

République Algérienne Démocratique et Populaire  
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

UN IVERSITE BADJI MOKHTAR- ANNABA



جامعة باجي مختار - عنابة

FACULTE DES SCIENCES DE L'INGENIORAT  
DEPARTEMENT DE METALLURGIE

# MEMOIRE DE MASTER

**DOMAINE** SCIENCE ET TECHNOLOGIE  
**FILIERE** MÉTALLURGIE  
**OPTION** GENIE METALLURGIQUE

## Thème

**-Alliage d'aluminium-évolution de la  
microstructure et propriétés mécanique**

**Présenté par:**

Mr. LAADJAL Djamel

**Dirigé par:**

Pr. BELIARDOUH Nacer Eddine

**Jury de soutenance:**

Beliardouh Nacer Eddine

Himour Abdelaziz

Zahzouh Moussa

Bouhamia Khédidja

Président,

Examineur

Examineur

Examineur

Pr,

Pr,

Pr,

Dr,

Univ. Badji Mokhtar- Annaba

Univ. Badji Mokhtar- Annaba

Univ. Badji Mokhtar- Annaba

Univ. Badji Mokhtar- Annaba

**Promotion : Juin 2018**

# SOMMAIRE

## INTRODUCTION GENERALE

### I. Etude Bibliographique

I.1. Introduction.....	01
I.2. L'aluminium.....	01
I.3. Principaux traitements thermiques des alliages aluminium.....	02
I.3.1. Traitements thermiques de durcissement structural.....	02
I.4. Désignation des alliages d'aluminium corroyés.....	04
I.5. Les alliages d'aluminium.....	06
I.5.1. Alliages à durcissement structural de la série 6XXX.....	07
I.6. Durcissement structural des alliages d'aluminium.....	10
I.6.1. Mécanisme de précipitation.....	11
I.6.2. Influence des éléments d'addition.....	13
I.6.3. La séquence de précipitation dans les alliages Al-Mg-Si.....	14
I.6.3.1. Phases formées.....	14

### II. Matériau et techniques expérimentales

II.1. Introduction.....	17
II.2. Choix de Matériau.....	17
II.3. Tréfilage.....	17
II.4. Prélèvement des échantillons.....	18
II.5. Préparation des échantillons.....	19
II.5.1. Découpage.....	19
II.5.2. Revenu.....	19
II.5.3. Polissage.....	20
II.6. Techniques de caractérisations.....	21
II.6.1. Essai de traction.....	21

II.6.2. Essai de dureté brinell.....	22
II.6.3. Microscopie électronique à balayage.....	23
<b>III. Résultats et interprétations</b>	
<b>III.1.</b> Introduction.....	25
<b>III.2.</b> Etat 01.....	26
<b>III.3.</b> Etat 02.....	27
<b>III.4.</b> Etat 03.....	28
<b>CONCLUSION</b> .....	29
<b>CONCLUSION GENERALE</b>	
<b>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES</b>	

## LISTE DES FIGURES

**Figure I.1.** Séquences du durcissement structural

**Figure I.2.** Partie du diagramme d'équilibre Aluminium-Mg<sub>2</sub>Si, coupe pseudo binaire

**Figure I.3.** Alliage de la famille 6000.courbe d'isocharge de rupture R<sub>m</sub>

**Figure I.4.** Fil en alliage 6101 (état mis en solution, trempé et écroui de 9,5 à 3,45 mm de diamètre) : influence de la température et de la durée du revenu sur les caractéristiques mécaniques et électriques

**Figure I.5.** Traitement thermique de durcissement structural des alliages d'aluminium: diagramme d'équilibre schématique, température de mise en solution et microstructure initiale (température ambiante) et microstructure de l'état mis en solution

**Figure I.6.** Séquences du durcissement structural

**Figure I.7.** Zones G P dans un alliage Al-Mg<sub>2</sub>Si (aiguilles le long [100] Al)

**Figure I.8.** Image de MET haute résolution obtenue sur une aiguille de β'' par Andersen et al

**Figure I.9.** Précipitation de la phase β' d'un alliage Al-Mg-Si

**Figure I.10.** Microstructures MEB de l'alliage Al-0.652 % at. Mg -0.595 % at. Si vieilli pendant 120 heures à : a) 150 °C b) 175 °C et 200 °C

**Figure I.11.** Morphologie des phases α-Al + β-AlFeSi + Mg<sub>2</sub>Si + Si

**Figure II.12.** Tréfileuse à glissement horizontal, de type UDZ WG 1250/10 gi-F

**Figure II.13.** Les échantillons prélevés

**Figure II.14.** Macro tronçonneuse manuelle

**Figure II.15.** Four programmable

**Figure II.16.** La polisseuse betech europe

**Figure II.17.** Machine de traction ZWICK-ROELL Z10

**Figure II.18.** Essai Brinell

**Figure II.19.** Duromètre

**Figure II.20.** Microscope Electronique à Balayage de type FEI

**Figure III.21.** Microstructure de l'alliage Al6101 ( $\varnothing=9.5$  mm) : Précipités de type  $Mg_2Si$  + Intermétalliques contenant du Fer (IMF).

**Figure III.22.** Microstructure de l'alliage Al6101 ( $\varnothing=3.15$  mm) : Précipités de type  $Mg_2Si$  + Intermétalliques contenant du Fer (IMF).

**Figure III.23.** Microstructure de l'alliage Al6101 ( $\varnothing=9.5$  mm) : Revenue à  $170^\circ C$ - 04 heures.

**Figure III.24.** Microstructure de l'alliage Al6101 ( $\varnothing=3.15$  mm): Revenue à  $170^\circ C$  durant 04 heures.

## LISTE DES TABLEAUX

**Tableau I.1.** Conditions de traitements thermiques des alliages d'aluminium

**Tableau I.2.** Familles d'alliages d'aluminium corroyés

**Tableau I.3.** Désignation des états métallurgiques de base

**Tableau I.4.** Tableau simplifié des traitements thermiques et/ou mécaniques courants avec leurs symboles respectifs

**Tableau II.5.** Composition chimique (composition massique %) d'Aluminium A6101

**Tableau III.6.** Résultats des tests mécaniques obtenus après tréfilage

**Tableau III.7.** Résultats des tests mécaniques obtenus après revenu

**Tableau III.8.** Résultats des tests mécaniques obtenus après tréfilage et revenu

## INTRODUCTION GENERALE

Les principaux alliages d'aluminium sont fabriqués depuis 1886 à partir des bauxites et de la cryolithe, Les alliages à base d'aluminium ont été l'objet de plusieurs travaux de recherches scientifiques, ces alliages sont les plus utilisés justes après les fontes et les aciers. Leurs excellentes propriétés mécaniques et électriques ont permis leur utilisation dans divers secteurs d'activités telle que l'industrie aéronautique, automobile ou le transport électrique [1].

Les propriétés mécaniques et électriques de ces alliages résultent par La traitements thermique après la déformation jouent un rôle très important dans l'amélioration de ses propriétés.

La température de revenu peut favoriser la précipitation des nouvelles phases qui appauvrissent la solution solide sursaturée et de ce fait réduit considérablement le potentiel de durcissement structural qui confère à ces alliages d'intéressantes propriétés mécaniques. Généralement des vieillissements artificiels sont appliqués pour provoquer la formation des phases durcissantes.

L'objectif de notre travail de recherche est l'étude de l'effet conjugué de la déformation plastique et traitement thermique (revenu à basse température) sur l'évolution structural et les propriétés mécaniques de d'aluminium de type Al-Mg-Si (A6101). Ces alliages sont utilisés par l'entreprise nationale de câblerie électrique de Biskra (ENICAB).

Ce mémoire est divisé en trois chapitres ;

- Le premier chapitre présent une étude bibliographique sur Les alliages d'aluminium, On focalise sur la série 6000 utilisant le magnésium et le silicium (Al-Mg-Si) et leurs domaines d'applications.
- Le deuxième chapitre concerne le matériau et techniques de expérimentales au cours de nos investigations
- Le troisième chapitre est concerne illustration des résultats et les interprétations associées.

Enfin, une conclusion générale pour résumer la totalité de nos travaux.

# CHAPITRE I:

## ETUDE

## BIBLIOGRAPHIQUE

## I.1. Introduction

Dans ce chapitre nous avons parlés de façon générale sur l'aluminium et ses alliages. On focalise sur la série 6000 utilisant le magnésium et le silicium (Al-Mg-Si) et leurs domaines d'applications.

Ce sont des alliages obtenus par corroyage, renfermant des éléments d'addition en faibles quantité susceptibles aux traitements thermiques, d'où leur dénomination alliages à durcissement structural. Leurs propriétés sont largement déterminées par l'existence et la prédominance de la phase  $Mg_2Si$ .

## I.2. L'aluminium :

Sa production industrielle n'a commencé qu'au début du 20<sup>ème</sup> siècle. Il est classé comme le métal le plus utilisé après le fer et les aciers [2].

L'aluminium est un élément du troisième groupe de classification de Mendéléiev, dont le nombre atomique est 13, la masse atomique 26.28 et la température de fusion 660°C. Il se cristallise dans le système cubique à faces centrées, avec un paramètre de maille 0.404 nm. Sa masse volumique est 2.7 kg/dm<sup>3</sup>, son coefficient de dilatation thermique linéaire est de l'ordre de  $23.10^{-6}$ , son module de Young de 6600 bar.

L'aluminium pur possède des propriétés mécaniques très réduites et insuffisants pour son utilisation dans un bon nombre d'applications structurales, il est léger, ductile et il résiste à la corrosion. Il présente aussi une très bonne conductivité thermique et électrique [3].

La seule source de ce métal c'est les bauxites qui sont des roches riches en aluminium (45 à 60%), La bauxite est le minerai le plus utilisé pour obtenir de l'alumine, matière intermédiaire nécessaire à la fabrication de l'aluminium et être la production d'aluminium par électrolyse d'alumine dans la cryolithe ( $Na_3AlF_6$ ) fondue, à environ 1000°C dans une cuve comportant un garnissage intérieur en carbone [4].

L'aluminium industriel contient généralement 0.5% d'impuretés (principalement Fe+Si), mais il peut être obtenu presque pur par raffinage électrolytique (Al > 99.99%) [3].

Ces impuretés ont différents effets sur les propriétés électriques et mécaniques. Les propriétés d'aluminium peuvent être améliorées en ajoutant des éléments d'additions tels que le Mg, Si, Mn, Cu.

