

-Le nickel est habituellement employé avec le cuivre pour améliorer les propriétés mécaniques à température élevée. Ce dernier réduit le coefficient de dilatation thermique des alliages d'aluminium.

➤ Fer

-Le fer améliore la résistance au craquage à chaud, et réduit la tendance de l'alliage à se coller ou à se souder aux parois du moule.

- L'augmentation de la proportion de fer est cependant accompagnée d'une réduction de la ductilité.

-On doit alors tenir compte de ce facteur lors de la procédure de mise en forme.

➤ **Manganèse**

- le rôle principal du Mn dans les alliages d'aluminium est de modifier les composés de fer.

-Un pourcentage élevé en volume de $MnAl_6$ dans les alliages contenant plus de 0,5% de Mn peut être favorable dans l'équilibre interne de la pièce après la mise en forme.

-Il est habituellement considéré comme très néfaste dans la fonderie. Sa teneur doit être contrôlée afin d'obtenir de très bas niveaux.

➤ **Zinc**

-Lors de l'ajout de Zn à l'Aluminium pur rien ne change.

-Quand il est additionné avec du Cu ou du Mg, le Zn donne une microstructure très intéressante après traitement thermique.

-Dans le cas des alliages Al-Zn-Mg-Cu, le Zn et le Mg contrôlent le processus de vieillissement.

➤ **Titane**

-Le titane est utilisé pour affiner la structure des alliages d'aluminium de fonderie, il est souvent combiné avec une petite quantité de bore.

-Il est nécessaire que le Ti soit en excès dans la stœchiométrie du composé TiB_2 pour obtenir un affinement du grain efficace. Il réduit la tendance au craquage à chaud des alliages d'aluminium [2,3].

I.8 Traitements thermiques des alliages d'aluminium :

Les traitements thermiques n'ont pas comme seul but d'améliorer la résistance mécanique. Ils sont susceptibles d'influencer un grand nombre d'autres propriétés parfois très importantes pour l'industrie.

Les trois types de traitements thermiques qui peuvent être appliqués aux alliages d'aluminium sont : les traitements d'homogénéisation, les traitements d'adoucissement et les traitements de trempe structurale [11].

I.8.1 Traitements d'homogénéisation :

Ce sont des traitements comportent un chauffage à des températures relativement élevées appliqués à certains produits de fonderie ou corroyés, et destinés plus souvent à en faciliter la transformation à chaud au à froid (filage, forgeage, laminage...). Ils consistent en générale en maintiens de 6h à 48h à des températures allant de 450 à 610 °c, qui ont pour but dissoudre les phases métalliques et de réaliser une homogénéisation de la composition de la solution solide [13].

I.8.2 Traitements d'adoucissement :

Les traitements d'adoucissement sont généralement effectués aux alliages écrouis, ont pour but d'adoucir l'alliage par traitement de restauration (le réarrangement des dislocations dans l'alliage) ou recuit.

Recuit : C'est un traitement thermique qui a pour but de ramener l'alliage à une structure d'équilibre. Il comprend trois étapes :

- Un chauffage à une certaine température dite de recuit.
- Un maintien de durée variable à cette température.
- Un refroidissement à l'eau appelé trempe, et un refroidissement lent qui peut se faire à l'air ou dans le four éteint.

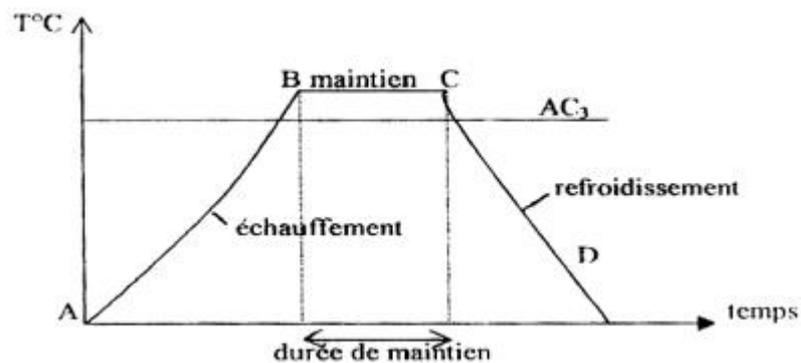


Figure I -7 schéma présente le cycle thermique [21].

On distingue plusieurs types de recuit :

a- Recuit d'homogénéisation

Ce recuit s'applique aux aciers bruts de coulée. Il a pour but d'éliminer les hétérogénéités chimiques de l'austénite en carbone et en autres éléments.

b- Recuit de régénération

Il a pour objectif de réduire le diamètre des grains d'un acier ayant subi une surchauffe au cours du moulage ou d'un recuit d'homogénéisation. Certains éléments comme Mn, P et Si laissent grossir le grain, l'addition de l'aluminium limite la grosseur du grain austénitique qui est par refroidissement conduit à une structure ferritique fine.

c- Recuit complet

Ce traitement s'effectue sur des pièces qui ont subi des traitements thermiques et mécaniques variées, afin de faciliter leur usinage ou la déformation à froid.

d- Recuit de détente (stabilisation)

Il a pour objectif de relâcher plus ou moins complètement les contraintes propres dues à la solidification et aux traitements thermomécaniques.

e- Recuit de recristallisation

Ce traitement thermique généralement s'effectue sur un matériau écroui. Ceci introduit l'apparition d'un agrégat de cristallites désorientées les uns par rapport aux autres et de tailles variées. On note la présence d'une forte densité de défauts (dislocation) dans le matériau déformé. Le recuit de recristallisation a pour but un nouvel réarrangement de ces cristallites avec l'augmentation de leur désorientation. Dans ce recuit on distingue trois stades successifs : restauration, recristallisation primaire et croissance des grains [15, 20].

I.8.3 Traitements thermiques de durcissement structural :

Le durcissement structural a une importance primordiale dans la métallurgie des alliages d'aluminium car c'est le processus par excellence qui permet d'obtenir des niveaux élevés de résistance mécanique.

Ce type de traitement, spécifique aux alliages à durcissement structural comprend la mise en solution, la trempe et le durcissement ou maturation [3].

a- mise en solution :

Elle consiste en un maintien à une température suffisamment élevée afin de dissoudre, c'est-à-dire mettre en solution solide, les éléments d'addition présents dans l'alliage en phases dispersées.

b- trempe :

Après sa mise en solution, l'alliage doit être refroidi suffisamment rapidement pour maintenir à la température ambiante la solution solide : c'est le traitement de trempe. Tout de suite après trempe, l'alliage est dit dans un état de (**trempe fraîche**), il présente alors une résistance mécanique relativement faible mais une bonne plasticité.

c- maturation – revenu :

Après trempe, l'alliage durcit plus ou moins rapidement suivant sa composition par simple séjour à la température ambiante : c'est la **maturation** ou **vieillessement naturel**.

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 **vieillessement artificiel** qui confère une microstructure différente de celle de la maturation et conduit à des caractéristiques supérieures, en particulier pour la limite d'élasticité [14].

Chapitre II

Le phénomène de recristallisation dans les alliages d'Aluminium

II. Le phénomène de recristallisation dans les alliages d'aluminium

Le travail entrepris dans le cadre de la présente mémoire porte sur un alliage Al-Mg-Si appartenant à la série 6000. C'est pour cela que dans la suite de cette étude bibliographique, une attention particulière est réservée à cette série.

II-1 Alliages Al-Mg-Si de la série 6000 :

Les alliages Al-Mg-Si sont des alliages à solution solide type Al-Mg₂Si, série 6000 faisant partie de la catégorie des alliages corroyés à durcissement structural. Les éléments d'alliage de cette série sont le magnésium (Mg) et le silicium (Si). Ces alliages sont généralement livrés après homogénéisation, trempe et vieillissement naturel. La famille des alliages Al-Mg-Si-Cu est formée lorsque le cuivre est ajouté à la série 6000 [23].

Les alliages Al-Mg-Si sont largement utilisés comme des alliages structuraux de moyenne résistance qui allient les avantages suivants :

Une bonne ductilité, une excellente formabilité, une bonne soudabilité et une bonne tenue à la corrosion. En pratique, ils sont utilisés à l'état laminé ou extrudé. L'extrusion des alliages AlMgSi, permet la production de formes complexes avec de bonnes tolérances.

Les séries les plus utilisées sont : 6060, 6082, 6061 et 6005 .Le tableau en dessous donne les compositions chimiques des alliages cités précédemment. Les alliages de la série 6000 offrent donc un potentiel considérable pour des applications dans divers domaines :

- **Dans le domaine des transports :** C'est le cas, par exemple des nuances 6009, 6010, 6111, 6016 et 6061. Ces alliages interviennent, par exemple, dans la fabrication des châssis, roues, carrosseries, radiateurs etc.
- **Dans le bâtiment et l'architecture :** pour les applications suivantes : panneaux de façades et murs rideaux, couvertures, balcons etc.
- **Dans les structures et équipements industriels :**
 - Génie chimique : réservoirs, appareils de fabrication.
 - Cryogénie : cuve fixe ou sur méthaniers pour gaz naturel liquide, réservoirs pour gaz liquéfiés.
 - Domaine agricole : structures de serres, raccords, tuyaux d'irrigation.
 - Travaux publics : panneaux de signalisation des autoroutes, candélabres, barrières d'autoroute [7].

Alliage	Mg	Si	Cu	Fe	Mn	Zn	Cr	Ti
6005	0.40-0.7	0.50-0.9	≤ 0.30	≤ 0.35	≤ 0.50	≤ 0.20	≤ 0.30	≤ 0.10
6009	0.4-0.8	0.6-1.0	0.15-0.60	≤ 0.50	0.2-0.8	≤ 0.25	≤ 0.10	≤ 0.10
6010	0.60-1.0	0.8-1.2	0.15-0.60	≤ 0.50	0.2-0.8	≤ 0.25	≤ 0.10	≤ 0.10
6016	0.3-0.6	1.0-1.5	≤ 0.20	≤ 0.50	≤ 0.20	-	0.10	-
6060	0.35-0.6	0.30-0.6	≤ 0.10	0.10-0.30	≤ 0.10	≤ 0.15	≤ 0.05	≤ 0.10
6061	0.8-1.2	0.40-0.8	0.15-0.40	≤ 0.7	≤ 0.15	≤ 0.25	0.04-0.35	≤ 0.15
6082	0.6-1.2	0.7-1.3	≤ 0.10	≤ 0.50	0.40-1.0	≤ 0.20	≤ 0.25	≤ 0.10
6111	0.5-1.0	0.6-1.1	0.5-0.9	≤ 0.40	≤ 0.40	-	≤ 0.10	≤ 0.10

Tableau II-1 : Composition chimiques (% mass.) de quelques alliages les plus utilisés [7].



Figure II-1 câble électrique en aluminium (série 6000) [19].



Figure II-2 Alliage d'aluminium 6082 (T6)



Figure II-3 Alliage d'aluminium 6000

Figure II-4 Alliage d'aluminium 6063 (T5)

II-2 Traitements thermiques des alliages Al-Mg-Si :

Le traitement thermique habituellement appliqué aux alliages Al-Mg-Si est le traitement de durcissement structural dont le but d'améliorer ou détériorer les propriétés mécaniques d'un matériau. Il existe différents étapes du traitement thermique qui peuvent être résumée comme suit :

II-2-1 Mise en solution :

La mise en solution tire avantage de la réaction du durcissement par précipitation tout en s'assurant d'avoir une solution solide soluble. L'objectif de ce traitement est d'amener dans la solution solide la quantité maximale de l'élément de durcissement soluble ou élément d'alliage (Cu, Mg, Si, Zn) dans la matrice. La procédure consiste à maintenir l'alliage à une température suffisamment élevée et pour une période de temps assez longue dans le but d'obtenir une solution solide homogène. Le tout permettant de bénéficier de la réaction du durcissement par précipitation. Les domaines des températures de mise en solution s'étendent le plus souvent de 450°C à 500°C pour l'aluminium et de 450°C à 590 °C pour les alliages d'aluminium.

II-2-2 Trempe :

Malgré sa très courte durée, la trempe est l'une des opérations les plus cruciales effectuées lors d'un traitement thermique. Elle peut être faite à l'eau, à l'air, à l'huile ou dans des métaux en fusion à différents intervalles. Son but est tout d'abord de supprimer la formation de la phase à l'équilibre Mg_2Si pendant le refroidissement et de préserver la solution solide soluble formée lors de la mise en solution, par un refroidissement rapide (260 °C/s) à basse température, habituellement près de la température de la pièce. La trempe consiste en un refroidissement suffisamment rapide de cette solution solide pour que les précipités intermétalliques stables n'aient pas le temps d'être formés. L'état résultant est métastable : c'est une solution solide sursaturée en éléments d'alliages, et également en lacunes.

II-2-3 Maturation :

Durant une période de maturation à température ambiante (ou vieillissement naturel), cette solution solide se décompose pour former les zones GP. Cette étape dure généralement plusieurs jours, et conduit à une augmentation notable de la dureté de l'alliage. Les lacunes apparues au moment de la trempe favorisent la cinétique d'apparition des zones GP.