A la température ambiante, l'aluminium forme très vite une couche d'oxyde  $Al_2O_3$  (alumine), épaisse et adhérente, qui protège le métal. Par contre, ce film d'alumine n'a qu'une résistance chimique limitée. Elle résiste cependant bien dans les solutions d'acide chlorhydrique, sulfurique et nitrique. Par contre, les bases attaquent violemment le métal. Cette protection peut être améliorée par anodisation: il s'agit d'un traitement qui permet d'obtenir une couche épaisse d' $Al_2O_3$  mais poreuse, et qui est ensuite colmatée par un traitement à l'eau chaude. Cette anodisation a également un but décoratif, car une coloration est possible par des colorants spéciaux avant le colmatage [5].

### **I.3. Principaux traitements thermiques des alliages aluminium [6] :**

Nous pouvons diviser les traitements des alliages aluminium en trois types:

- les traitements d'homogénéisation
- les traitements d'adoucissement
- les traitements de trempe structurale

C'est le dernier traitement que nous essayerons de développer, voir son importance et sa spécificité parmi les alliages d'aluminium susceptible de durcissement structural.

#### **I.3.1. 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.

#### **Aspects métallurgiques**

Pour obtenir le durcissement structural les trois phases ci-après sont nécessaires.

- **Première phase : 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.

- **Deuxième phase : 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. Aussitôt après trempe,

l’alliage est dit dans un état de « **trempe fraîche** », il présente alors une résistance mécanique relativement faible mais une bonne plasticité.

- **Troisième phase : 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.

ALLIAGE			État	Mise en solution (°C)	Trempe	Maturation	Revenu	
Classe	Série	Nom						
CORROYÉS	2000	2011	T6 – T8	510 ± 5	Eau ≤ 40 °C	≥ 4 jours	14 h/160 °C 20 h/160 °C ou 10 h/175 °C	
		2014	T6	505 ± 5	Eau ≤ 40 °C			
		2017A	T4	500 ± 5	Eau ≤ 40 °C			
		2024	T3 – T4	495 ± 5	Eau ≤ 40 °C			
		2030	T3 – T4	490 ± 5	Eau ≤ 40 °C			
		2618A	T6	530 ± 5	Eau ≤ 80 °C			
	6005A	T6	530 ± 5	Eau ≤ 40 °C	20 h/200 °C  8 h/175 °C ou 6 h/185 °C 8 h/175 °C ou 6 h/185 °C 8 h/175 °C ou 6 h/185 °C 16 h/165 °C ou 8 h/175 °C 8 h/175 °C ou 6 h/185 °C			
	6060	T5 – T6	535 ± 5	Eau ou air soufflé				
	6061	T6	535 ± 5	Eau ± 40 °C				
	6082	T6	535 ± 5	Eau ± 40 °C				
	6106	T5 – T6	530 ± 5	Eau ou brouillard				
	7020	T6	450 ± 10	Eau ou air soufflé				
	7000	7049A	T6	465 ± 5			Eau ≤ 40 °C	5 h/100 °C + 25 h/140 °C 12 h/135 °C 24 h/120 °C + 12 h/165 °C 12 h/135 °C 7 h/108 °C + 10 h/175 °C
			T73	465 ± 5			Eau ≤ 40 °C	
		7075	T6	465 ± 5			Eau ≤ 50 °C	
			T73	465 ± 5	Eau ≤ 40 °C			

**Tableau I.1.** Conditions de traitements thermiques des alliages d’aluminium [7].

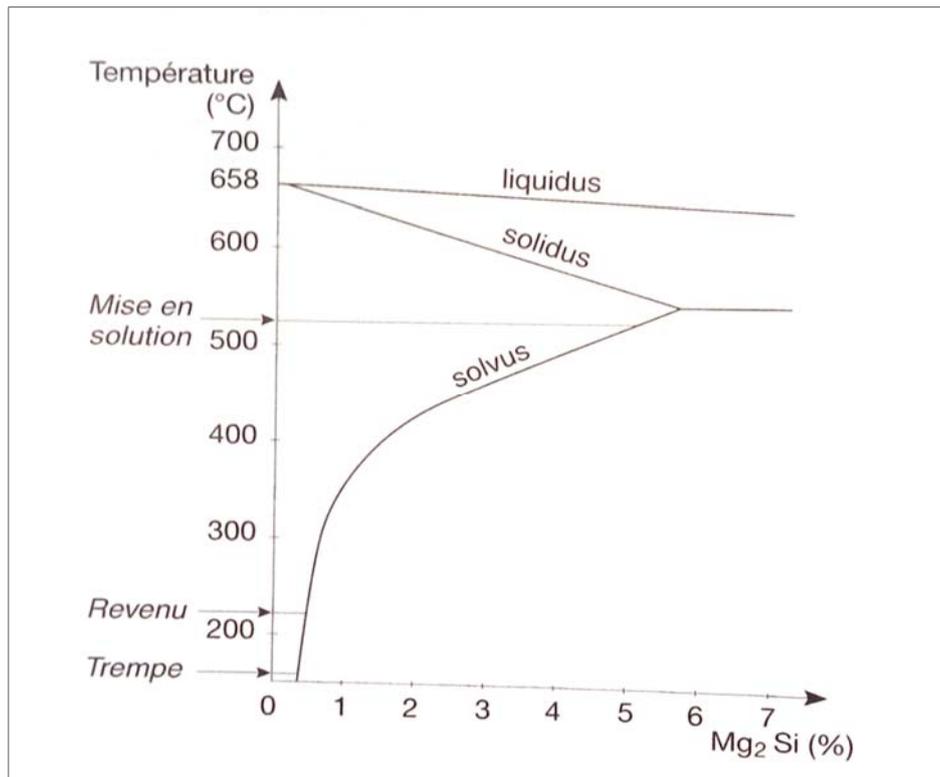


Figure I.1. Séquences du durcissement structural [8]

1.4. Désignation des alliages d'aluminium corroyés [7] :

▪ Composition

Élément d'alliage	Famille
Aucun	1000
Cuivre	2000
Manganèse	3000
Silicium	4000
Magnésium	5000
Magnésium et silicium	6000
Zinc (et cuivre)	7000

Tableau I.2. Familles d'alliages d'aluminium corroyés

■ **États de livraison – 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 (**Tableau I.2**),
- Le **moyen principal d'obtention** par un ou plusieurs **chiffres** complémentaires.

Les états F et O ne comprennent pas de subdivision. Les états H et T comprennent les subdivisions ci-après :

- **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.

Symbol	Etats métallurgiques
<b>F</b>	brut de fabrication
<b>H</b>	écroui et éventuellement restauré ou stabilisé
<b>T</b>	durci par traitement thermique

**Tableau I.3.** Désignation des états métallurgiques de base

- 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.

• **Subdivisions de l'état T :**

Traitements généraux (processus de base)			Symbole
Traité thermiquement avec mise en solution séparée	Sans écrouissage complémentaire	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Mûri</li> <li>• Revenu</li> <li>• Sur-revenu</li> </ul>	T4 T6 T7
	Avec écrouissage complémentaire	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Écroui puis mûri</li> <li>• Écroui puis revenu</li> <li>• Revenu puis écroui</li> </ul>	T3 T8 T9
Traité thermiquement sans mise en solution séparée	Sans écrouissage complémentaire	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Mûri</li> <li>• Revenu</li> </ul>	T1 T5
	Avec écrouissage complémentaire	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Écroui puis mûri</li> <li>• Écroui puis revenu</li> </ul>	T2 T10
Traitements particuliers et complémentaires			Symbole
Revenu	Revenu « doux »		T51 – T61
	Revenu « dur »		T56 – T66
	Sur-revenu		T7
Relaxation	Par traction		T×51
	Par compression		T×52
	Par traction et compression		T×54

**Tableau I.4.** Tableau simplifié des traitements thermiques et/ou mécaniques courants avec leurs symboles respectifs [7]

**I.5. Les alliages d'aluminium**

Ces alliages apparaissent suivant les deux catégories [5]:

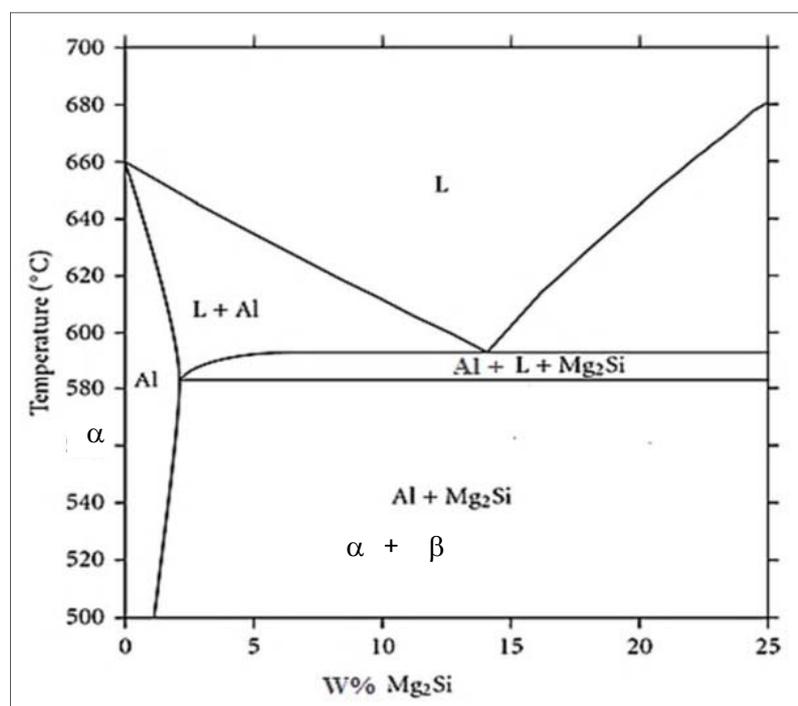
- alliages non trempant: les différents niveaux de résistance sont atteints en agissant sur les phénomènes d'écrouissage et d'adoucissement par recuit ou restauration série 1000, 3000, 5000;
- Alliages trempant (à durcissement structural): les différents niveaux de résistance sont atteint en agissant sur les différents paramètres de la trempe structurale: série 2000, 6000, 7000;

### I.5.1. Alliages à durcissement structural de la série 6XXX

La série 6XXX contient des additions de magnésium et de silicium et parfois un peu de cuivre, de chrome ou de manganèse. Les alliages sont fait pour à obtenue les plus grands niveaux de résistance par la précipitation de la phase  $Mg_2Si$  [8].

Le diagramme d'équilibre de la figure I.1 est une coupe de diagramme ternaire Al Mg-Si pour un rapport atomique Mg/Si = 2. Le composé  $Mg_2Si$  peut être considéré comme un composé simple. Le durcissement est dû à la précipitation de phases transitoires de  $Mg_2Si$  [5].

La température de cet eutectique appelé pseudo binaire est de 595 °C. La composition du liquide eutectique est de 8,15 % poids Mg et de 4,75 % poids Si en équilibre, avec une solution solide d'aluminium contenant 1,13 % poids Mg et 0,67 % poids Si (pour un total d'environ 1,85 % poids  $Mg_2Si$ ) [9].



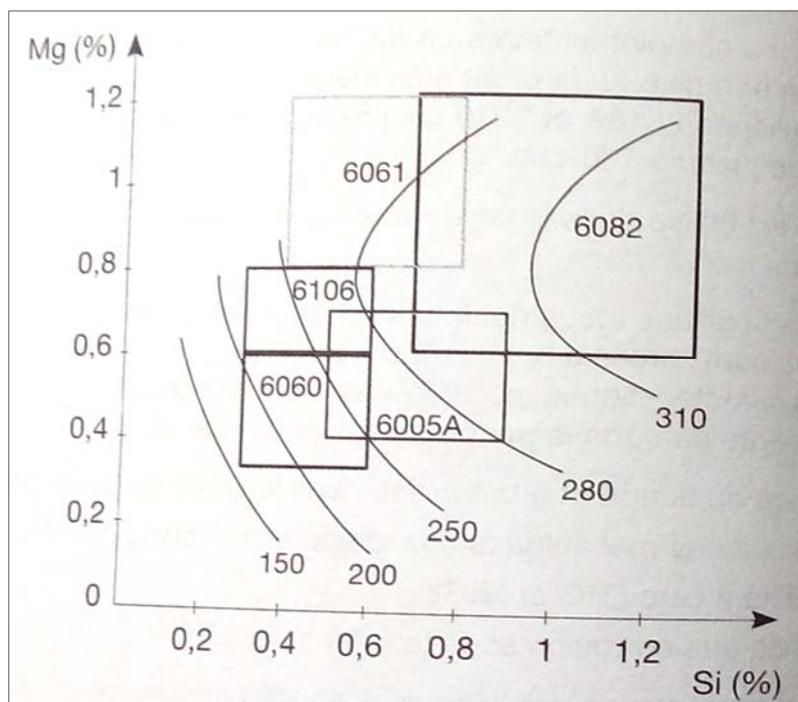
**Figure I.2.** Partie du diagramme d'équilibre Aluminium- $Mg_2Si$ , coupe pseudo binaire [9].

Les alliages aluminium-magnésium-silicium de la série 6000, à durcissement structural, ont un poids industriel important, en particulier dans le domaine des produits obtenus par filage : 80 % des alliages d'aluminium utilisés dans le monde pour la fabrication des profilés filés appartiennent à cette série [10].

- **Propriétés générales**

Les alliages de la série 6000 commercialisés sont nombreux : ils se différencient par leurs teneurs en Mg (elle peut varier entre 0,3 et 1,5 %), en Si (elle peut varier de 0,3 à 1,4 %) et par la présence d'additions secondaires (Mn, Cr, Cu, Pb, Bi...). Ils présentent néanmoins les propriétés générales ci-après :

- très bonne aptitude à la déformation à chaud par laminage et surtout par filage et matriçage ;
- bonne aptitude à la mise en forme à froid (par cintrage par exemple) en particulier dans les états recuits (0) et, à un degré moindre, trempé mûri (T4) ;
- caractéristiques moyennes à l'état trempé revenu (T6) ;
- très bonne résistance à la corrosion pouvant être renforcée par des traitements d'anodisation;
- possibilité d'obtenir de beaux états de surface dès la sortie de la presse à filer, états de surface qui peuvent être améliorés par brillantage et anodisation ;
- bonne aptitude au soudage ;
- bon comportement aux basses ou très basses températures mais résistance à chaud limitée à partir de 150 à 200 °C suivant la durée du maintien à chaud (par exemple, 150 °C pour une durée supérieure à 10 000 h, 175 °C pour une durée d'une centaine d'heures, 200 °C pour une durée de quelques heures) [10].



**Figure I.3.** Alliage de la famille 6000. courbe d'isocharge de rupture  $R_m$  [11].

- **Alliages Al-Mg-Si pour conducteurs électriques**

L'alliage représentatif est le **6101** (ancienne dénomination A-GS/L ou Almelec) : cet alliage permet par une combinaison de traitements thermiques et mécaniques d'obtenir une résistance mécanique double de celle de l'aluminium conducteur non allié (nuance 1370) avec une conductivité électrique de 10 à 15 % inférieure seulement. Son application principale est la fabrication des câbles nus aériens pour lignes de transport et de distribution d'électricité. Une autre application voisine concerne la fabrication du câble porteur généralement isolé des câbles pré-assemblés de distribution, dont il constitue également le neutre.

Les fils unitaires, utilisés à l'état T8, sont obtenus suivant le processus ci-après :

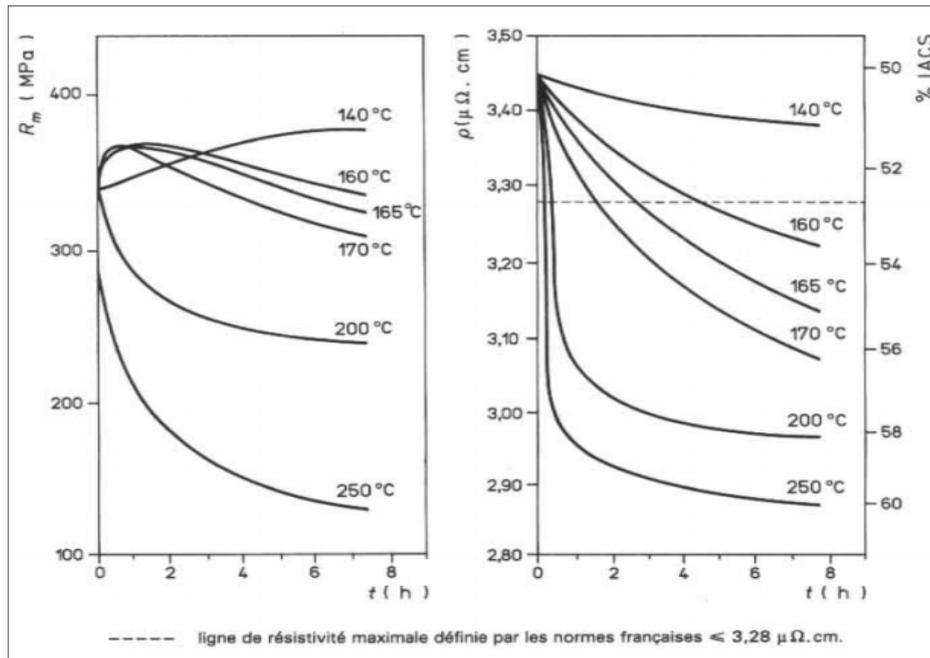
- coulée et laminage en continu sous forme de fil machine de diamètre 9,5 mm (peut néanmoins varier entre 7,2 et 12 mm) ;
- mise en solution à 540 °C ;  
trempe à l'eau froide ;
- séchage en étuve afin d'éviter une oxydation anormale au cœur des bobines ;
- revenu (domaine 155 à 165 °C) : ce traitement, primordial, conditionne les caractéristiques mécaniques et électriques finales doivent garantir :

R<sub>m</sub> : ..... ≥ 324 MPa (fils de Ø ≤ 3,6 mm)

..... ≥ 319 MPa (fils de Ø > 3,6 mm)

Résistivité : ..... ≤ 3,28 μΩ.cm (soit une conductivité relative  $C \geq 52,6$  % IACS).

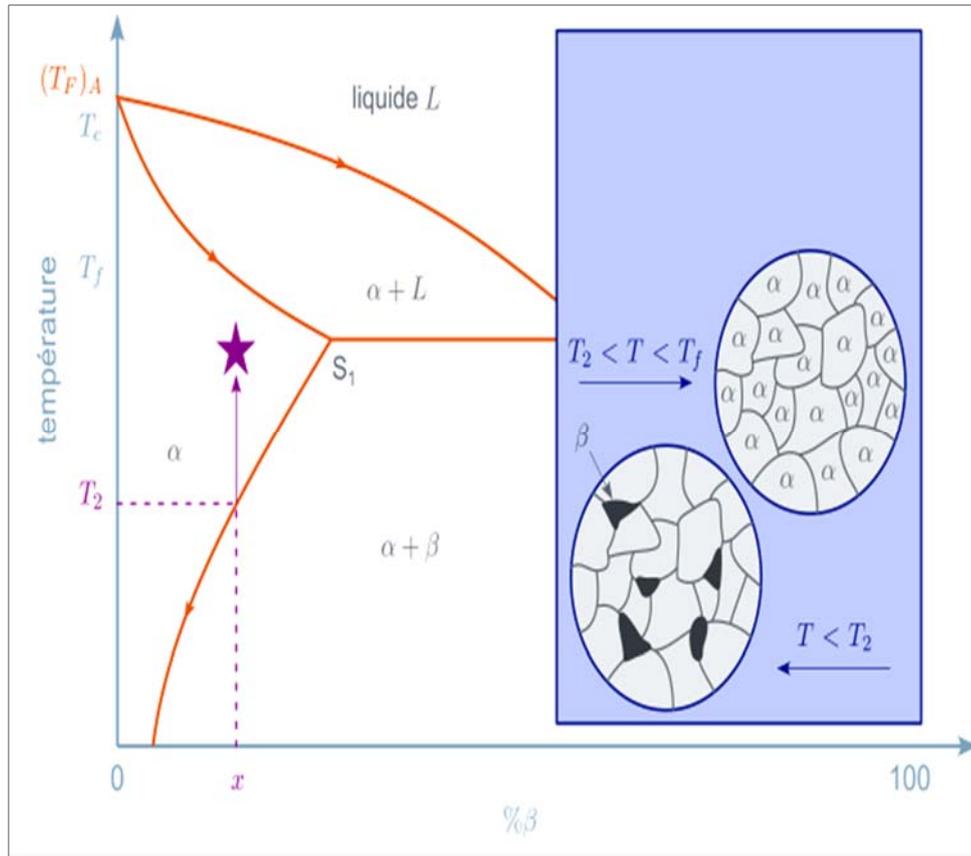
La figure I.3 montre par un exemple l'importance de ce traitement sur ces propriétés. Plusieurs nuances d'alliage 6101 (en France nuances 6101-55 et 6101-66 ainsi que l'alliage 6201) permettent de garantir ces valeurs sur des fils de différents diamètres (généralement compris entre 1,5 et 4,5 mm) tréfilés sur machines à accumulation ou à glissement [10].