II-2-4 Revenu :

Un traitement thermique ultérieur à température modérée (100°C, 200°C), dit traitement de revenu ou vieillissement artificiel, conduit à un maximum de durcissement par apparition de phases métastables (θ dans le système Al-Zn-Mg) réparties de manière homogène dans les grains, de taille comprise typiquement entre 15 et 60 Å [2,24].

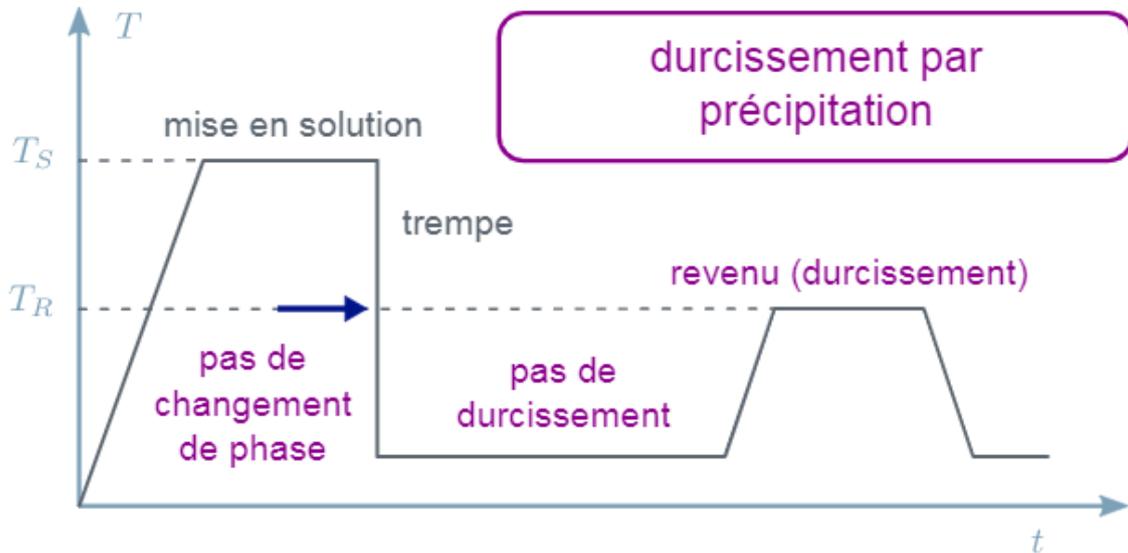


Figure II-5 Schémas représente les traitements thermiques de durcissement structural [10].

Chapitre II Le phénomène de recristallisation dans les alliages d'aluminium

❖ Le traitement de durcissement structural a pour but l'augmentation des propriétés mécaniques de l'alliage par formation de précipités durcissant.

D'abord on va donner un aperçu sur le phénomène de précipitation puis la cinétique de précipitation des alliages Al-Mg-Si.

II-3 Précipitation :

La précipitation d'une solution solide sursaturée est une transformation à l'état solide avec augmentation du nombre de phases. Elle consiste en général en une décomposition de la solution sursaturée (la matrice mère) en deux nouvelles phases :

- la matrice appauvrie.
- la phase précipitée.

L'apparition de la nouvelle phase au sein d'une matrice sursaturée commence par la formation d'amas riches en atomes de soluté qui portent le nom de Zones de Guinier – Preston (G.P).

Ces phases augmentent la dureté et la limite élastique du matériau [25], et provoquent une hétérogénéité structurale dans le métal [26].

Leur formation se fait de façon homogène dans la matrice. Le mécanisme de formation de zones de GP a été largement étudié pour les alliages d'aluminium. Il a été établi que ces zones se forment à des températures suffisamment basses, et que les lacunes jouent un rôle prédominant dans leur formation. Les lacunes, en excès après trempe, permettent le regroupement des atomes du soluté. Cette étape correspond à ce que l'on appelle pré - précipitation puisqu'il n'y a pas formation de précipité. Après un certain temps, les zones de GP constituent donc des sites préférentiels pour l'apparition des premiers germes. Ces zones ont tendance à disparaître complètement pour laisser place à la précipitation des phases stables ou métastables ayant une morphologie et une structure bien déterminées [27].

Généralement les réactions de précipitation à l'état solide peuvent se produire soit par le mode **continue** ou **discontinue**, voire la figure ci-dessous. On distingue :

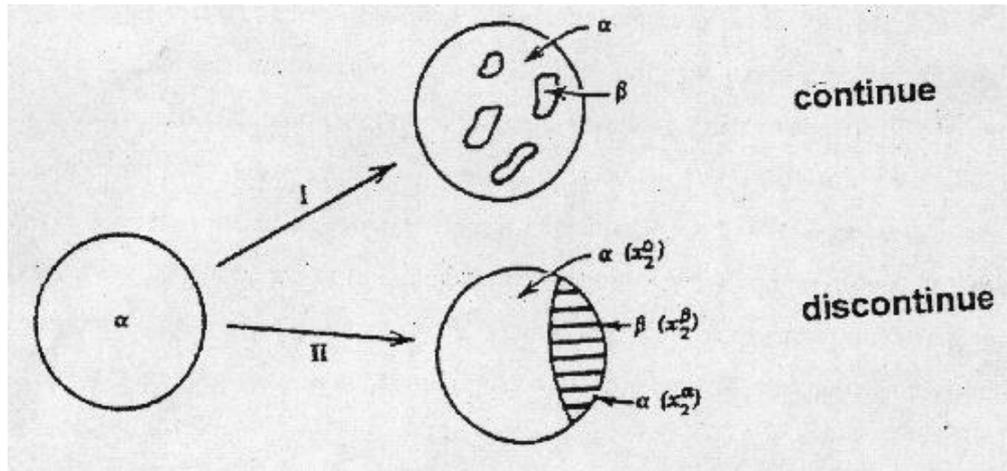


Figure II-6 : schéma présente les deux types de réaction de précipitation [31].

II-3-1 La précipitation continue :

La précipitation continue résulte des mécanismes mettant en jeu simultanément, tout au long de la transformation. L'ensemble des atomes concernés ; une des caractéristiques de la transformation continue et la variation continue du paramètre de réseau de la phase mère durant le vieillissement [28]. La précipitation continue est caractérisée par une croissance relativement lente des cristaux β individuels, les cristaux de la matrice conservent leur structure, mais leur concentration change continuellement.

La précipitation est continue lorsque la saturation des cristaux mixtes métastables est faible. Elle est appelée aussi précipitation localisée ou hétérogène. D'où la solution solide sursaturée commence à s'appauvrir d'une manière continue aléatoire et théoriquement homogène dans toute la matrice. On observe 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.

De fait, pratiquement toute précipitation en milieu solide est hétérogène : la germination se fait presque toujours sur des défauts du réseau cristallin, que ces défauts soient ponctuels (par exemple les lacunes), linéaires (dislocations), ou planaires (joints de grains, interfaces de précipités existants). Par la suite nous appellerons par convention précipitation homogène la précipitation qui ne garde pas de trace des défauts sur lesquels elle a germé [29].

II-3-2 La précipitation discontinue :

La précipitation est dite discontinue lorsqu'au cours de la transformation il y a l'apparition de deux régions :

- 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.

Dans le cas de la précipitation hétérogène, le produit de la réaction ne se forme qu'en certains sites, parfois on confond la précipitation hétérogène et la précipitation discontinue qui n'en est en fait qu'un cas particulier [2, 30].

II-3-3 Mécanisme de précipitation :

La réaction de précipitation comporte trois étapes successives : germination des particules de précipités, croissance et coalescence de ces particules.

II-3-3-1 La germination :

La germination est l'étape initiale de la précipitation, suppose la formation, à partir de la matrice, de germes stables, riches en soluté et dotés d'une interface définie avec la matrice. La germination semble se faire au hasard et être due aux fluctuations naturelles de concentration de la phase mère [2]. On distingue deux types de germination :

a- Germination Homogène

Une transformation homogène est caractérisée par le passage graduel de l'alliage par une série d'états intermédiaires entre l'état initial et l'état final. La germination homogène apparaît complètement au hasard travers tout l'alliage [3, 33].

Aux températures où la mobilité atomique est appréciable, des réarrangements locaux des diverses espèces d'atomes se produisent continuellement. Le modèle le plus simple suppose que les germes produits présentent la même structure et la même composition que la phase d'équilibre [3, 34, 35]. Ces hypothèses laissent la forme et la taille de l'embryon comme seuls paramètres. Le bilan de variation d'enthalpie peut s'exprimer comme suit :

Chapitre II Le phénomène de recristallisation dans les alliages d'aluminium

$$\Delta G = \Delta G_v + \Delta G_s + \Delta G_d$$

ΔG_v : La variation d'enthalpie libre volumique.

ΔG_s : La variation d'enthalpie libre superficielle.

ΔG_d : La variation d'enthalpie de déformation.

Le terme ΔG_d est négligeable en première approximation vu sa faible contribution au premier stade de la germination (germe de très petite dimension).

Les deux autres termes de variations d'enthalpie libres sont étroitement liés aux dimensions du germe. Dans le cas d'un grand germe sphérique on a :

$$\Delta G_v = \frac{4}{3}\pi r^3 (G_\alpha - G_\beta)$$

$$\Delta G_s = 4\pi r^2 \delta$$

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

La variation totale de l'enthalpie libre sera alors :

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 (G_\alpha - G_\beta) + 4\pi r^2 \delta$$

Elle englobe deux termes, l'un négatif ΔG_v et l'autre positif ΔG_s . Une valeur critique r_c du rayon du germe est déterminée par la condition :

$$\frac{d(\Delta G)}{dr} = 4\pi r^2 (G_\alpha - G_\beta) + 8\pi r \delta = 0$$

D'où
$$r_c = -\frac{2\delta}{(G_\alpha - G_\beta)}$$

Si $r < r_c$ alors $\frac{d(\Delta G)}{dr} > 0$. Ceci signifie que pour tout germe de rayon inférieur au rayon critique, une augmentation du rayon doit entraîner un accroissement de l'enthalpie libre de l'alliage, ce qui est impossible.

Par contre, pour $r > r_c$, on a $\frac{d(\Delta G)}{dr} < 0$. Ce qui signifie que 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 (figure **II-7**) [3, 36].

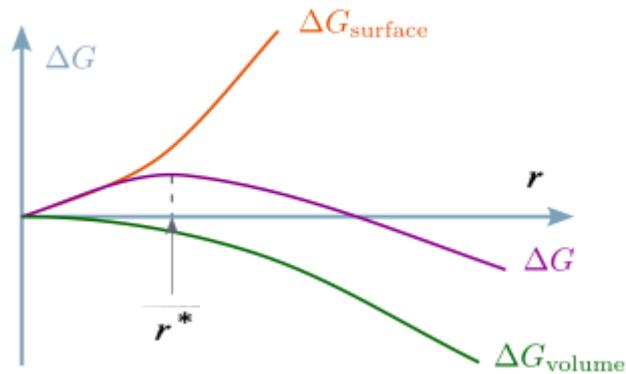


Figure II-7 : variation de l'énergie libre en fonction du rayon de germe [10].

b- Germination Hétérogène

Une transformation hétérogène au contraire, implique la présence de deux régions distinctes dont l'une est transformée et l'autre non. En effet, la germination s'opère de préférence, et en premier lieu, sur les hétérogénéités de la phase mère qui abaissent l'enthalpie libre de formation du germe en réduisant l'énergie superficielle et/ou l'énergie de déformation. Les sites de germination peuvent être des dislocations, des surfaces d'impuretés ou des joints de grains.

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 [36] :

$$\Delta G_j = \Delta G_m(2 - 3\cos\theta + \cos 3\theta)$$

Où θ est l'angle d'équilibre de tensions.

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 de grain que dans la matrice. Cette différence entre les enthalpies libres de formation des embryons fait que la germination hétérogène démarre bien avant que la germination homogène ne commence [20].

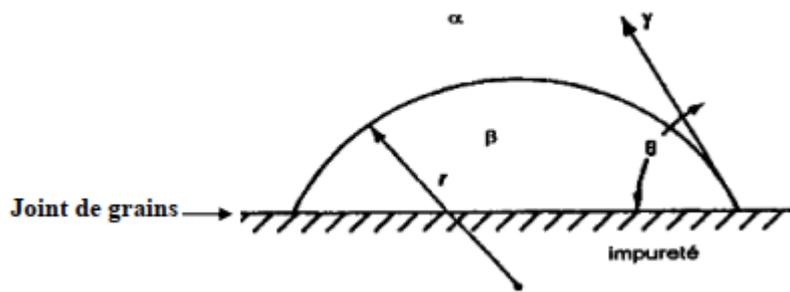


Figure II-8 Germination sur un joint de grains [20, 36].

II-3-3-2 Croissance des précipités

Après la formation d'un germe stable, la croissance de la nouvelle phase se fait par adjonction d'atomes ou de molécules au niveau de l'interface qui délimite la phase mère de la phase en formation.

Il se produit un flux d'atomes ou de molécules de la phase mère vers la phase en développement. La différence entre le réseau cristallin de la matrice et celui du précipité provoque un changement de volume qui a pour conséquence une déformation élastique dans l'une ou l'autre des deux phases.

En plus elle fait apparaître une surface entre le précipité et la matrice, de telle sorte, que la différence entre les énergies de liaison atomique dans les deux milieux à cet endroit est appelée énergie d'interface. Ces deux termes énergétiques (énergie de déformation et énergie d'interface) jouent un rôle important sur les différents types d'interfaces existantes entre la phase mère et le précipité.

D'après Hornbogen, il existe trois types de précipités représentés schématiquement dans la Figure suivante :

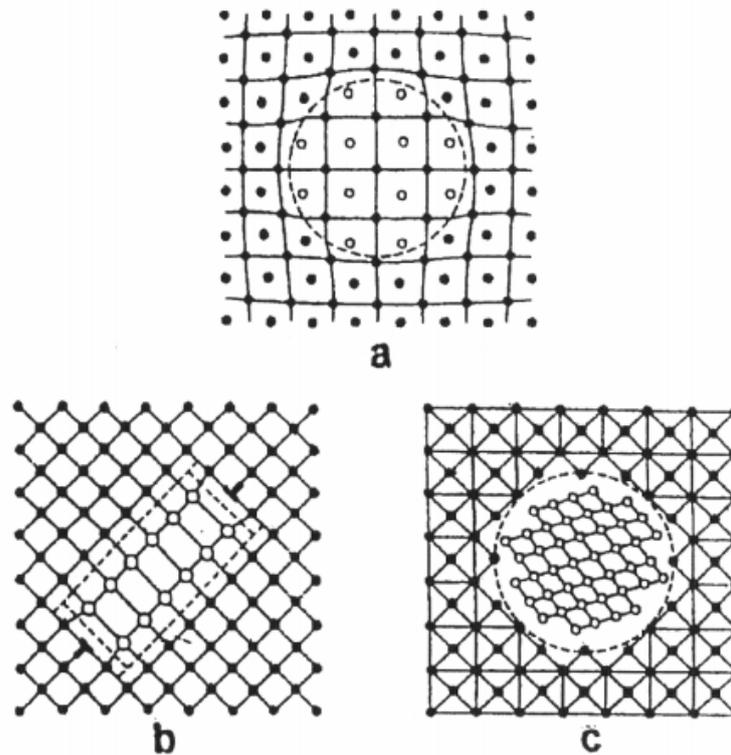


Figure II-9 : Représentation schématique des trois types de précipités [20, 37].

- a- précipités cohérents
- b- précipités semi cohérents
- c- précipités incohérents

a-Précipités cohérents

Ces précipités forment une interface cohérente avec la phase mère c'est-à-dire que le plan d'atomes constituant l'interface, indépendamment de la nature chimique de ces précipités, est commun aux deux phases. Une condition nécessaire pour la cohérence est que deux cristaux possèdent des plans cristallographiques dans lesquels la configuration et l'espacement des atomes soient identiques ou presque identiques. Puisque la précipitation est contrôlée par un processus de diffusion qui consiste essentiellement en un simple échange d'atomes, les premières ségrégations d'atomes de soluté sont généralement complètement cohérentes avec la matrice.

b- Précipités semi cohérents

Lorsque le germe atteint une dimension critique au-delà de laquelle l'énergie de déformation devient plus important que l'énergie inter faciale, un réseau de dislocations

s'introduit progressivement et fait ainsi perdre la continuité du réseau dans certains endroits de l'interface. Le précipité devient à ce moment semi – cohérent.

c- Précipités incohérents

Ces précipités forment une interface avec la matrice à travers laquelle il n'existe aucune continuité du réseau cristallin. Au cours de la croissance du précipité les dislocations continuent leur introduction progressive jusqu'à la perte totale de la continuité du réseau au niveau de l'interface. Il se produit ainsi un changement brusque d'une structure à l'autre au niveau de cette interface [20, 37].

II-3-3-3 Coalescence des précipités

Lorsqu'un système contenant une phase dispersée est maintenu à une température relativement élevée, le nombre de particules de la phase dispersée décroît tandis que la taille moyenne des particules augmente. Pendant cette coalescence, les grandes particules croissent aux dépens des plus petites particules car le système tend à réduire son énergie libre globale en diminuant la surface totale des interfaces. La coalescence des précipités prend place quand la concentration des atomes du soluté est plus importante aux voisinages des particules fines par rapport à celle du volume adhérent aux grandes particules. Cette différence de concentration fait que les atomes de soluté diffusent depuis la surface de séparation des particules fines vers la surface de séparation des grandes particules.

Les atomes du composant de base diffusent de la grande particule à la particule fine. Cette diffusion entraîne une sursaturation de la solution solide près de la seconde phase. Ce qui entraîne leur croissance [20, 38].

II-3-4 La Séquence de précipitation des phases dans les alliages de la série 6000 :

La décomposition de la solution solide sursaturée au cours d'un chauffage continu depuis la température ambiante jusqu'à une température voisine de 540°C, ou lors d'un chauffage isotherme à une température appropriée se fait suivant une séquence de précipitation. La séquence de précipitation généralement acceptée dans le cas des alliages Al Mg Si non déformés ne contenant pas de Cu est la suivante [7, 39] :

SSS → amas individual de Mg et de Si → Co-amas (Mg, Si) → Zones GP → β'' → β' → β

Tell que :

- **SSS** : représente la solution solide sursaturée obtenue après la mise en solution suivie d'une trempe.

Chapitre II Le phénomène de recristallisation dans les alliages d'aluminium

- **amas individuels** : sont de petits amas constitués de regroupements d'atomes de Mg ou de Si, séparément, sans structure.
- **Co-amas** : sont de petits amas constitués de Co-regroupements d'atomes de Mg et Si à la fois, sans structure.
- **Zones GP** : ce sont de petits domaines sphériques cohérents avec la matrice d'Aluminium, de structure inconnue, appelée Zones de Guinier et Preston ou Zones GP. La formation de ces zones confère à l'alliage un certain niveau de durcissement mais ne conduit pas au maximum de durcissement de l'alliage.

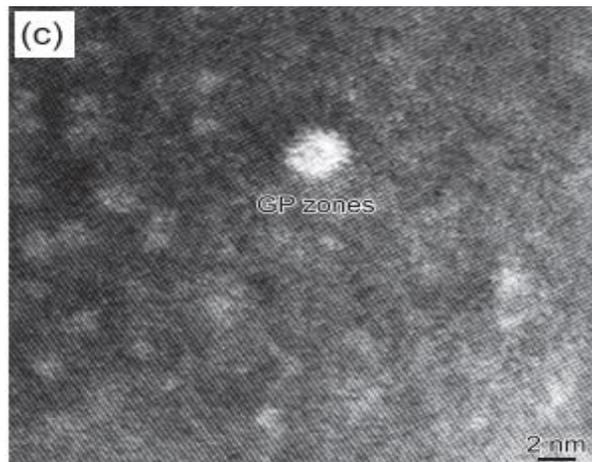


Figure II-10 : Image de MET Zones G P dans un alliage Al-Mg₂-Si (en utilisant [001] l'axe de zone de la matrice) [41].

- **La phase métastable β''** : appelée aussi GPII, est cohérente avec la matrice. Sa composition chimique est Mg_5Si_6 . C'est la phase qui assure le maximum de durcissement. Sa forme en aiguille constitue un obstacle redoutable pour le déplacement des dislocations.

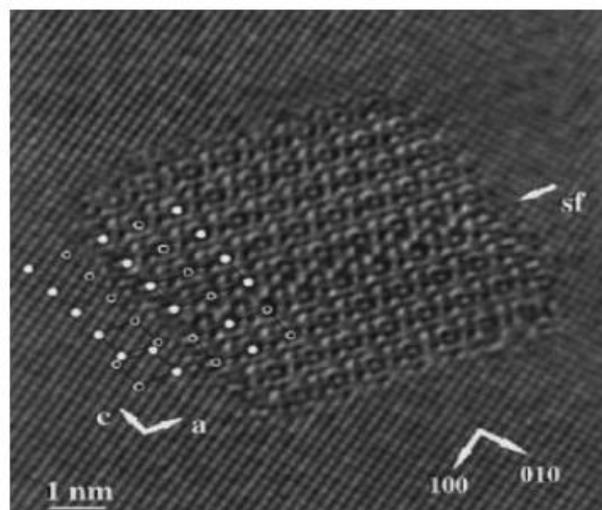


Figure II-11 : Image de MET haute résolution obtenue sur une aiguille de β'' par Andersen et al [14].

- **La phase métastable β'** : est semi cohérente avec la matrice. Sa structure cristalline est hexagonale. Elle est moins durcissante que la phase β'' .

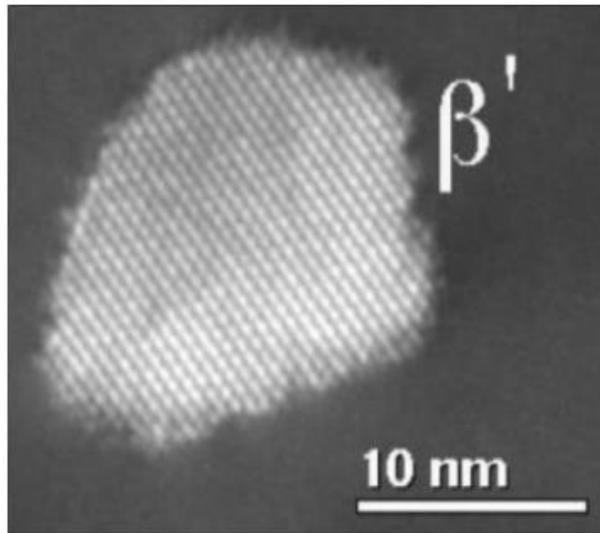


Figure II-12 : Précipitation de la phase β' d'un alliage Al-Mg-Si [14].

- **La phase d'équilibre β** : incohérente avec la matrice, à une composition chimique Mg_2Si [7, 17, 40, 45, 46].

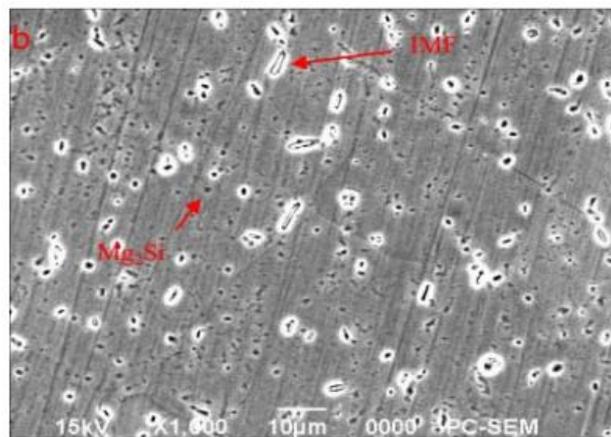


Figure II-13 : Microstructures MEB de l'alliage Al-0.652 % at. Mg -0.595 % at. Si [2].

a- Influence de l'excès en Si :

Pour un alliage Al-Mg-Si équilibré, c'est-à-dire dans lequel les éléments Mg et Si se trouvent en quantités juste pour former la phase stœchiométrique Mg_2Si , la séquence de précipitation est celle décrite précédemment avec la formation des phases β'' , β' et β .

Une quantité de Si en excès peut entraîner une modification dans la séquence de précipitation avec la formation de phases supplémentaires (U1, U2). Un excès de Si peut aussi améliorer la résistance de l'alliage en agissant favorablement sur la taille, la densité et la répartition des précipités β'' . La séquence de précipitation peut s'écrire dans ce cas :

SSS \rightarrow amas individuels \rightarrow Co-amas (Mg, Si) \rightarrow Zones GP $\rightarrow \beta'' \rightarrow \beta'$, U1, U2, B' $\rightarrow \beta$, Si
U1 c'est $MgAl_2Si_2$.

U2 c'est $MgAlSi$.

b- Influence de Cu :

L'addition du Cu à l'alliage ternaire Al-Mg-Si favorise la formation d'une phase dénommée Q et de sa précurseuse Q'. Ce sont deux phases quaternaires constituées des éléments $AlMgSi$ et Cu qui se forment en particulier à l'état survielli. La formation de la phase β'' n'est pas affectée et reste la phase qui assure le durcissement de l'alliage dans les états pré-vieillis et vieillis au pic de durcissement. Exemple, pour l'alliage 6022 qui contient un excès de Si, la séquence de précipitation s'écrit en fonction de la teneur croissante en cuivre [7, 19] :

SSS \rightarrow Zones GP $\rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' + Q' \rightarrow \beta + Si$

SSS \rightarrow Zones GP $\rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' + Q' \rightarrow Q + Si$

II-4 Recristallisation :

II-4-1 Introduction à la recristallisation :

L'écroutissage du matériau introduit une densité de défauts cristallins plus ou moins élevée, dépendant du taux de déformation. Le retour à l'équilibre ne peut s'effectuer que par un traitement de recuit, est accompagné par un adoucissement et s'effectue en trois étapes : restauration, recristallisation primaire et grossissement du grain (ou recristallisation secondaire).

Dans tous les cas l'élévation de température provoque un retour aux propriétés et à la structure d'un état plus stable, il s'agit donc d'une restauration au sens strict de ce mot.