**Figure I.4.** Fil en alliage 6101 (état mis en solution, trempé et écroui de 9,5 à 3,45 mm de diamètre) : influence de la température et de la durée du revenu sur les caractéristiques mécaniques et électriques [10]

### I.6. Durcissement structural des alliages d'aluminium

Le durcissement structural des alliages d'aluminium, appelé aussi durcissement par précipitation, provient de la formation contrôlée dans l'alliage d'une seconde phase de module de cisaillement supérieur à celui de la matrice. Les particules précipitées offrent donc par nature une meilleure résistance au déplacement des dislocations, mais au-delà de leur caractéristique cristallographique, leur taille et leur distribution dans la matrice jouent un rôle fondamental dans le durcissement. La précipitation résulte d'une séquence de traitement thermique. Seuls les alliages d'aluminium des séries 2000 (AlCu), 6000 (AlMgSi) et 7000 (AlMgZn) ont la capacité de durcir par précipitation. En relation avec leur diagramme d'équilibre, les alliages sont biphasés à l'état de livraison. La solubilité des éléments d'alliages, quels qu'ils soient, étant très limitée à température ambiante dans l'aluminium, les alliages sont constitués d'une solution solide en aluminium quasi pur (phase  $\alpha$ ) et d'une seconde phase, sous forme de précipités grossiers préférentiellement localisés le long des joints de grains (phase  $\beta$ ) [12].



**Figure I.5.** Traitement thermique de durcissement structural des alliages d'aluminium : diagramme d'équilibre schématisé, température de mise en solution et microstructure initiale (température ambiante) et microstructure de l'état mis en solution [12].

### I.6.1. Mécanisme de précipitation

La précipitation peut être décrite par la succession de trois étapes : germination, croissance et coalescence.

- **La germination :**

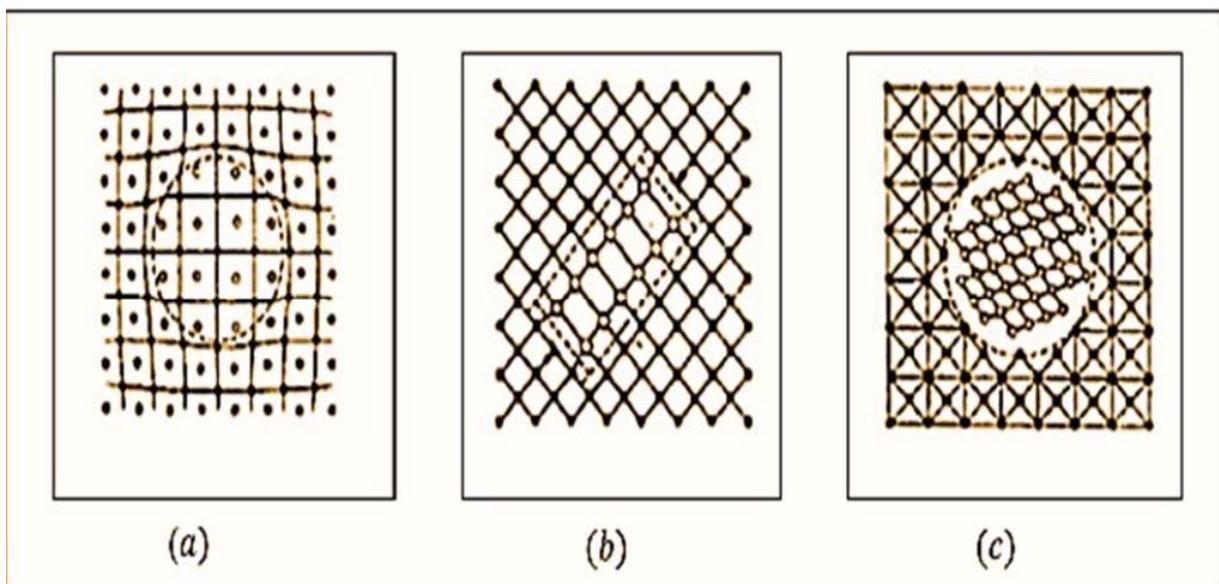
La germination est l'étape initiale de la précipitation, suppose la formation, à partir de la matrice, de germes stables, riches en soluté et dotés d'une interface définie avec la matrice. La germination semble se faire au hasard et être due aux fluctuations naturelles de concentration de la phase mère.

- **Croissance des précipités**

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 va provoquer d'une part, un changement de volume qui a pour conséquence une déformation élastique dans l'une ou l'autre des deux phases, et d'autre part l'apparition d'une surface entre le précipité et la matrice, de sorte que la différence entre les énergies de liaison atomique dans deux milieux en cet endroit donne ce qu'on appelle l'énergie d'interface. Les deux termes de l'énergie de déformation et celui de l'énergie d'interface jouent un rôle important sur les différentes interfaces existantes entre la phase mère et le précipité. Les trois types de précipités sont :

- **Précipités cohérents** : Ces précipités constituent l'interface compatible avec la phase mère, ce qui signifie que le plan qui forment l'interface, quelle que soit la nature chimique de ces dépôts est commun avec les deux phases. Essentiels à la cohésion est une condition que les cristaux ont la configuration des plans cristallographiques et l'espacement des atomes soient identique (figure II. 6.a).
- **Précipités semi cohérents** : Ce type de précipité constitue une interface entre les précipités et la matrice. Il constitue une région de cohérence totale, séparée par des réseaux de dislocation (figure II.6.b).
- **Précipités incohérents** : Ces précipités forment une interface avec la matrice à travers laquelle il n'existe aucune continuité de réseau cristallin. La structure et la composition changent brusquement d'une phase à l'autre adjacente (figure II.6.c)



a : précipité cohérent.

b: précipité semi cohérent

c: précipité incohérent

**Figure II.6:** Représentation schématique de trois types de précipitation

- **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 [13].

### **I.6.2. Influence des éléments d'addition**

- **Magnésium**

Le magnésium est la base du développement de la résistance et de la dureté lors des traitements thermiques des alliages Al-Si. Il est en général utilisé dans les alliages Al-Si plus complexes qui contiennent du cuivre, du nickel et d'autres éléments dont le but est également de durcir l'alliage. La phase de  $Mg_2Si$  qui durcit l'alliage montre une solubilité limite de 0,70 % de magnésium. Au-delà de cette limite, il n'y a pas davantage de durcissement et il peut même survenir un adoucissement de l'alliage. La composition de magnésium habituellement employée pour les alliages de la famille Al-Si varie de 0,070 à 0,40 %. D'un côté plus négatif, le magnésium contribue à accélérer l'oxydation de l'aluminium liquide et les précipités aux frontières des grains rendent l'alliage susceptible à la fissuration intergranulaire. Finalement, selon Morgan l'ajout de magnésium peut augmenter la microdureté de la matrice d'aluminium de 100 à 115 KHN (dureté Knoop).

- **Silicium**

L'effet le plus remarquable du silicium dans les alliages d'aluminium, c'est l'amélioration des caractéristiques de mise en forme (moulage). L'addition du silicium à l'aluminium pur augmente de beaucoup 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 d'ailleurs celle de la famille Al-Si. Les alliages commerciaux hypoeutectiques et hypereutectiques ont une proportion de silicium qui peut varier jusqu'à environ 25 % en poids.

- **Fer**

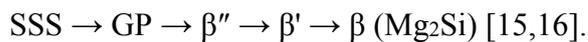
Le fer accroît la résistance au craquage à chaud et réduit la tendance de l'alliage à se coller ou à se souder aux parois du moule. Or, l'augmentation de la proportion de fer est normalement accompagnée d'une réduction de la ductilité.

- **Cuivre**

Cet élément forme avec l'aluminium le CuAl servant au durcissement des alliages. De plus, il contribue de plus à l'augmentation de la résistance mécanique, à la réduction du retrait lors de la coulée et à l'amélioration de l'usinabilité. Toutefois, il diminue généralement la résistance à la corrosion. Les alliages contenant de 4 à 6 % de cuivre sont ceux qui répondent le plus fortement aux traitements thermiques [14].

### I.6.3. La séquence de précipitation dans les alliages Al-Mg-Si :

La séquence générale de ces alliages est la suivante :



- (SSS) : solution solide sursaturée de la matrice  $\alpha$ -aluminium.
- GP : zones Guiner Preston apparemment de formes sphériques avec des structures inconnues.
- $\beta''$ : Précipités sous forme d'aiguilles allongés le long des directions  $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$  ayant des structures monocliniques, où différentes valeurs de paramètres de réseau cristallin ont été rapportés [17-18].
- $\beta'$ : Précipités sous forme de bâtonnets allongés le long de la direction  $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$  ayant une structure cristalline hexagonale [20].
- $\beta$ : Phase d'équilibre  $\beta (\text{Mg}_2\text{Si})$  sous forme de petites plaquettes sur les plans  $\{100\}$  de la matrice  $\alpha$ -aluminium et ayant une structure CFC [21].

#### I.6.3.1. Phases formées

Le traitement de durcissement structural a pour but l'augmentation des propriétés mécaniques de l'alliage par formation de précipités durcissant au cours de la trempe ou du revenu. Pour les nuances d'alliages d'aluminium de la série 6xxx, le durcissement est dû à l'apparition des phases  $\beta''$  et  $\beta'$ , composés métastables du précipité  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si [22]. La cinétique de précipitation a été étudiée par certains chercheurs dans un alliage commercial au chauffage depuis l'état brut de coulée, jusqu'à la température

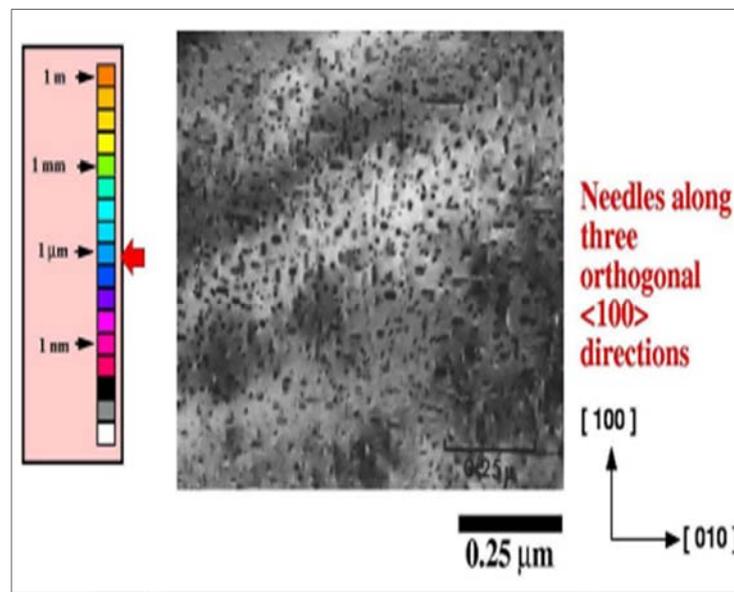
d'homogénéisation par différentes techniques de caractérisation [23]. Plusieurs études ont été faites sur les phénomènes de précipitation dans les alliages Al-Mg-Si, en utilisant différentes méthodes expérimentales [15,16].

#### ✓ Les intermétalliques au fer (IMF)

Le fer est présent dans les alliages d'aluminium 6xxx en tant qu'impureté. Sa limite de solubilité dans une matrice d'aluminium est très faible (0,002 % à 20°C). La quasi-totalité du fer présent lors de l'élaboration du métal liquide se retrouve après solidification sous forme de précipités grossiers, appelés intermétalliques au fer : AlFe, AlFeSi et Al(Mn,Cr,Fe)Si principalement [23,24].

#### ✓ zones GP

Bien qu'il soit représenté indirectement par l'augmentation de la dureté de l'alliage, et la formation de zones GP à température ambiante, il est extrêmement difficile à observer expérimentalement. Supposant que toutes les zones aient une taille comprise entre 1 et 5 nm de diamètre. Un microscope électronique à transmission d'ombrage traditionnel (MET) à des objets de cette taille a des valeurs presque impossibles de facteurs de dispersion électronique, très proche de l'aluminium, du magnésium, du silicium[25].

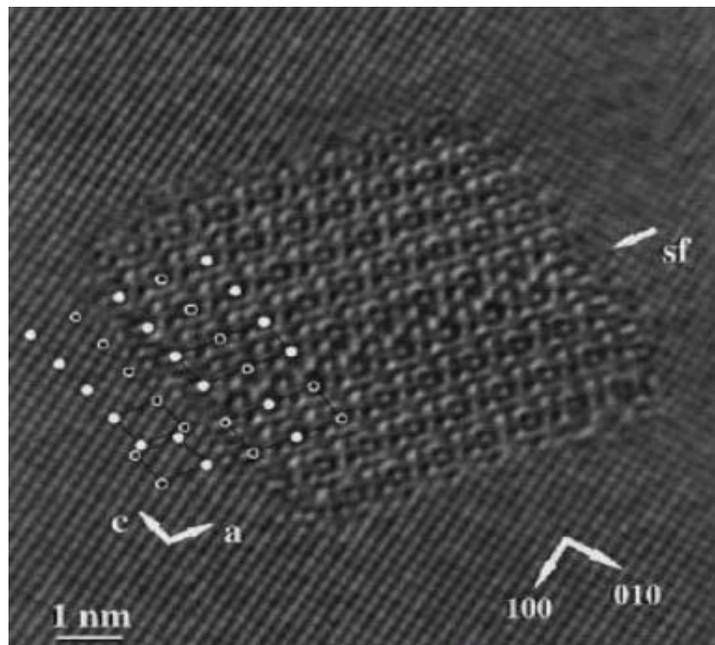


**Figure I.7.** Zones G P dans un alliage Al-Mg<sub>2</sub>Si (aiguilles le long [100]<sub>Al</sub>) [26]

### ✓ la Phase $\beta''$

La poursuite du réarrangement des solutés lors d'un vieillissement thermique transforme les zones GP en précipités  $\beta''$ , sous forme d'aiguilles, mesurant entre 1 à 5 nm de diamètre et entre 10 à 50 nm de longueur [27].

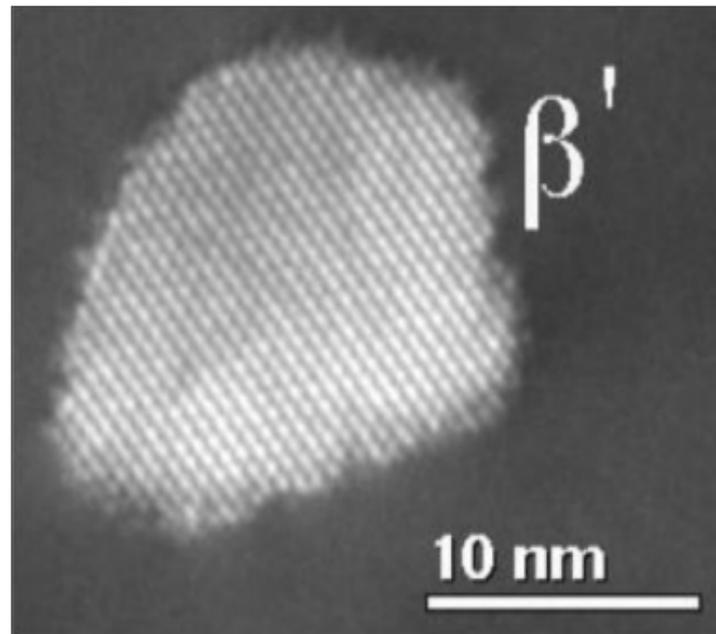
La phase métastable cohérente avec la matrice  $\alpha$ -aluminium est appelée  $\beta''$ . Elle conserve une morphologie similaire à celle des amas de soluté (zones GP) [25], en se formant ainsi en aiguilles au dépens de précurseurs qui sont des amas contenant autant de Mg que de Si, s'étendant le long des directions  $\langle 100 \rangle_{Al}$ . En effet, il y a longtemps que cette phase a été considérée dans la littérature comme zone GP-II [19].



**Figure I.8.** Image de MET haute résolution obtenue sur une aiguille de  $\beta''$  par Andersen et al [28].

### ✓ La phase $\beta'$

Cette phase intermédiaire, ayant un rapport  $Si/Mg$  plus faible que celui de la phase d'équilibre. Les rapports  $Si/Mg$  trouvés dans la littérature sont pratiquement identiques à celles mesurés de la phase  $\beta'$  (varie entre 1 et 1,7 dépendant de la composition de l'alliage). Cette phase précipite sous forme de bâtonnets mesurant entre 5 et 15 nm de diamètre [29].

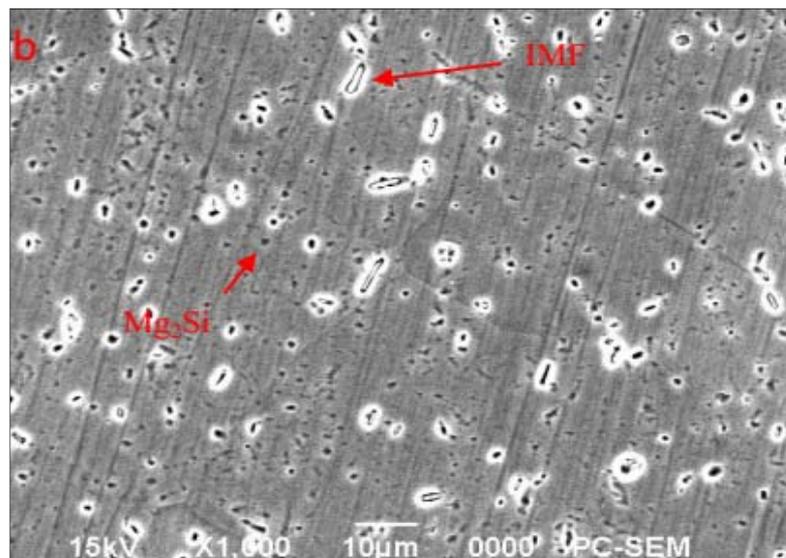


**Figure I.9.** Précipitation de la phase  $\beta'$  d'un alliage Al-Mg-Si [30]

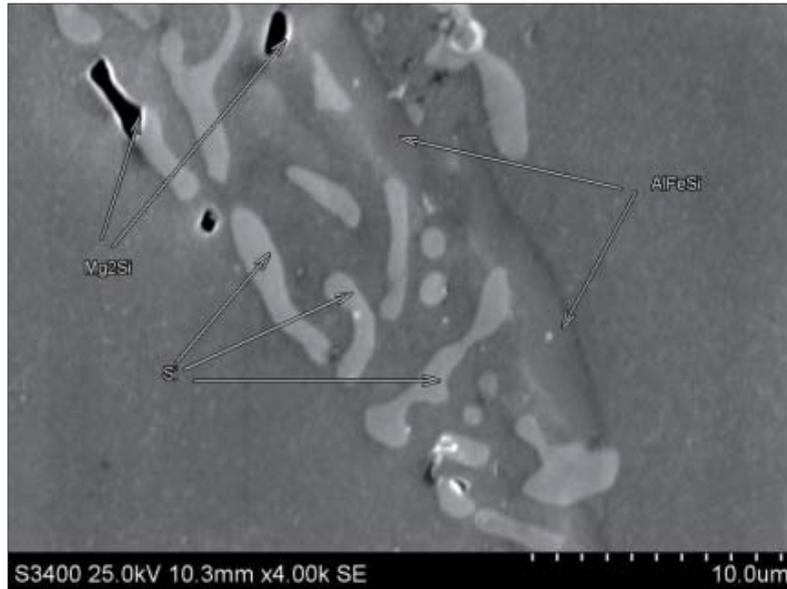
✓ **La phase d'équilibre  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si**

La phase stable  $\beta$  -Mg<sub>2</sub>Si est la phase la plus connue, figure I.9. Elle précipite sous forme de plaquettes carrées d'épaisseur proche de la dizaine de nm et de quelques centaines de nm de côté [30].

La phase  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si précipite sous forme de bâtonnets dans le cas d'un refroidissement lent ou bien sous forme de plaquettes dans le cas d'un sur revenu [31].



**Figure 1.10.** Microstructures MEB de l'alliage Al-0.652 % at. Mg -0.595 % at. Si vieilli pendant 120 heures à :  
**a)** 150 °C **b)** 175 °C et 200 °C [32].



**Figure 1.11.** Morphologie des phases  $\alpha$ -Al +  $\beta$ -AlFeSi + Mg<sub>2</sub>Si + Si [33]

**CHAPITRE II:**

**MATERIAU ET**

**TECHNIQUES**

**EXPERIMENTALES**

### II.1. Introduction

Ce chapitre a pour but de présenter les méthodes expérimentales utilisés lors des caractérisations de nos matériaux tel que, les essais de traction et de dureté d'autre part d'utiliser des méthodes d'analyse microstructurale pour pouvoir apporter des informations souvent complémentaires aux résultats issus des techniques précédentes.