Le phénomène de recristallisation est obtenu par optimisation d'un certain nombre de paramètres : taux de réduction, température de recuit et temps de maintien à cette température. La cinétique de recristallisation est influencée par un certain nombre de facteurs comme le taux de déformation, la température du recuit, les éléments d'alliage, la taille du grain initial ainsi que la présence de phase sous forme de précipités thermiquement stables [7, 20].

II-4-2 La restauration :

La restauration se produit dans le matériau écroui, et rassemble tous les phénomènes qui ne mettent pas en jeu le mouvement de joint de grains de forte désorientation. La restauration permet de récupérer totalement ou partiellement les propriétés mécaniques initiales du métal, elle est discutée essentiellement en termes de changement de structures de dislocations.

Au cours de cette étape, il n'y a pas création de nouveaux grains, mais seulement réduction du nombre de défauts atomiques, lacunes et dislocations et réarrangement de ceux-ci en nouvelles configuration plus stables. Avec le chauffage, l'excès de dislocations va s'arranger dans une configuration de faible énergie, en rangées régulières ou en joints de grains à faible angle. De telles structures ont été observées pour la première fois par Cahn, ce mécanisme est appelé polygonisation.

Ce phénomène est représenté schématiquement en figure II-14 a pour le cas simple des faibles déformations. Dans le cas d'une forte déformation, le problème est un plus compliqué puisque plusieurs systèmes de glissement peuvent être activés et des dislocations de vecteurs de Burgers différents sont mises en jeu. Il y a formation de réseaux à deux dimensions. Ceci est schématisé par la figure II-15. Un autre processus mis en jeu, c'est le phénomène d'annihilation mutuelle entre dislocations de signes opposés. Ces deux processus contribuent à diminuer la densité des défauts et donc l'énergie interne du cristal [20, 42].

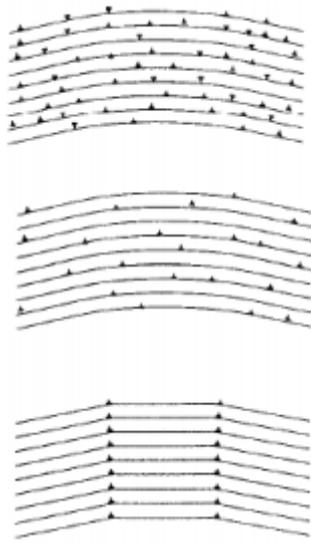


Figure II-14 Polygonisation d'un cristal contenant des dislocations coins dans le cas de faible déformation.

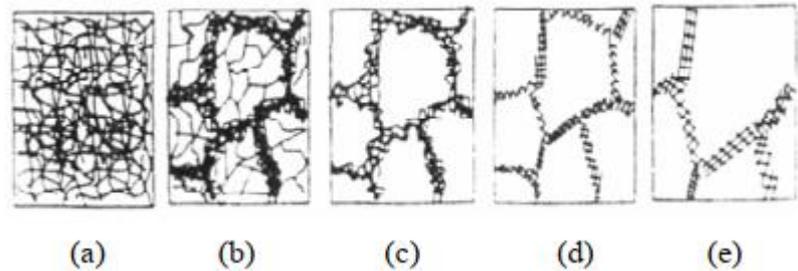


Figure II-15 Polygonisation d'un cristal contenant des dislocations coins dans le cas de forte déformation

(a) : enchevêtrement de dislocation, (b) : formation de cellules
 (c) : annihilation des dislocations dans les cellules
 (d) : formation des sous grains, (e) : croissance de sous grains [43].

II-4-3 Recristallisation primaire :

La recristallisation primaire est caractérisée par le développement de nouveaux grains aux dépens des grains écrouis. Elle a pour but de remplacer la structure écrouie par une nouvelle structure à grains sereformés d'orientation tout à fait différente c'est-à-dire que certaines orientations sont renforcées. La recristallisation d'un métal écrouie comprend généralement deux stades : la germination et la croissance de ces germes.

II-4-3-1 La germination des grains :

Au cours du recuit de recristallisation des germes apparaissent par la formation de région de petits volumes exempts de défauts susceptibles de croître dans la matrice séparés par des joints à grands angles. Des sites de germination sont prédéterminés par la déformation dans les régions les plus écrouies de la matrice telles que les joints de grains et les enchevêtrements de dislocations, ainsi qu'au voisinage d'une particule de seconde phase.

La force motrice dans ce processus est associée à l'énergie emmagasinée dans un grain du côté d'un joint relativement à celle existant de l'autre côté de ce joint. En général, La distribution de l'énergie stockée n'est pas homogène. Ceci conduit à une germination hétérogène [20].

II-4-3-2 La croissance des grains :

Les germes d'orientation différente de la matrice mère qui auront atteint une taille critique, croissent en se nourrissant de celle-ci avec des formes plus ou moins régulières dues à une anisotropie de leur vitesse de croissance. La force motrice pour la croissance du grain dans une matrice sévèrement déformée est la différence entre l'énergie stockée (ou la densité des dislocations) dans le nouveau grain et dans la matrice environnante. La croissance s'effectue donc par migration des joints fortement désorientés.

La croissance ultérieure des grains dépend de plusieurs facteurs parmi lesquels : La quantité d'énergie emmagasinée après déformation, qui doit être suffisamment élevée pour assurer la force motrice nécessaire (taux de déformation élevé). Le germe doit avoir une taille favorable (taille critique) par rapport aux autres germes voisins. Et avoir la possibilité de croître, c'est-à-dire être dans une région fortement déformée [20, 44].

II-4-3-3 Les caractéristiques de recristallisation primaire :

-La recristallisation ne se produit qu'après une certaine déformation minimale, dite écrouissage critique.

-Plus la déformation est faible, plus la température de recristallisation est élevée : La température de recristallisation est la température minimale à laquelle le métal doit être recuit pour que la recristallisation se produise en un temps donné.

-La température de recristallisation est d'autant plus basse que le temps de recuit est plus long (pour une même déformation).

-Plus la dimension des grains initiaux est grande, plus la déformation requise pour produire la recristallisation, dans des conditions de température et de temps données, est élevée.

-Les nouveaux grains ne croissent pas aux dépens de grains déformés d'orientation voisine.

-À une température donnée (au cours d'un recuit isotherme), la vitesse de recristallisation (volume recristallisé par unité de temps) part d'une valeur nulle, croît et passe par une valeur maximale ; d'où la forme caractéristique des courbes de cinétique de recristallisation primaire qui commence par une période d'incubation.

-La température de recristallisation est d'autant plus basse que la pureté du métal est plus élevée [4].

II-4-4 Grossissement du grain (recristallisation secondaire) :

Une fois la recristallisation primaire terminée et la matrice constituée de nouveaux grains (après consommation de toute l'énergie stockée), le prolongement du recuit provoque l'augmentation de la taille moyenne des grains. Ce processus, appelé recristallisation secondaire, s'effectue par migration des joints de grains. En effet, à la fin du stade de la recristallisation primaire, le matériau est encore métastable, à cause de l'énergie interfaciale stockée dans les joints de grains.

La tendance vers la stabilité thermodynamique passe par la réduction de la surface totale des joints. La force motrice pour le grossissement des grains est l'énergie libre des joints des grains. Sous l'effet du recuit, les petits grains disparaissent et les plus gros grossissent. En conséquence, le nombre des grains diminue.

Tenant compte du comportement du processus de grossissement du grain, on distingue la croissance normale ou continue et la croissance anormale ou discontinue. Dans le premier cas, la taille moyenne des grains augmente, mais la distribution de leurs tailles et leurs formes ne change pas. Dans le deuxième cas, au contraire, certains grains grossissent de façon disproportionnée par rapport aux autres, en particulier lorsque la température est assez élevée. Pour que les grains restent fins il faut choisir des températures de recuit non élevées et des durées de maintien courtes, car les températures élevées favorisent la croissance anormale des grains [7].

II-4-5 Facteurs influant la recristallisation

Les processus de restauration et de recristallisation ont lieu à travers l'annihilation et le réarrangement des dislocations, pour le premier, et la formation et la migration des joints fortement désorientés pour le second. La cinétique de recristallisation dépend de plusieurs paramètres tels que :

a- Le taux de déformation

Le taux de déformation affecte la vitesse de recristallisation, parce que la déformation change la quantité d'énergie emmagasinée et le nombre des germes effectifs. Humphreys et Hatherly ont montré que les sites de germination pouvaient être fonction du taux de déformation.

b- Impuretés

L'effet habituel des solutés est de retarder la recristallisation. L'effet quantitatif d'un soluté sur la recristallisation dépend de la nature du couple solvant/soluté. Les impuretés augmentent la valeur de la température de recristallisation.

c- Paramètres du recuit

- L'augmentation de la température provoque la diminution de la période d'incubation.
- La vitesse de chauffage pour amener l'échantillon à la température de recuit peut également être importante parce qu'une vitesse de chauffage élevée peut réduire le taux de restauration [20].

Chapitre III

Matériau étudié et Techniques expérimentales utilisées

III. Matériau étudié et Techniques expérimentales utilisées :

III.1 Matériau étudié :

Le matériau utilisé dans notre étude est une tôle d'alliage à base d'aluminium Al-Mg-Si à excès de silicium, (figure III.1). Sa composition chimique (en pourcentage massique) est représentée dans le tableau III.1.

La totalité de notre travail expérimentale a été effectué en Laboratoire de Mécanique Appliquée des Nouveaux Matériaux d'Analyses (LMANM) de l'université 8 Mai 1945, Guelma.



Figure III.1 : Echantillons d'alliage étudié

Elément	Al	Mg	Si	Cu	Fe	Mn
% massique	balance	0.20	0.62	0.10	0.17	0.03

Tableau III-1 : Compositions chimiques de l'alliage étudié en % massique

III.2 Déformation plastique (laminage à froid) :

Le laminage est un procédé de fabrication par déformation plastique. Il concerne différents matériaux comme du métal, alliage ou tout autre matériau sous forme pâteuse.

Cette déformation est obtenue par compression continue au passage entre deux cylindres tournant en sens inverse l'un de l'autre.

Un laminoir est une installation industrielle ayant pour but la réduction d'épaisseur d'un matériau. Le laminoir à froid réduit l'épaisseur jusqu'à l'épaisseur finale demandée et durcisse le métal.

Dans notre cas, nos échantillons d'alliage sont déformés à 25 % et à 50 %.

III.3 Traitement thermique :

Nous avons utilisé un four du type Nabertherm pour appliquer les traitements thermiques suivants :

- 1- un traitement d'homogénéisation à la température 530°C pendant 1 heure, suivie d'une trempe à l'eau.
- 2- un traitement de vieillissement artificiel à la température 185 °C pendant différentes périodes du temps.

III.4 Préparation des échantillons pour l'étude micrographique :

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

- Le polissage mécanique est fait avec papier abrasif 800 puis 1000 à l'aide d'une polisseuse.
- une attaque chimique pour révéler sa structure, on utilise un réactif de Keller dont sa composition est la suivante [2,11] :

Acide fluorhydrique (HF)	0.5ml
Acide nitrique (HNO ₃)	2.5ml
Acide chlorhydrique	1.5ml
Eau distillée	95ml



Figure III.2 : Polisseuse mécanique utilisé de type MECAPOL 3B

III.5 Techniques expérimentales utilisées :

III.5.1 Microscopie optique :

Le microscope optique est utilisé pour observer la forme et la taille des grains, des précipités, etc.

Dans notre étude nous avons utilisés un microscope optique à grand champ ZEISS équipé d'un appareil photo MotiCam 2500 à commande numérique piloté par un programme de traitement d'images MoticImages Plus V2.0.

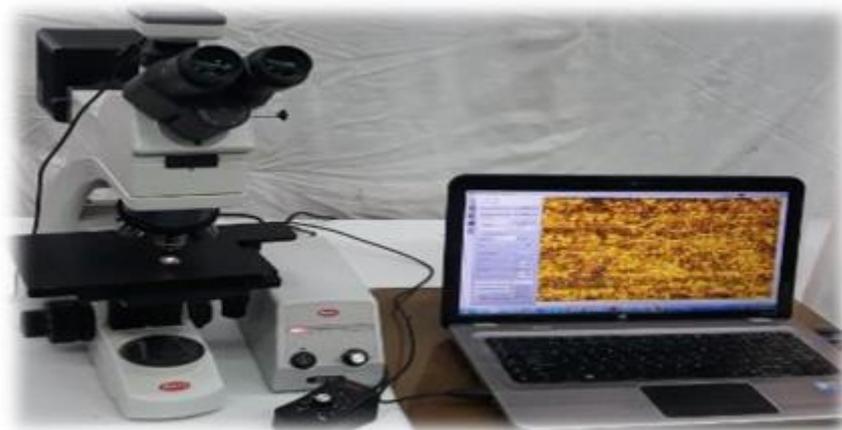


Figure III.3 : Microscope optique de type ZEISS.

III.5.2 Calorimétrie différentielle à balayage (DSC) :

La calorimétrie différentielle à balayage est une technique sert à étudier les transitions thermiques d'un matériau. Les transitions thermiques sont les changements qui interviennent dans un matériau quand il est chauffé.

Elle est utilisée pour déterminer la séquence de précipitation dans les alliages. Les transitions thermiques exothermiques observées indiquent la formation des phases et les pics endothermiques sont dus à la dissolution des phases.