### II.2. Choix de Matériau

Le matériau utilisé dans ce travail sont l'alliage Aluminium 6101, utilisé dans l'industrie de câble à l'entreprise (ENICAB) Biskra.

Al	Cu	Fe	Si	Mg	Ga +V	Cr+Mn+ Zn+Ti
98.40	0.20	0.235	0.602	0.709	0.010	0.002

**Tableau II.5.** Composition chimique (composition massique %) d'Aluminium A6101

### II.3. Tréfilage

Le tréfilage est la réduction progressive de la section de fil façonné à froid par le passage du fil à travers des filières de diamètres décroissants. Il utilise principalement la déformation plastique pour la réduction du fil.

Il y a deux principes de tréfilages d'aluminium utilisés par l'E.N.I.C.A.B :

#### a) Tréfilage à glissement :

Ce type de tréfilage permet la réduction des fils en aluminium sans recuit. Dans ce cas l'opération s'effectue par la réduction d'un fil de diamètre d'entrée 9.5 mm sur 9 passes (filières) de tréfileuse combinée (horizontale) du type UDZ WG 1250/10 gi-F.

**b) Tréfilage à accumulation :**

Ce type subit deux étapes de tréfilages qui sont les suivantes :

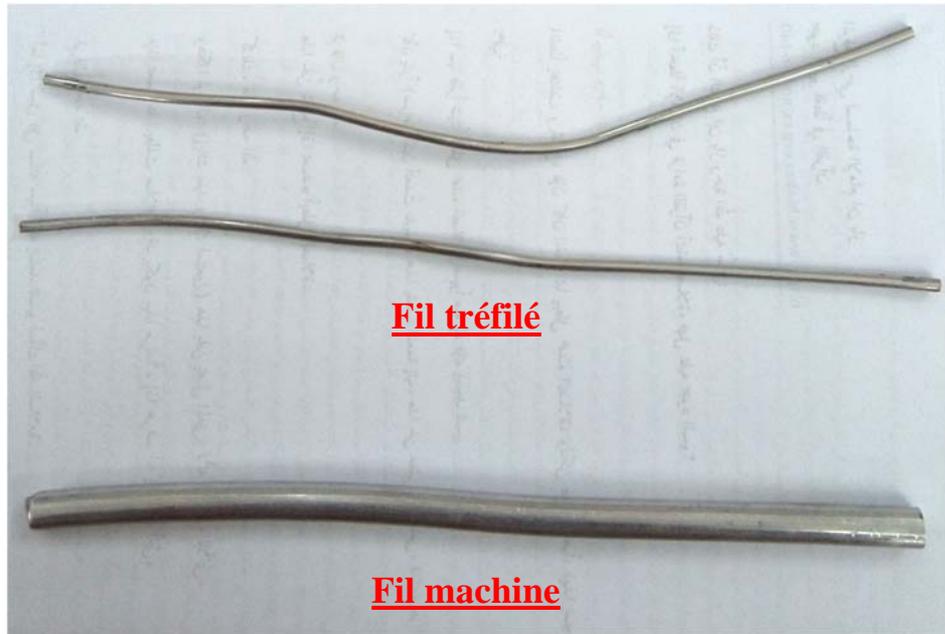
- **Tréfilage primaire :** Effectue la réduction des fils en aluminium avant recuit. Dans notre cas, la réduction d'un fil de diamètre d'entrée 9.5 mm est effectuée sur 4 passes (filières) de tréfileuse combinée (verticale) du type UDZSA2501.
- **Tréfilage secondaire :** Effectue la réduction des fils en aluminium après recuit. Dans notre cas la réduction d'un fil de diamètre d'entrée 5mm est effectuée sur 6 passes (filières) de tréfileuse combinée (verticale) du type UDZSA630 /6. (Figure II.13).



**Figure II.12.** Tréfileuse à glissement horizontal, de type UDZ WG 1250/10 gi-F

**II.4. Prélèvement des échantillons**

La matière qui nous à été fournie par l'entreprise **ENICAB**, elle est composée du fil machine et un fil tréfilé de diamètre 3.15 mm<sup>2</sup>. Le fil machine est directement prélevé des bibines des fournisseurs de l'ENICAB. Quant au fil tréfilé, il a été sélectionné et prélevé depuis la chaîne de tréfilage par le personnel de l'ENICAB. Il a été tréfilé par une tréfileuse à glissement horizontal, de type UDZ WG 1250/10 gi-F pour obtenir un fil final de diamètre 3.15 mm<sup>2</sup>. Dont les filières sont en carbure de tungstène.



**Figure II.13.** Les échantillons prélevés

## II.5. Préparation des échantillons

### II.5.1. Découpage

Le découpage des échantillons a été automatiquement à l'aide d'une tronçonneuse à métaux avec une vitesse lente et sous une coulée d'eau pour le refroidissement. Les échantillons destinés à l'essai de traction sont découpés à une longueur de 25 cm et ceux des autres caractérisations sont découpés à 1 cm de longueur.



**Figure II.14.** Macro tronçonneuse manuelle

### II.5.2. Revenu

Le revenu est réalisé pour connaître l'effet du traitement thermique sur les propriétés mécaniques. Pour notre étude nous avons effectué un traitement de revenu sur un fil machine et fil tréfilé d'alliage aluminium d'un taux de réduction de l'ordre de 96,41% à une température de 170 °C pendant de temps de revenu qui est : 4h.

Le four utilisé au niveau du laboratoire de métallurgie de école national supérieure des mines et métallurgie de type « Nbertherm » (Figure II.14).



**Figure II.15.** Four programmable

### II.5.3. Polissage

Les échantillons destinés à la métallographie et à l'essai de dureté brinell, essai de corrosion sont polis sur du papier abrasif aux carbures de silicium de différentes granulométries. Dans notre, on a utilisé les papiers 1000, 1200, 2400. Pour le polissage de finition un papiers feutre, imprégné d'une pate diamantée (0,32  $\mu\text{m}$ ) soluble dans l'eau, a été utilisé. Les échantillons sont nettoyés à l'eau distillée, séchés à l'aide d'un séchoir électrique, puis attaqués chimiquement par HF 58 % pendant 10 s.



Figure II.16. La polisseuse betech europe

## II.6. Techniques de caractérisations

### II.6.1. Essai de traction

L'essai de traction est effectué au niveau du laboratoire physique de la câblerie de Biskra, sur une machine automatisée au niveau du ZWICK-ROELL Z100 (figure II.16), dotée d'une capacité de mesure 100KM; elle est commandée et pilotée par un ordinateur.



Figure II.17. Machine de traction ZWICK-ROELL Z10

### II.6.2. Essai de dureté brinell

Il consiste à imprimer dans la pièce à essayer une bille en acier ou en carbures de tungstène de diamètre **D (mm)** sous une charge **F(N)**, et à mesurer le diamètre **d** de l’empreinte résiduelle après retrait de la charge.

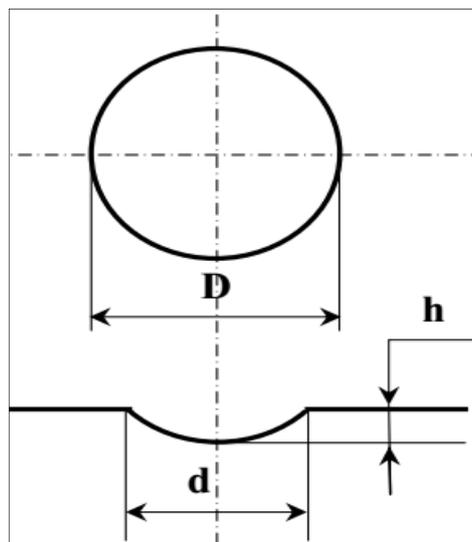
La charge d’essai **F(N)** est choisie dans une gamme normalisée adaptée au diamètre de matériau testé.

Pour éviter la déformation de la bielle et la détérioration de la bille, l’usage de l’essai Brinell est limité aux matériaux tels que HBS <350 ou HBW <650.

$$HB = \frac{0.102.2F}{\pi D \left( D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)}$$

Où :

- F : Charge appliquée (N) ;
- D : Diamètre de la bille (mm) ;
- d : Diamètre de l’empreinte (mm).



- d : diamètre de l’empreinte ;
- D : diamètre de la bille ;
- h : profondeur de l’empreinte.

**Figure II.18.** Essai Brinell.

Pour mener a bien les mesures de dureté on doit veiller à :

- L'exécution de l'essai Brinell demande une surface plane, usinée ou meulée. Son état de surface doit permettre une lecture aisée du diamètre de l'empreinte: plus ses dimensions seront faibles, plus l'état de surface devra être soigné ;
- On applique la charge normalement à la surface et sans choc, en la faisant croître progressivement, de manière à atteindre en 15 s la charge fixée. On la maintient pendant 10 à 15 s, on décharge et l'on mesure le diamètre de l'empreinte. Cette précaution est introduite en raison des possibilités de fluage sous charge des métaux [10];



**Figure II.19.** Duromètre

### **II.6.3. Microscopie électronique à balayage**

La microscopie électronique à balayage (MEB ou SEM pour scanning electron Microscopy) est une technique de microscopie basée sur le principe des interactions électrons –matière.

Un faisceau d'électron balaie la surface de l'échantillon à analyser qui en réponse, réémet certaines particules.

Différents détecteurs permettent d'analyser ces particules et de reconstruire une image de la surface.

La microscopie électronique à balayage est un outil particulièrement pertinent pour l'observation de l'état d'endommagement du faciès des éprouvettes rompues après sollicitation en fluage de part sa profondeur de champ et sa forte résolution.

Dans la pratique, les MEB actuels les plus conventionnels, c'est-à-dire équipés de détecteurs d'électrons secondaires permettant d'atteindre une résolution de l'ordre de 20 nm et un grossissement qui peut aller jusqu'à 300000 fois.

L'appareil que nous avons utilisé est de type FEI à filament en tungstène qui se trouve à laboratoire de recherche au sein de l'école nationale supérieure des mines et métallurgie (ENSMM). (Figure II.19).