Dans notre travail, nous avons utilisé la calorimétrie différentielle à balayage DSC de type (*METTLER TOLEDO DSC*) sous le contrôle d'un programme de traitement *CALISTO*. Nos échantillons d'alliage étudié ont des masses d'environ 20 mg. On a choisi le cycle thermique qui consiste en un chauffage à partir de la température 30°C jusqu'à 550 °C avec une vitesse de 10 °C/min, suivi d'un refroidissement jusqu'à l'ambiante avec une vitesse de 50° C/min.



Figure III.4 Machine de DSC model *METTLER TOLEDO DSC*.



Figure III.5 : Creuset en Aluminium avec couvercle.



Figure III.6 : Presse pour fermeture des creusets

III.5.3 Micro-dureté Vickers :

La dureté d'un métal est définie comme la résistance qu'il oppose à la pénétration d'un autre corps plus dur que lui. Dans notre étude, nous avons utilisé un microduromètre semi-automatique de type **ZWICK**, lié à un microordinateur qui permet la mesure automatique de la microdureté.



Figure III.7 : Microduromètre de type ZWICK.

Chapitre IV

Résultats et Discussions

IV. Résultats et Discussions :

IV.1. Introduction :

Ce chapitre est axé sur le travail expérimental qui propose des résultats et discussions, ainsi les techniques expérimentales et les moyennes d'investigation utilisées telles que : la microscopie optique, la calorimétrie différentielle à balayage (DSC) et la microdureté Vickers (HV).

IV.2. Etude structurale par microscopie optique :

Pour avoir une image sur la taille des grains, ainsi que l'existence des particules intermétalliques dans la matrice de l'alliage étudié, nous avons opté des observations structurales, de nos échantillons d'alliage étudié à l'état de réception, après le traitement d'homogénéisation et après une déformation à 25% et à 50%.

IV.2.1. Etat de réception :

La *figure (IV.1)* illustre la microstructure de l'alliage étudié à l'état de réception. On observe une hétérogénéité des grains, et la présence des particules réparties d'une façon aléatoire à l'intérieur de ces grains. On remarque aussi, une forte densité des particules situées principalement aux joints des grains.

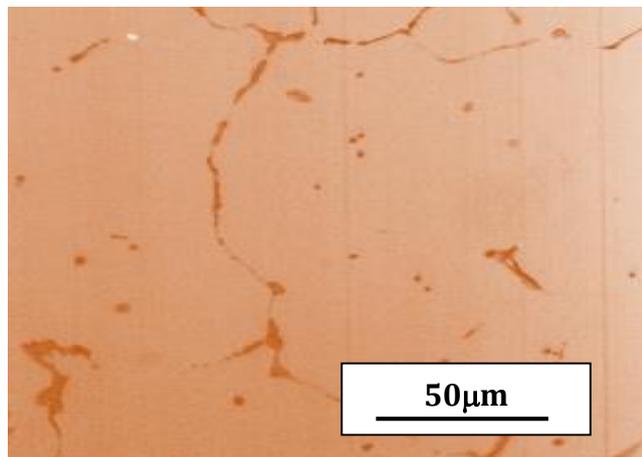


Figure IV. 1. Microstructure optique de l'alliage à l'état de réception.

IV.2.2. Etat après l'homogénéisation :

La microstructure optique, de l'échantillon de l'alliage étudié homogénéisé pendant 1 heure à la température 530°C et puis trempé à l'eau, est représentée par la *figure (IV.2)*.

On observe l'existence d'une forte densité des particules réparties de façon aléatoire à l'intérieur des grains. Alors, on constate que le traitement d'homogénéisation libère des particules responsables à la précipitation et incite la germination.

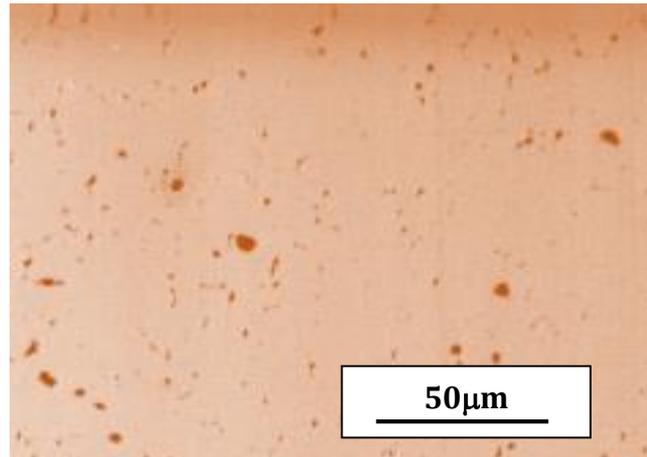


Figure IV. 2. Microstructure optique de l'alliage étudié homogénéisé pendant 1 heure à 530°C et trempé à l'eau.

IV.2.3. Etats déformés : 25 % et 50 %:

Après l'homogénéisation à 530 °C pendant 1 heure et la trempe à l'eau, nos échantillons d'alliage sont déformés à 25% et à 50%, respectivement.

La figure (IV.3) illustre la microstructure optique de l'échantillon déformé à 25%. On observe une diminution de la taille des grains dans ce cas par rapport à l'état de réception et non déformé. On remarque aussi, un allongement des grains selon l'axe de déformation et l'existence de quelques particules à l'intérieur des grains.

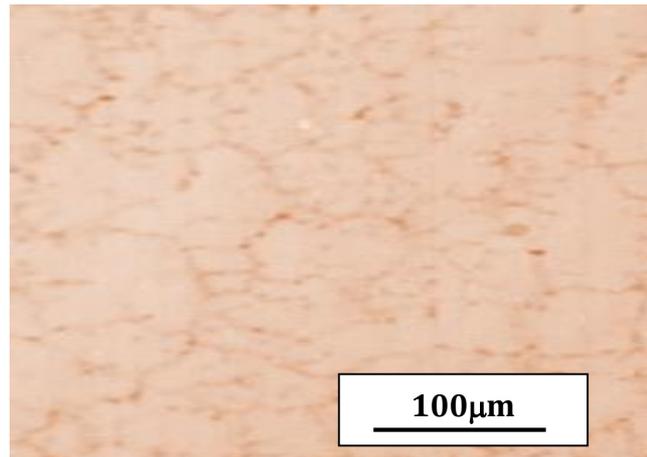


Figure IV. 3. Microstructure optique de l'alliage homogénéisé 1h à 530°C puis déformé à 25%.

La microstructure optique de l'échantillon déformé à 50% est représentée dans la *figure (IV.4)*. On constate, dans ce cas, que la taille des grains est plus petite par rapport à l'état déformé à 25%. L'allongement des grains selon l'axe de déformation est clairement observé.

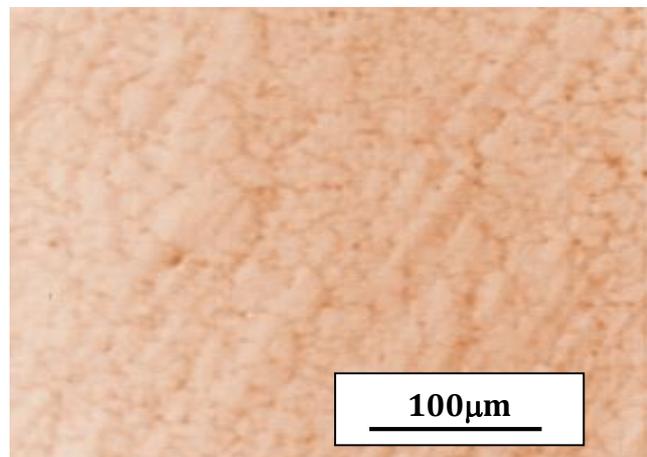


Figure IV. 4. Microstructure optique de l'alliage étudié homogénéisé 1h à 530°C puis déformé à 50%.

IV.3. Etude Calorimétrique par DSC

On a utilisé le DSC de type *Setaram* pour pouvoir montrer les réactions exothermiques et endothermiques, qui représentent la séquence de précipitation (la formation et la dissolution des phases précipitées).

La *figure (IV.5)* illustre la courbe de DSC de l'alliage étudié homogénéisé 1 heure à 530°C puis trempé à l'eau. La vitesse de chauffage choisi est 10 °C/min.

Dans cette courbe, on observe huit réactions, quatre pics exothermiques et quatre pics endothermiques. Les quatre pics exothermiques sont associés à la formation : des zones G.P, de la phase β'' , de la phase β' et de la phase β , respectivement. Ces pics sont situés aux voisinages de températures : 140°C, 250°C, 290°C et 400°C.

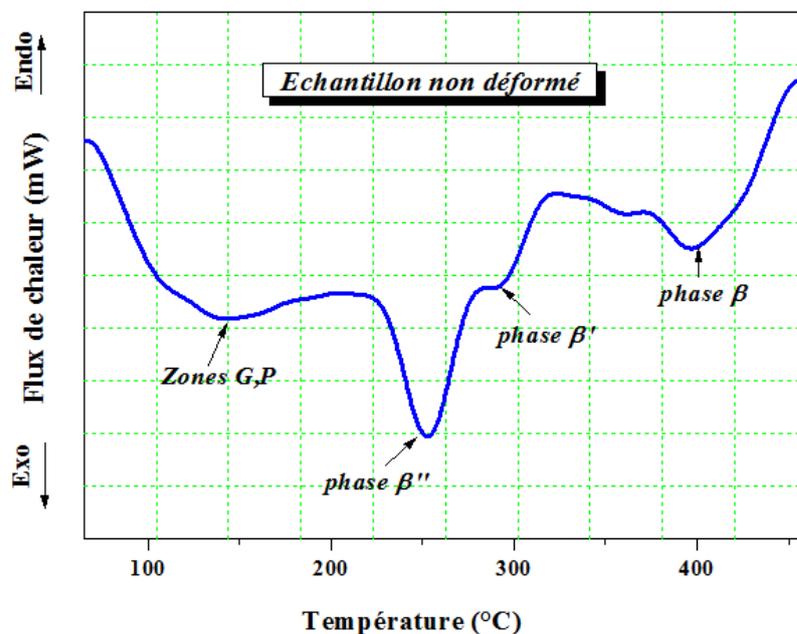


Figure IV.5 Courbe de DSC de l'alliage étudié homogénéisé 1h à 530°C, non déformé .

Cependant, les quatre pics endothermiques sont attribués à la dissolution : des zones G.P, de la phase β'' , de la phase β' et de la phase β , respectivement. Les pics endothermiques sont situés aux températures : 190°C, 280°C, 320°C et 450°C.

Nos résultats obtenus sont en bon accord avec les recherches récents [7, 17, 40, 45].

Les réactions observées sur la courbe de DSC de l'alliage étudié, confirment la séquence de précipitation la plus connue dans les alliages Al-Mg-Si :

SSS \rightarrow Zones G.P \rightarrow Phase β'' \rightarrow Phase β' \rightarrow Phase β .

La courbe de DSC de l'alliage étudié homogénéisé 1 heure à 530°C, trempé à l'eau, puis déformé à 25% est représentée sur la *figure (IV.6)*.

On observe, presque, les mêmes pics déjà observés dans le cas de l'échantillon d'alliage non déformé.

Mais, on constate une diminution de l'intensité de ces pics. Dans ce cas, on remarque l'absence du pic qui correspond à la formation de la phase β' .

Les pics exothermiques qui sont associés à la formation : des zones G.P, de la phase β'' et de la phase β , respectivement, sont situés aux voisinages des températures : 90° C, 280°C, 290°C et 380°C.

Les pics endothermiques qui sont associés à dissolution : des zones G.P, de la phase β'' et de la phase β , respectivement, sont situés environ aux températures : 220 °C, 340 °C et 430 °C.

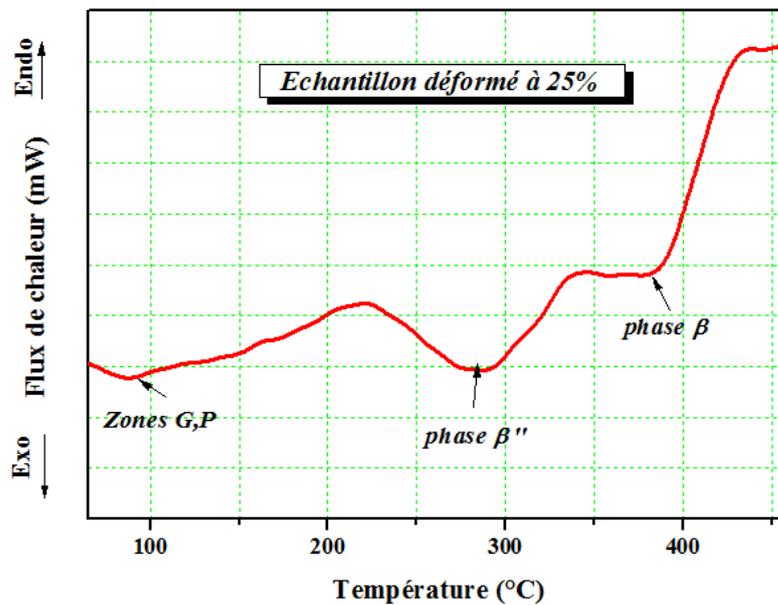


Figure IV.6 Courbe de DSC de l'alliage étudié homogénéisé 1h à 530°C, puis déformé à 25%

La *figure (IV.7)* représente la courbe de DSC de l'alliage étudié homogénéisé 1 heure à 530°C, trempé à l'eau, puis déformé à 50 %.