**Figure II.20.** Microscopie Electronique à Balayage de type FEI

**CHAPITRE III:**

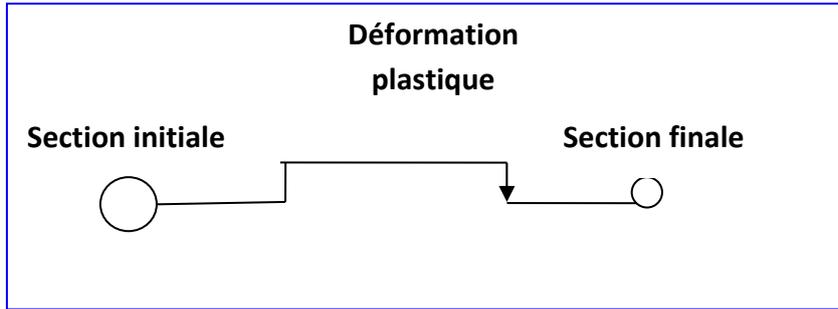
**RESULTATS ET**

**DISCUSSIONS**

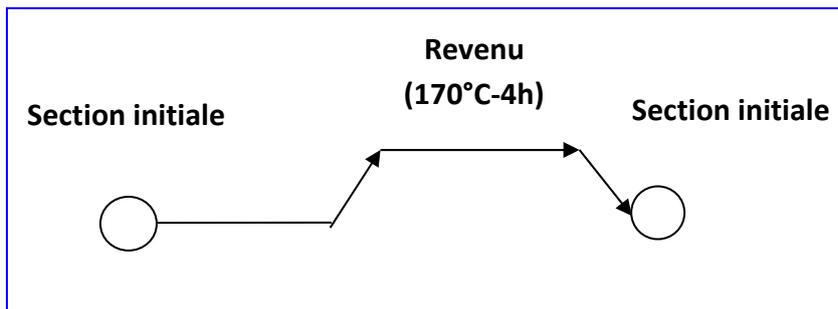
### III.1. Introduction

Dans cette partie, nous présentons nos résultats expérimentaux ainsi que l'interprétation. Nous avons considéré trois états structuraux de l'alliage A6101.

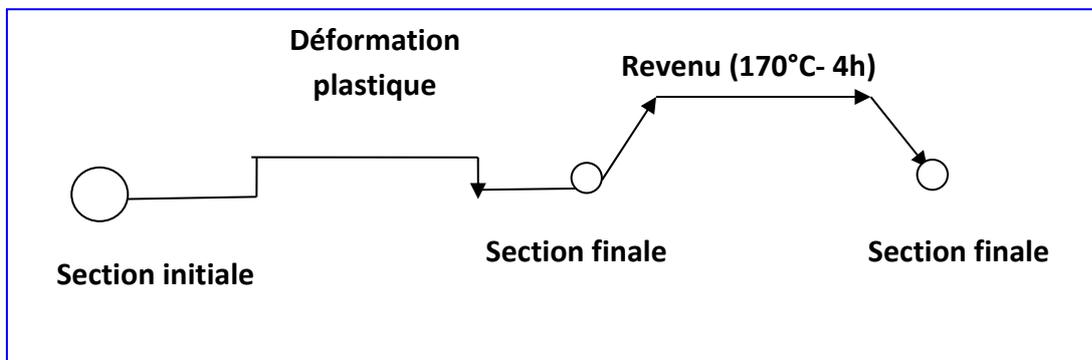
**Etat 1 :** Tréfilage du fil machine : Il consiste en une déformation plastique (DF) par tréfilage qui réduit la section initiale ( $\varnothing=9.5$  mm) en une section finale ( $\varnothing=3.15$  mm)



**Etat 2 :** Revenu du fil machine : Il consiste en un traitement thermique (TT) sans déformation plastique



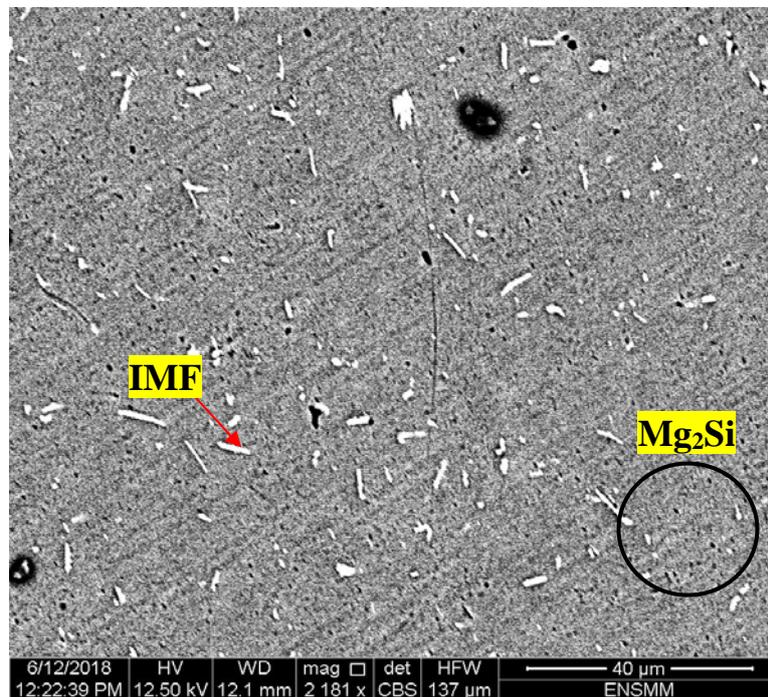
**Etat 3 :** Effet synergique de la DP et du TT : Il consiste en une déformation plastique suivie d'un traitement thermique



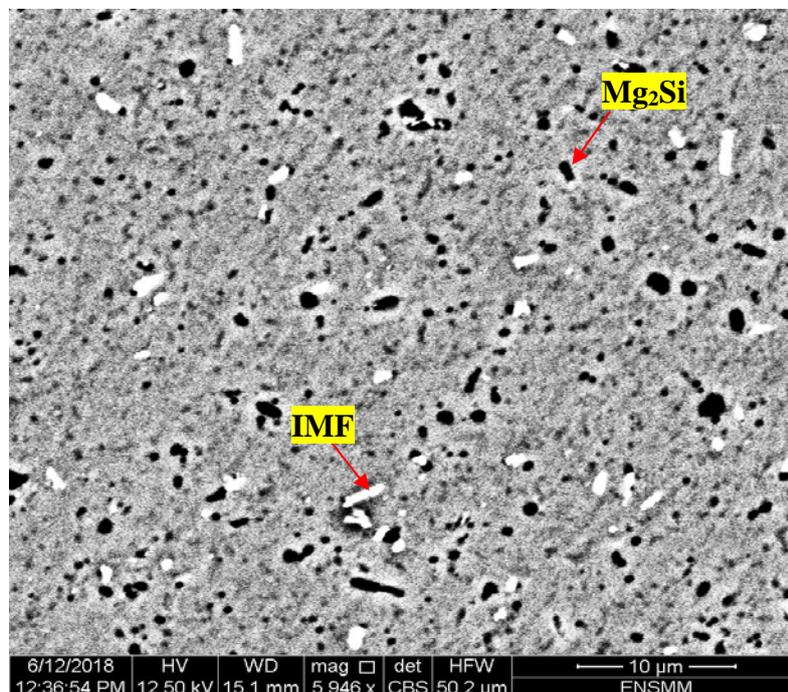
Notre travail consiste à comparer les composants microstructuraux et les caractéristiques mécaniques obtenues après chaque état.

### III.2. Etat 01 : effet de la déformation plastique

- Caractérisation par le microscope électronique à balayage (MEB) :



**Figure III.21.** Microstructure de l'alliage Al6101 ( $\varnothing=9.5$  mm) : Précipités de type  $Mg_2Si$  + Intermétalliques contenant du Fer (IMF)



**Figure III.22.** Microstructure de l'alliage Al6101 ( $\varnothing=3.15$  mm) : Précipités de type  $Mg_2Si$  + Intermétalliques contenant du Fer (IMF)

La structure obtenue après une déformation plastique de **89 %** par tréfilage à la température 40°C, qui fait passer la section du fil machine de 9.5 mm à 3.15mm, est constituée de la matrice aluminium et des précipités qui sont constitués de  $Mg_2Si$  + IMF. Cette structure est une structure écrouie. Les précipités existants avant le tréfilage participent au durcissement de la structure (Multiplication du nombre de dislocations+ ancrage des dislocations par les précipités préexistants).

- **La caractérisation mécanique**

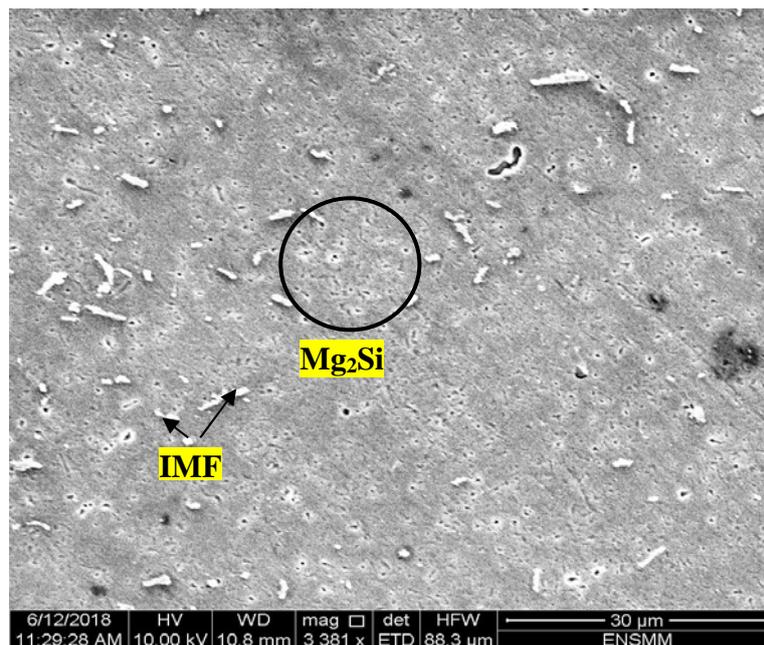
Diamètres des fils $\varnothing$ (mm)	Taux de déformation $\varepsilon$ (%)	la charge à la rupture $R_m$ (MPa)	La dureté (HB)	l'allongement A(%)
( $\varnothing=9.5$ mm)	0	215	73	11
( $\varnothing=3.15$ mm)	<b>89</b>	391	114	8

**Tableau III. 6.** Résultats des tests mécaniques obtenus après tréfilage

On remarque que la dureté a augmenté ainsi que la résistance mécanique. Par contre l'allongement diminue. C'est l'effet de l'écrouissage.