Dans ce cas, on observe une diminution remarquable de l'intensité des pics qui correspond à la formation : des zones G.P, de la phase β'' et de la phase β , respectivement. On note aussi, que ces pics sont décalés vers les hautes températures.

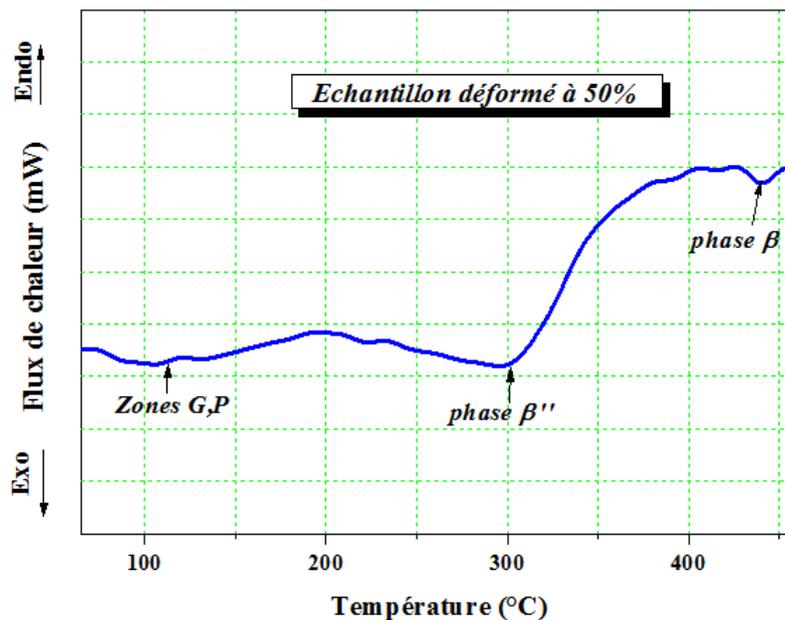


Figure IV.7 Courbe de DSC de l'alliage étudié homogénéisé 1h à 530°C, puis déformé à 50%

La superposition des trois courbes de DSC des échantillons de l'alliage étudié déformés : 0 %, 25 % et 50%, respectivement est illustré sur la *figure IV.8*.

La diminution de l'intensité des pics exothermiques et endothermiques, ainsi que le décalage de ces pics sont bien montré.

Enfin, on peut conclure que la déformation de notre alliage, à des taux compris entre 25 % et 50 % conduit à une diminution de l'intensité ou l'absence de certaines phases.

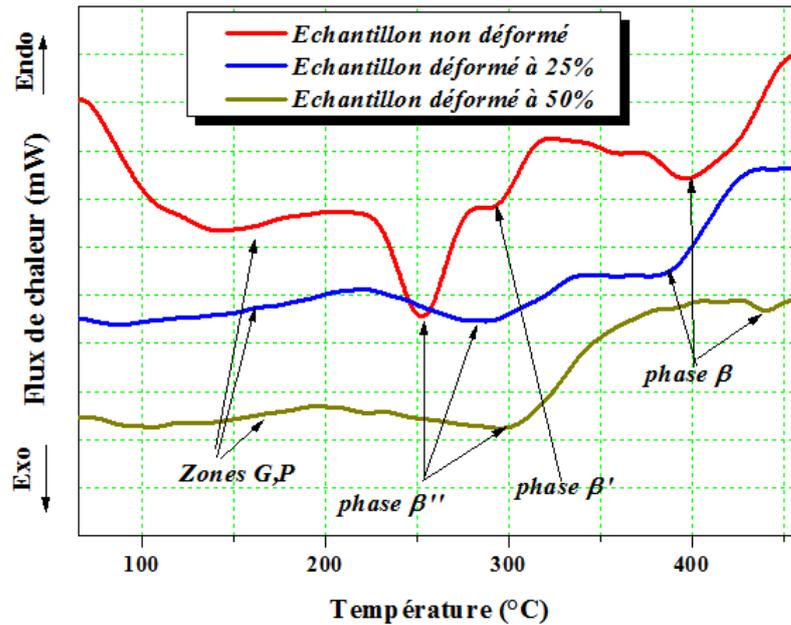


Figure IV.8 Superposition des courbes de DSC des échantillons de l'alliage étudié ayant subi différents taux de déformation.

VI.4 L'effet de la déformation sur les propriétés mécaniques :

Nous avons utilisé le microduromètre Vickers du type ZWICK pour étudier l'effet de déformation sur les propriétés mécaniques de notre alliage.

Nos échantillons ont été homogénéisés pendant 1 heure à la température 530 °C, trempé à l'eau, puis ont subi des différents taux de déformation : 0 %, 25 % et 50 %, respectivement.

La *figure (IV.9)* représente la variation de la microdureté Vickers (HV) en fonction du temps de vieillissement de l'alliage étudié, non déformé (0 %), et vieilli artificiellement à 185 °C.

Cette courbe montre une augmentation de la microdureté de la valeur 55 HV jusqu'à la valeur maximale 115 HV. Après l'augmentation, la microdureté diminue à la valeur 98 HV. Le pic de la microdureté est dû à la formation de la phase β'' . Il nécessite 14 heures du temps pour atteindre le sommet de ce pic de microdureté.

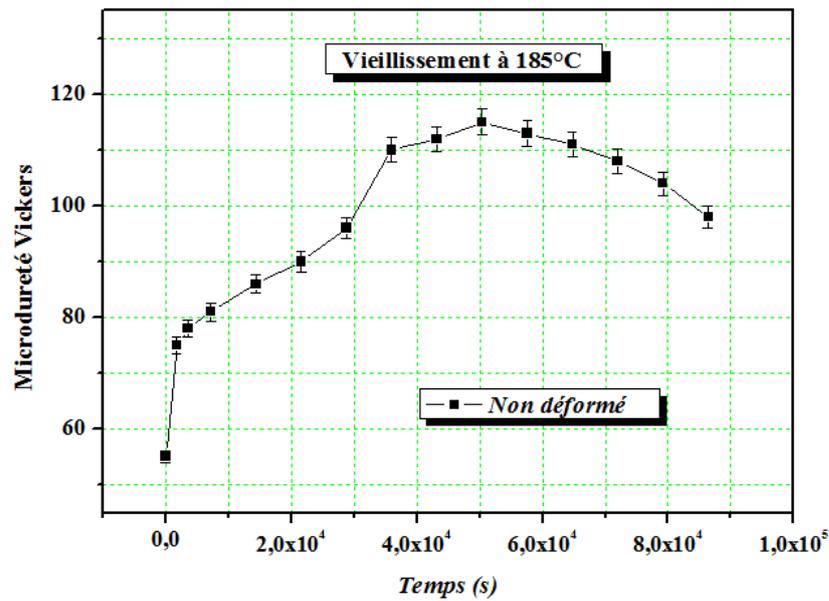


Figure IV. 9. Variation de la microdureté Vickers (HV) de l'alliage étudié homogénéisé 1h à 530 °C, trempé à l'eau, non déformé (0 %) puis vieilli artificiellement à 185°C.

La figure (IV.10) illustre la variation de la microdureté Vickers (HV) en fonction du temps de vieillissement de l'alliage étudié, déformé à 25 %, puis vieilli artificiellement à 185 °C.

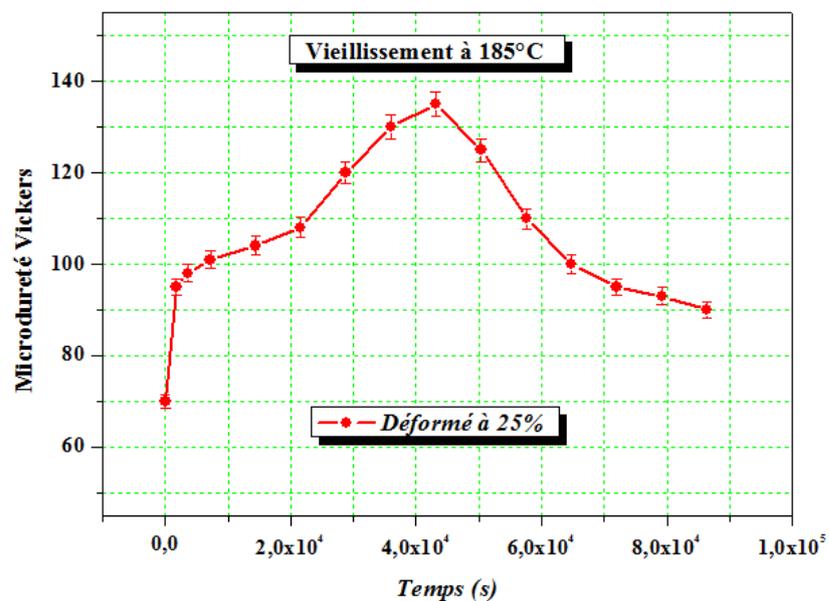


Figure IV. 10 Variation de la microdureté Vickers (HV) de l'alliage étudié homogénéisé 1h à 530 °C, trempé à l'eau, déformé à 25 %, puis vieilli artificiellement à 185°C.

Dans ce cas, on note que la courbe de la microdureté de l'alliage déformé à 25% ; a la même allure que la courbe de l'alliage non déformé. Cependant, on note que les valeurs de microdureté dans ce cas sont supérieures à celles du cas précédent d'un rapport compris entre 15 % et 20 %.

La valeur maximale du pic qui correspond à la formation de la phase β'' est de 134 HV. Elle est obtenue après 12 heures du temps de vieillissement à la température 185°C.

On conclut que la déformation de notre alliage à 25% augmente sa microdureté jusqu'à 20 %.

L'évolution de la microdureté Vickers (HV) en fonction du temps de l'alliage étudié, déformé à 50 %, puis vieilli artificiellement à 185 °C est représentée par la *figure (IV.11)*.

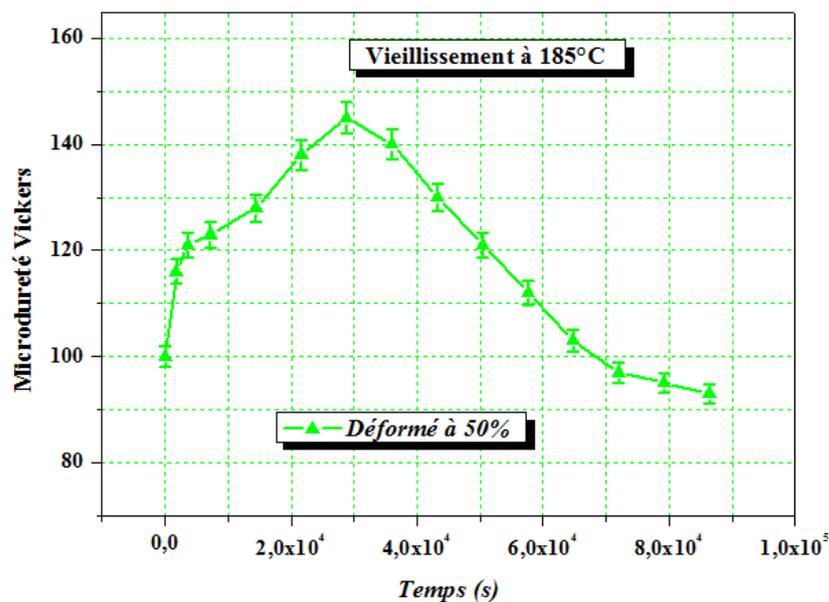


Figure IV. 11 Variation de la microdureté Vickers (HV) de l'alliage étudié homogénéisé 1h à 530 °C, trempé à l'eau, déformé à 50 %, puis vieilli artificiellement à 185°C.

On peut confirmer que l'allure de cette courbe de microdureté est presque identique aux courbes précédentes. Nous notons, dans ce cas, que l'augmentation de la microdureté à sa valeur maximale 145 HV est obtenue plus rapide. Le temps nécessaire pour atteindre la valeur maximale de la microdureté est environ 8 heures.

Les figures IV.12 et IV.13 représentent, la superposition des trois courbes et l'histogramme de la microdureté Vickers (HV) des échantillons de l'alliage étudié déformés à : 0 %, 25 % et 50%, respectivement.

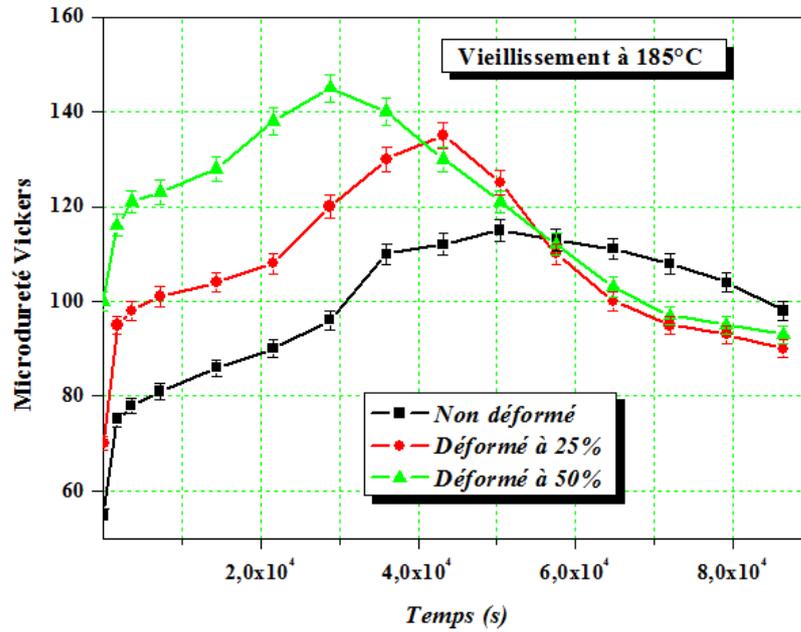


Figure IV.12 Superposition des courbes de microdureté Vickers des échantillons de l'alliage étudié ayant subi différents taux de déformation.

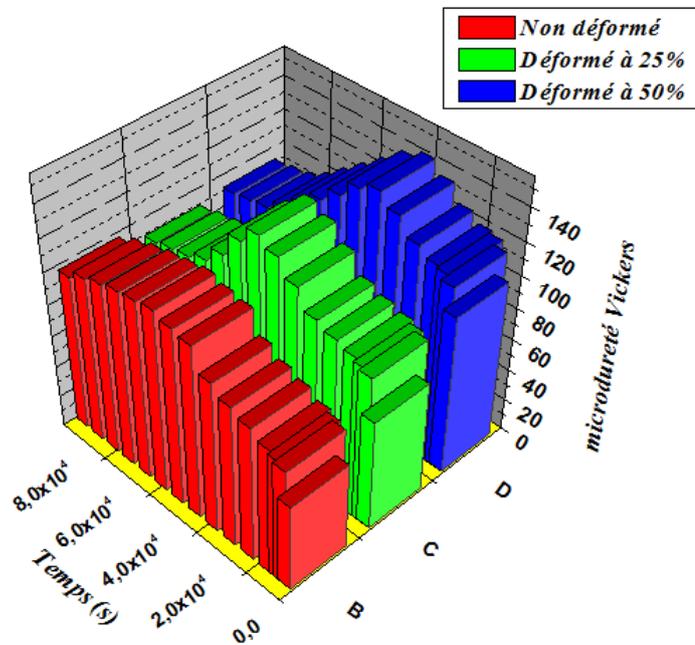


Figure IV.13 Histogramme représente la microdureté Vickers (HV) des échantillons de l'alliage étudié ayant subi différents taux de déformation.

Les figures IV. 12 et IV. 12 montrent que la déformation de notre alliage à 50 % augmente sa microdureté entre 10 % et 30 % par rapport à l'alliage déformé à 25 % seulement et entre 25 % et 50 % par rapport à l'alliage non déformé.

Conclusion

Générale

Conclusion Générale

L'objectif essentiel de notre travail est l'étude de l'effet de déformation sur les propriétés mécaniques d'un alliage Al-Mg-Si de la série 6xxx à excès de silicium.

Pour réaliser ce travail, nous avons utilisé les techniques expérimentales suivantes : la microscopie optique (OM), la calorimétrie différentielle (DSC) et le microduromètre Vickers (HV). Nos échantillons d'alliage ont subi différents traitements thermiques appropriés (homogénéisation, vieillissement artificiel).

En interprétant nos résultats obtenues, on peut affirmer que :

- ↳ Le traitement d'homogénéisation à 530 °C pendant 1 heure favorise la libération des particules intermétalliques qui sont responsables à la formation de plusieurs phases.
- ↳ La taille des grains de l'alliage déformé à 50% diminue de façon significative par rapport aux alliages non déformés et déformé à 25%.
- ↳ La séquence de précipitation obtenue par l'analyse calorimétrique différentielle DSC, dans notre type alliage Al-Mg-Si, est :



- ↳ La déformation de l'alliage, à des taux compris entre 25 % et 50 % conduit semblablement à une diminution de l'intensité ou bien l'absence de certaines phases.
- ↳ La déformation de l'alliage à 50 % augmente la microdureté entre 10 % et 30 % par rapport à l'alliage déformé à 25 % et entre 25 % et 50 % par rapport à l'alliage non déformé.
- ↳ Le pic de la microdureté observé correspond à la formation de la phase β'' confirement le pic le plus intense de DSC.
- ↳ Les résultats de la microdureté Vickers montrent que la phase β'' est le précipité le plus durcissant.

Perspectives

Perspectives

Le comptons continuer notre étude sur deux volet :

- Le 1^{er} consiste à une observation microscopique par le MEB et le MET.
- Le 2^{ème} c'est une étude de simulation.

Une fois le résultat obtenue de deux approches (expérimentale, simulation). On peut procéder à une comparaison entre les résultats à une comparaison entre les résultats théoriques par simulation, et les résultats expérimentaux afin de pouvoir cerner notre étude. Pour pouvoir aboutir à des résultats qui peuvent donner des solutions aux problèmes industriels.

Références

Bibliographiques

Références Bibliographiques

- [1] S. Bensaada : Phénomènes De Recristallisation, De Précipitation Et De Dissolution Discontinue Dans Les Alliages Ni-1,4 at.% In, Ni-6,2 at.% In, Al-15at.% Zn, Al-30 mass. %Zn, Cu-4,6 at.% In, et Mg-8 mass.% Al. Thèse de doctorat d'état. Laboratoire Larhyss (2005).
- [2] I. Hamdi : Phénomène de précipitation des phases dans l'alliage d'aluminium (série 6000) thèse doctorat en science en chimie industrielle. Université Biskra (2014).
- [3] F. Serradj : Etude de la Cinétique de Précipitation dans les Alliages Al-Mg-Si contenant différentes teneurs des éléments d'additions. Thèse de doctorat en sciences en physique. Université Constantine 1 (2014).
- [4] G. Benchabane : Les mécanismes de recristallisation et de croissance des grains dans les métaux et alliages métalliques légers. Thèse de doctorat en sciences en physique. Université Biskra (2009).
- [5] <http://www.almet-metal.com/informations-techniques/donnees-aluminium>.
- [6] <https://ft.univ-tlemcen.dz/assets/uploads/pdf/departement/gc/partie2/aluminium.pdf>
- [7] 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 en physique. Université Annaba (2016/2017).
- [8] <https://fr.wikipedia.org/wiki/Alcan>
- [9] M. Colombé et Coll : Matériaux Métallique, propriétés, mise en forme et applications industrielles des métaux et alliages. Livre.
- [10] F. Baillon, P. Lours : Au Cœur des Matériaux Cristallins (2016).
- [11] K. Boulemzaout : Analyse thermique des alliages d'aluminium AlMgSi(Cu). Mémoire de magister en physique. Université Constantine (2012).
- [12] N. Radutoiu : Influence des traitements thermiques sur le comportement en corrosion à l'échelle locale de l'alliage d'aluminium en aw 2024. Thèse de doctorat de l'université de Toulouse (2013).

Références Bibliographiques

- [13] H. Lazizi : Influence de la variation de température de revenu sur l'évolution des caractéristiques mécaniques et structurales de l'alliage Al-4% Cu trempé dans un fluide à 70% d'eau et 30% d'huile soluble. Mémoire de fin d'étude de Master en Génie Mécanique. Université Tizi-Ouzou (2013).
- [14] D. Laadjal : Alliage d'aluminium évolution de la microstructure et propriétés mécanique. Mémoire de master en science et technologie. Université Annaba (2018).
- [15] https://www.bodycote.com/wp-content/uploads/2018/02/FICHE_les_traitements_thermiques_des_alliages_aluminium-Fev2013.pdf
- [16] <https://www.futura-sciences.com/planete/dossiers/geologie-aluminium>
- [17] S. Yahi : Contribution à l'étude microstructurale des Alliages d'aluminium AlMgSi. Mémoire de master en physique. Université Oum El Bouaghi (2012).
- [18] Classification des alliages d'aluminium. Métallerie 49- spécial soudage- avril 2003.
- [19] H. Fareh : Effets des éléments d'addition sur la microstructure des alliages AlMgSi. Mémoire de magister en physique. Université Oum El Bouaghi (2012).
- [20] S. Bourahla : Influence du recuit sur la recristallisation de l'alliage Al-Li. Mémoire de magister en physique. Université constantine (2007).
- [21] S. BENSAAIDA. Traitement thermique, classification et désignation des aciers et fontes. (2009).
- [22] <https://www.lenntech.fr/aluminium-fiche-identite.htm>.
- [23] K. Djabri : Etude de l'influence des traitements thermiques sur les propriétés des alliages Al-Mg-Si contenant différentes teneurs des éléments d'additions. Mémoire de master. Université Tebessa (2016).
- [24] J. GAUTHIER : Effet Du Traitement Thermique Sur Les Propriétés Mécaniques, La Microstructure Et La Fractographie Pour L'alliage Al-Si-Cu-Mg. Université Du Québec (1994).

Références Bibliographiques

- [25] W. Kurz, J. P. Mercier et G. Zambelli, introduction à la science des matériaux, presses polytechniques et universitaires romandes (1995). 254.
- [26] M. boufenghour, Mémoire de Magister, université Mentouri-constantine (2001). 24.
- [27] G.W. Lorimer. *FiZika* 2 suppl. 2(1970). 16.
- [28] T.-H. Chuang, Doktorarbeit, Universitat Stuttgart, (1983).
- [29] A. Deschamps, thèse de doctorat, institut national polytechnique de Grenoble, (1997).
- [30] L.N. Larikov and O.A. Shmatko, *Nauk. Dumka*, Keiv, (1976).
- [31] Z. BENCHAREF : Chapitre 1 transformation de phase à l'état solide dans les alliages métalliques (2006).
- [32] H. Hemmache : Préparation et Précipitation dans les Alliages Al-X % mass. Zn(X=10, 25). Université M'sila (2013).
- [33] K.T. Kashyap, T. Chadrashekar; *Bull. Mater. Sci.*, 24 – 4 (2001) 345-353.
- [34] M. Volmer, A. Weber; *J. Phys. Chim.*, 119 (1925) 277-301.
- [35] R. Becker, W. Doring; *Ann. Phys.* 2 (1935) 719-752.
- [36] V. Laaksonen, D.W. Talanquer; *Oxtaby: Nucleation, measurements theory, and atomspharic applications. Annu. Rev. Phys. Chim* 46 (1995) 489-524.
- [37] E. Hornbgen, *Nucleation*; M. Becker. Inc New-york, (1969). 309.
- [38] J. Barralis, G. Maeder, *Métallurgie Tome 1*, ed communication actives. (1982).242.
- [39] G.A.Edwards,K.Stiller,G.L.Dunlop and M.J.Couper.The precipitation sequence in AlMg-Si alloys, *Acta mater.*,46(11)(1998)3893-3904.
- [40] M.I. Daoudi, A.Triki, A.Redjaimia : DSC study of the kinetic parameters of the metastable phases formation during non-isothermal annealing of an Al–Si–Mg alloy, *J. Therm. Anal. Calorim.* , 104 (2011) 627–633.
- [41] Hui li, Jia-yi Wang, Hai-tao Jiang, Zheng-feng Lu et Zhen-feng Zhu: Characterizations of precipitation behavior of Al-Mg-Si alloys under different heat treatments (2018).

Références Bibliographiques

- [42] S. Bensaada, M. Boukharouba : Effet de la température et de la déformation plastique sur les mécanismes et cinétiques de la recristallisation, de la précipitation et de la dissolution discontinue dans les alliages métalliques binaires et ternaires.
- [43] G. Genevois : Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d'alliages d'aluminium de la série 2000 & 5000 et comportement mécanique résultant. Thèse pour obtenir le grade de docteur (2004).
- [44] J. H. Driver : Evolution Structurale en Recristallisation, Problèmes de Germination et de Croissance. Colloque C3, supplément au Journal de Physique III, Volume 5, (avril 1995).
- [45] F. Serradj , H. Farh et B. Belfarhi : Study of Precipitation Hardening in Two Al-Mg-Si Alloys with and without Copper and Excess Silicon Using Kissinger and Boswell Methods. Defect and Diffusion Forum Vol. 397, (2019), 101 -110.
- [46] F. Serradj, R. Guemini, H. Fareh, K. Djemmal : Study of mechanical and electrical properties of AlMgSi alloys, Ann. Chim. Sci. Mat., 35 (1) (2010), 59-69.

Résumé

Le progrès industriel mondial notamment dans l'industrie (automobile, aéronautique, aéronavale et aérospatiale), nécessite la recherche de matériaux qui peuvent répondre aux besoins de fiabilité, légèreté et par voie de conséquence un matériau abondant et moins coûteux tels que les alliages à base d'aluminium.

Dans notre étude, on se propose de faire une étude sur l'aluminium et chercher plus de propriétés qui peuvent être des solutions à des problèmes industriels.