### III.3. Etat02 : Effet de revenu

- Caractérisation par le microscope électronique à balayage (MEB) :



**Figure III.23.** Microstructure de l'alliage Al6101 ( $\varnothing=9.5$  mm) : Revenue à 170°C- 04 heures.

- La caractérisation mécanique

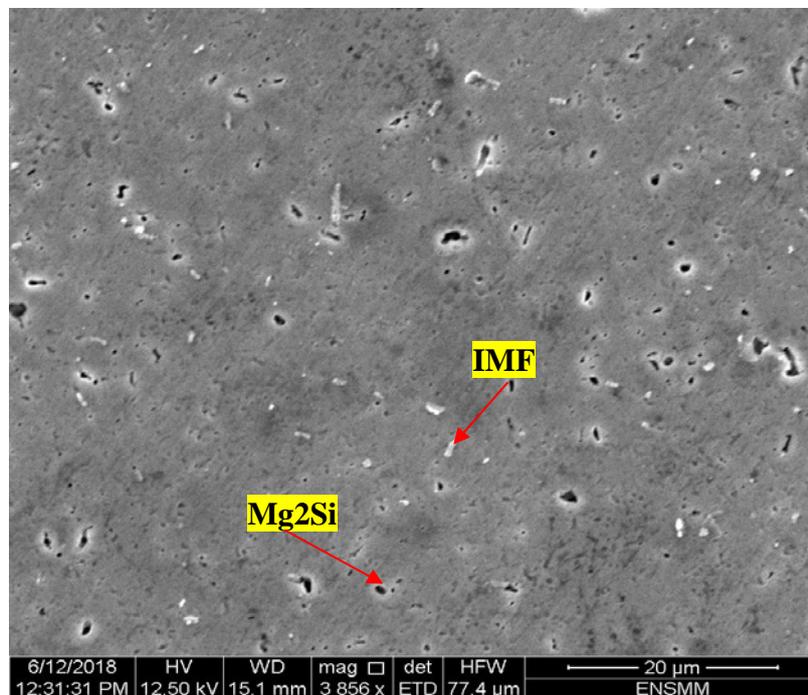
Diamètres des fils Ø (mm)	Taux de déformation $\varepsilon$ (%)	la charge à la rupture Rm(MPa)	La dureté (HB)	l'allongement A(%)
(Ø=9.5 mm)	0	215	73	11
(Ø=9.5 mm) Revenu à 04 heures	0	250	109	7

**Tableau III.7.** Résultats des tests mécaniques obtenus après revenu

Les constituants structuraux restent les mêmes à savoir matrice alpha aluminium+précipités. Les caractéristiques mécaniques montrent une augmentation de la dureté et de la résistance mécanique mais on a une diminution de l'allongement. Ce phénomène est dû au durcissement structural par précipitation. Dans ce cas se sont les précipités secondaires qui sont à l'origine de l'augmentation de la dureté.

### III. 4. Etat 03 : Effet conjugué de la déformation plastique et du revenu

- Caractérisation par le microscope électronique à balayage (MEB) :



**Figure III.24.** Microstructure de l'alliage Al6101 (Ø=3.15 mm): Revenu à 170°C durant 04 heures

- **La caractérisation mécanique**

Diamètres des fils Ø (mm)	Taux de déformation $\varepsilon$ (%)	la charge à la rupture $R_m$ (MPa)	La dureté (HB)	l'allongement A(%)
(Ø=9.5 mm)	0	215	73	11
(Ø=3.15 mm)	89	391	114	8
(Ø=3.15mm)	89 + Revenu à 170 ° ; 04 heures	333.4	145	4.8

**Tableau III.8.** Résultats des tests mécaniques obtenus après tréfilage et revenu

L'effet conjugué de la déformation plastique suivie d'un revenu a pour conséquence une augmentation de la dureté et de la résistance mécanique mais une diminution de l'allongement. Dans ce cas, durant la déformation plastique il y'a l'érouissage. Durant le revenu il y'a deux phénomènes qui ont lieu en même temps: (i) l'atténuation des contraintes résiduelles induites par érouissage (tendance vers une diminution de H) mais il y'a également (ii) le phénomène de précipitation secondaire qui durcit la structure (tendance vers une augmentation de H). En finale c'est le phénomène du durcissement par précipitation qui l'emporte. Ce qui explique l'augmentation des caractéristiques de résistance (H et  $R_m$ ) au détriment des caractéristiques de ductilité (A%).

## CONCLUSION

Durant ce travail, nous avons testé les caractéristiques mécaniques et microstructuraux de l'alliage A6101 après 03 états.

Les conclusions obtenues sont :

Etat 1 : Une structure érouie par tréfilage caractérisée par une dureté élevée (par rapport à état initial).

Etat 2 : Une structure à l'état de revenu (équilibre), durcie par précipitation.

Etat 3 : Une structure à l'état de revenu (équilibre), durcie par érouissage dans un premier temps suivie d'un deuxième durcissement par précipitation ce qui explique le maximum de dureté obtenu.

L'état 3 donne de bonnes caractéristiques mécaniques très recherchés dans le domaine du transport électrique.

## CONCLUSION GENERALE

Les conclusions tirées à partir de ce travail sont :

- La recherche bibliographique montre que les alliages d'aluminium de la série 6000 destinés au transport de l'énergie électrique, présentent les propriétés mécaniques requises.

Ces alliages subissent un durcissement par précipitation.

- Nous avons prélevé nos échantillons sur des fils machine de  $\varnothing=9.5$  mm qui ont subi soit un traitement mécanique (tréfilage), un traitement thermique (Revenu) et finalement une combinaison d'un traitement mécanique plus un revenu.

- Nous avons opté pour des tests de dureté en plus des tests de traction et nous avons utilisé le MEB pour analyser nos structures.

- Les résultats expérimentaux montrent que l'effet conjugué, de la déformation plastique et du revenu, a pour conséquence de meilleures caractéristiques mécaniques.

- Le tréfilage augmente la dureté mais entraîne une chute de l'allongement par effet écrouissage.

- Le revenu augmente la dureté mais entraîne une chute de l'allongement plus importante que l'effet d'écrouissage.

## REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUE

- [1] Ghania BENCHABANE, Les mécanismes de recristallisation et de croissance des grains dans les métaux et alliages métalliques légers, thèse de doctorat, Université Mohamed Khider Biskra, 2009.
- [2] L.F.Mondolfo, Aluminium Alloys, structures and proprietes, Butterworth, 1<sup>st</sup> edition, London 1976.
- [3] H. Leiris, Métaux et alliages autres que les aciers et les fonts, Tome II, Masson et c<sup>ie</sup> éditeurs. pp.71-92, 1971.
- [4] A. Hadouche. Mémoire de mastère. Université de Beskra (2014).
- [5] J. Barralis, G. Maeder, Précis de métallurgie, Communications actives 5<sup>eme</sup> édition (Paris, 1975), pp. 11-14.
- [6] Jean Barralis, Gérard Maeder, métallurgie : élaboration structures propriétés, normalisation janvier 2001.
- [7] Michel colombié, matériau métallique, 2<sup>eme</sup> édition, Paris 2008, pp.352-355.
- [8] Marc- Jan de Haas. Université de Groningen (2002).
- [9] R.W. Cahn, P. Haasen, Physical Metallurgy, Tome III , North Holland .p 2167, 2172(1996).
- [10] Roger Develay, Propriétés de l'aluminium et des alliages d'aluminium corroyés M440.
- [11] C.Vargel, corrosion de l'aluminium, paris : dunod, mars 2000, 501 p.isbn 2-100- 04191-6.
- [12] Philippe Lours, Fabien Baillon, Au Cœur des Matériaux Cristallins " Durcissement par traitement thermique", <http://nte.mines-albi.fr/SciMat/co/SM6uc5-2.html>.
- [13] K.T. kashyapande, T.Chadrahkar, Bull. Mater .sci24-4(2001) ,345–350.
- [14] M. J. de Haas, thèse de doctorat , Université de Groningen (2002).
- [15] D. J. Chakrabarti, Y. Peng, D. E. Laughlin, Mater. Sci. Forum, 396-402 (2002) 857- 862.
- [16] Q. Lou, D. G. Lloyd, A. Gupta, W.V. Youdelis, Acta. Metall. Mater, 41(3) (1993) 769-797.

- [17] X. Wang, W. J. Poole, S. Esmaeili, D. J. Lloyd, J. D. Embury, *Met. Mater. Trans*, 34(A) (2003) 2913-2918.
- [18] W. F. Miao, D. E. Laughlin, *Met. Mater. Trans*, 31(A) (2000) 361-371.
- [19] S. Esmaeili, D. J. Lloyd, W. J. Poole, *Acta. Mater*, 51 (2003) 3467-3481.
- [20] D. Lassance. Thèse de doctorat : Université Catholique de Louvain, (2006).
- [21] R. Develay, *Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques*, (1992), vol. M440, pp. 2-26.
- [22] I. Lakhtine. 2<sup>ème</sup> édition revue. Edition Mir. Moscou 1986 (367-386).
- [23] N. C. W. Kuijpers, J. Tirel, D. N. Hanlon, S. van der Zwaag. *Materials Characterization* 48 (2002) 379. [50] A. Fattah, N. Afify, A. Gadalla, A. Mossad, *High Temp - High Press*, 31 (1999) 613.
- [24] Y. Shen, thèse de doctorat, l'École nationale supérieure des mines de Paris, (2012). [26] F.D. GEUSER. Thèse de doctorat, Université de ROUEN (2005).
- [25] F.D. GEUSER. Thèse de doctorat, Université de ROUEN (2005).
- [26] M. H. Jacobs, *Precipitation hardening, TALAT lecture* 1204 (1999).
- [27] D. E. Laughlin, W. F. Miao, L. M. Karabin, D. J. Chakrabarti, (1998) 63-80.
- [28] S.J.ANDERSEN, H.W.ZANDBERGEN, *ActaMater*, 46p3283–3298, (1998).
- [29] R. M. Gomes, T. Sato, H. Tezuka, A. Kamio, *Mater. Trans JIM*, 39(3) (1998) 353- 364.
- [30] C. Cayron, P. A. Buffat, *Acta Mater*, 48 p 2639-2653(2000).
- [31] C. Cayron, L. Sagalowicz, O. Beffort, P. A. Buffat, *Phil. Mag.*, 79 (11) (1999) 2833- 2851.
- [32] Hamdi. I, Thèse de doctorat, Université Mohamed Khider- Biskra, 2014.
- [33] G. Mrówka-Nowotnik, J. Sieniawski, M. Wierzbińska *Archives of Materials Science and Engineering*, (2007), 69-76.