Notre travail consiste à dévoiler des propriétés mécaniques en utilisant des moyens d'investigation adéquats tels que : la microscopie optique (OM), la calorimétrie différentielle (DSC) et le microduremètre Vickers (HV). On aboutit de confirmer que :

La taille des grains de l'alliage déformé à 50% diminue de façon significative par rapport aux alliages non déformés et déformé à 25%. Aussi, La séquence de précipitation obtenue par l'analyse calorimétrique différentielle DSC, dans notre type alliage Al-Mg-Si, est :



De plus, La déformation de l'alliage à 50 % augmente la microdureté entre 10 % et 30 % par rapport à l'alliage déformé à 25 % et entre 25 % et 50 % par rapport à l'alliage non déformé. Enfin, on constate que la phase β'' est le précipité le plus durcissant.

En perspective, on veut enrichir notre étude par les techniques de la microscopie électronique en transmission (MET) et la microscopie électronique à balayage (MEB), pour accéder à la microstructure et afin une probable étude théorique de simulation à fin de comparer les résultats théoriques et expérimentaux.

Mots clés : Alliages Al-Mg-Si, déformation, phase, précipitation, séquence de précipitation, traitement thermique, vieillissement, DSC, microdureté vickers, microstructure.

ملخص

ان النمو او التطور الصناعي العالمي وخاصة في مجال صناعة (السيارات والطائرات وصناعة السفن البحرية والصناعات الفضائية) يتطلب البحث عن مواد التي من الممكن ان تغطي الاحتياجات والتي تتميز بخصائص معينة والتي تكون متوفرة في الطبيعة و اقل تكلفة مثل سبائك الالمنيوم.

نقترح في بحثنا هذا اجراء دراسة حول الالمنيوم والبحث عن المزيد من الخصائص التي يمكن ان تكون حلولا لمشاكل صناعية. تهدف دراستنا الى الكشف على الخصائص الميكانيكية لسبيكة Al-Mg-Si مشوهة بنسب مختلفة باستخدام الوسائل التجريبية التالية: الفحص المجهرى البصري (OM)-الماسح الحراري التفاضلي -قياس الصلادة HV. نؤكد ان :

يتناقص حجم حبيبات السبيكة المشوهة بنسبة 50% بشكل ملحوظ مقارنة بالسبائك غير المشوهة والمشوهة بنسبة 25%. أيضا، عملية تشكل الترسبات الطورية بواسطة الماسح الحراري التفاضلي (DSC) في سبيكة Al-Mg-Si المدروسة تكون كما يلي :



بالإضافة الى ذلك، يؤدي تشوه السبيكة بنسبة 50% الى زيادة الصلادة بين 10% و 30% مقارنة بالسبيكة المشوهة بنسبة 25% , و بين 25% و 50% مقارنة بالسبيكة غير المشوهة. و أخيرا نرى أن الطور β'' يعتبر الطور الأكثر صلادة .

نتطلع الى اثناء دراستنا بتقنيات المجهر الإلكتروني الماسح (MEB) والمجهر الإلكتروني النافذ (MET) للوصول الى البنية المجهرية ودراسة محاكاة نظرية محتملة لمقارنة النتائج النظرية والتجريبية.

الكلمات المفتاحية : سبيكة ألومنيوم Al-Mg-Si - التشوه -الطور- الترسيب - تشكل الترسبات الطورية - المعالجات الحرارية - التقادم - الماسح الحراري التفاضلي- الصلادة - البنية المجهرية.

Abstract

The global industrial progress, particularly in the industry (automobile, aeronautics, naval aviation and aerospace), requires the search for material which can meet the need for reliability, lightness and, consequently, an abundant and less expensive material such as aluminum alloys.

In our research work, we propose to do a study on aluminum and look for more properties, which can be solutions to industrial problems. Our work aims at revealing mechanical properties using suitable means of investigation such as: optical microscopy (OM), differential calorimetry (DSC) and the Vickers microdurometer (HV). We confirm that:

The grain size of the alloy deformed at 50% decreases significantly compared to the undeformed alloys and the ones deformed at 25%. Also, the precipitation sequence obtained by differential scanning calorimetry (DSC) in our Al-Mg-Si alloy is as follows:



In addition to that, the deformation of the alloy at 50% increases the microhardness between 10% and 30% compared to the alloy deformed at 25%, and between 25% and 50% compared to the undeformed alloy. Finally it is observed that the phase β'' is the most hardening precipitate.

In this respect, we would like to enrich our study with the SEM and TEM techniques, to access the microstructure and for a probable theoretical simulation study, in order to compare the theoretical and experimental results.

Key words: Al-Mg-Si alloys, deformation, phase, precipitation, precipitation sequence, heat treatment, aging, DSC, Vickers microhardness, microstructure.

Annexe : Vocabulaires de la physique de la matière condensée et des solides.

Physique de la matière condensée	<i>La physique de la matière condensée est la branche de la physique qui étudie les propriétés microscopiques et macroscopiques de la matière dans un état dit : condensé. Son objet d'étude consiste principalement dans les solides, ce qui explique que cette branche a longtemps été désignée par le terme de « physique des solides ». Un état est dit condensé lorsque la corrélation spatiale des atomes ou molécules qui le constituent reste substantielle, même à grande distance.</i>
Métallurgie	<i>La métallurgie est la science des matériaux qui étudie les métaux, leurs élaborations, leurs propriétés, leurs traitements. Par extension, on désigne ainsi l'industrie de la fabrication des métaux et des alliages.</i>
Précipité	<i>Un précipité est la formation d'une phase dispersée hétérogène dans une phase majoritaire. La formation d'un précipité est la précipitation.</i>
Phase	<i>Une phase désigne une région de l'espace dont les paramètres ou propriétés sont uniformes, ou du moins varient peu entre deux points voisins.</i>
Joint de grains	<i>Un joint de grains est l'interface entre deux cristaux de même structure cristalline et de même composition, mais d'orientation différente.</i>
Défauts ponctuels	<i>Les défauts ponctuels sont des défauts dans l'organisation des cristaux qui ne concernent que des nœuds isolés.</i>
Lacune	<i>Une lacune est un type de défaut ponctuel du cristal dû à l'absence d'un atome sur un site normalement occupé.</i>
Défaut cristallin	<i>Un défaut cristallin est une interruption de la périodicité du cristal. La périodicité d'un cristal représente la répétition régulière des positions atomiques dans les trois directions de l'espace.</i>
Dureté	<i>La dureté d'un matériau définit la résistance qu'oppose une surface de l'échantillon à la pénétration d'un poinçon, par exemple une pyramide en diamant (dureté Vickers) ou une bille en acier trempé (dureté Brinell). S'il y résiste bien, il est dit dur, sinon il est dit mou. La dureté se mesure sur différentes échelles selon le type de matériau considéré.</i>
Ecrouissage	<i>L'écrouissage d'un métal est le durcissement d'un métal sous l'effet de sa déformation plastique. Ce mécanisme de durcissement explique en grande partie les différences entre les pièces métalliques obtenues par corroyage (par déformation plastique : laminage, tréfilage, forgeage) et les pièces de fonderie.</i>
Laminage	<i>Le laminage est un procédé de fabrication par déformation plastique. Il concerne différents matériaux. Cette déformation est obtenue par compression continue au passage entre deux cylindres contrarotatifs appelés « laminoir ».</i>
Déformation plastique	<i>La déformation plastique est la déformation irréversible d'un objet ; elle se produit par un réarrangement de la position relative des atomes, ou plus généralement des éléments constitutifs du matériau.</i>

Réaction exothermique	<i>Une réaction exothermique est un processus physico-chimique produisant du transfert thermique. 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.</i>
Réactions endothermiques	<i>Les réactions endothermiques sont des processus physiques ou chimiques consommant de la chaleur. La chaleur est une forme d'énergie désordonnée. Dans une réaction chimique endothermique, l'énergie dégagée par la formation des liaisons chimiques dans les produits de réaction est inférieure à l'énergie requise pour briser les liaisons dans les réactifs.</i>
Métallographie	<i>La métallographie est la technique consistant à déterminer la microstructure d'un métal en l'observant avec un microscope optique. On peut déterminer ainsi la nature de la structure, la répartition des phases, la taille de grains et leurs formes, la nature et la teneur des inclusions.</i>
Microstructure	<i>La microstructure peut se définir indépendamment des matériaux considérés. Elle se caractérise par la forme, la taille, les proportions et la texture des phases. Elle désigne la conformation d'ensemble d'une particule de matière, dont l'orientation est, en première approximation, homogène, au regard de sa composition et de l'arrangement de ses composants.</i>
Vieillessement	<i>le vieillissement est le phénomène d'évolution au cours du temps des propriétés d'un certain nombre de matériaux. Ces matériaux sont hors équilibre ; leurs propriétés continuent d'évoluer après leur formation au fur et à mesure qu'ils se rapprochent de l'équilibre : on dit que le système vieillit.</i>
Matrice	<i>Une matrice (plastique, métal, céramique ou leurs combinaisons) est une matière servant de liant et à transférer les efforts au renfort (fibres, billes, microsphères, etc.), qui est plus rigide et plus résistant.</i>
Alliage	<i>est la combinaison d'un élément métallique avec un ou plusieurs métaux par fusion, Les caractéristiques mécaniques des métaux purs sont la plupart du temps relativement faibles. Le fait d'ajouter d'autres éléments permet de « durcir » le métal en augmentant ses caractéristiques mécaniques.</i>
Alliages Al-Mg-Si	<i>sont des alliages de la série 6000 à solution solide type Al-Mg₂Si à durcissement structural, les éléments d'alliage de cette série sont le magnésium (Mg) et le silicium (Si), ils sont largement utilisés comme des alliages structuraux de moyenne résistance qui allient les avantages suivants : Une bonne ductilité, une excellente formabilité, une bonne soudabilité et une bonne tenue à la corrosion.</i>
Calorimétrie différentielle à balayage (DSC)	<i>est une technique d'analyse thermique utilisée pour déterminer la séquence de précipitation dans les alliages</i>
Corroyage	<i>le corroyage en métallurgie consiste en un martelage du métal au pilon, au marteau ou à la presse, de manière à améliorer ses caractéristiques mécaniques, après l'affinage. Il provoque un</i>

	<i>resserrement du métal et une orientation des cristaux par l'action d'un travail de déformation dans une ou plusieurs directions privilégiées. Le corroyage est effectué à chaud, à température modérée ou à température ambiante, et permet par déformation appropriée d'obtenir des produits ou demi-produits à la forme désirée : bloc, tôle, barre, fil, profilé.</i>
Durcissement structural	<i>est comme son nom l'indique un procédé permettant de durcir un alliage de métaux. Il nécessite un alliage métastable, dont la forme stable à température ambiante est un composé intermétallique constitué de deux phases différentes.</i>
Germination	<i>est le phénomène par lequel une nouvelle phase commence à se former au sein de la phase mère.</i>
Homogénéisation	<i>ce sont des traitements comportent un chauffage à des températures relativement élevées appliqués à certains produits de fonderie ou corroyés, et destinés plus souvent à en faciliter la transformation à chaud au à froid (filage, forgeage, laminage...), qui ont pour but dissoudre les phases métalliques et de réaliser une homogénéisation de la composition de la solution solide.</i>
La précipitation	<i>est la formation d'une phase nouvelle à partir d'une solution solide sursaturée, après un changement de température tel que la composition de la nouvelle phase est supposée différente de celle de la phase initiale.</i>
La recristallisation	<i>est un processus qui s'accomplit par chauffage permettant de remplacer les grains déformés par de nouveaux grains qui germent et grandissent jusqu'à ce que les grains d'origine aient été complètement consommés.</i>
La calorimétrie	<i>est la partie de la thermodynamique qui a pour objet le calcul et la mesure des chaleurs</i>
Le forgeage	<i>est l'ensemble des techniques permettant d'obtenir une pièce mécanique en appliquant une force importante sur une barre de métal, à froid ou à chaud, afin de la contraindre à épouser la forme voulue.</i>
Le polissage	<i>ou poli est l'action de polir, de rendre lisse et éventuellement brillant par : abrasion et écrouissage.</i>
Recuit	<i>dans le cas des métaux non ferreux, traitement thermique destiné à adoucir le métal en éliminant l'écrouissage ou par coalescence des précipités formés à partir de la solution solide.</i>
Revenu	<i>traitement thermique qui, dans le cas des alliages d'aluminium, provoque le durcissement structural des alliages qui ne bénéficient pas de la maturation. Le traitement augmente la</i>

Séquence de précipitation	<i>résistance à la rupture R_r, la limite élastique R_e (ou R_p), la dureté et diminue l'allongement pour cent A%. A noter que les résultats sont inverses de ceux obtenus par le revenu des aciers.</i>
Solution solide	<i>Les solutions solides sont des agrégats, chimiquement homogène, résultant de l'addition d'un ou de plusieurs éléments étrangers, dans un métal pur. Autrement dit c'est d'ajouter des atomes étrangers dans une phase mère</i>
Traitement thermique	<i>peut être défini comme une combinaison d'opération de chauffage et de refroidissement appliquées à un métal ou un alliage à l'état solide, ils agissent au niveau microstructural des métaux (matrice, précipitation, distribution ...etc.) .ils permettent de modifier les propriétés mécaniques, chimiques et physiques.</i>
Zone GP	<i>une zone guiner- preston est une phenomene métallurgique à échelle fine, impliquant des précipitations à un stade précoce.</i>