

---

**REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE**

**MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA  
RECHERCHE SCIENTIFIQUE**

**UNIVERSITE FERHAT ABBAS - SETIF - 1**



**INSTITUT D'OPTIQUE ET MECANIQUE DE PRECISION**

**Thèse de Doctorat en Sciences  
Présentée par**

**Ali Debih**

**Thème**

**Contribution à l'Etude de la Fatigue des Alliages Légers**

**Présentée le : 22 MARS 2018**

**Devant le jury**

<b>Kamel Loucif</b>	<b>Prof. UFA- Sétif 1</b>	<b>Président</b>
<b>El-Hadj Ouakdi</b>	<b>Prof. UFA- Sétif 1</b>	<b>Rapporteur</b>
<b>Hocine Belhouchet</b>	<b>Prof. U.M.B. M'sila</b>	<b>Examineur</b>
<b>Foudhil Sahnoune</b>	<b>Prof. U.M.B. M'sila</b>	<b>Examineur</b>

---

# Table des matières

<b>Introduction générale</b> .....	1
------------------------------------	---

## **Chapitre 1: Alliages légers et ultralégers**

<b>I.1. Généralités</b> .....	6
I.1.1. Le titane.....	6
I.1.2. L'aluminium.....	7
I.1.3. Le magnésium.....	8
<b>I.2. Historique de l'aluminium</b> .....	10
<b>I.3. Obtention de l'aluminium</b> .....	10
I.3.1. La bauxite.....	10
I.3.2. L'alumine.....	10
I.3.3. L'aluminium.....	10
I.3.4. Principaux stades de la fabrication de l'aluminium.....	10
<b>I.4. Propriétés de l'aluminium</b> .....	10
<b>I.5. L'aluminium et ses alliages</b> .....	12
I.5.1. Influence des éléments d'addition.....	14
I.5.2. Effet de taille.....	16
I.5.3. L'effet chimique.....	17
I.5.4. L'effet du regroupement.....	17
<b>I.6. Classification des alliages d'aluminium</b> .....	17
I.6.1. Mise en forme par corroyage.....	17
I.6.2. Mise en forme par fonderie.....	20
I.6.3. Les domaines d'applications de l'aluminium et ses alliages.....	21
<b>I.7. Types de traitements appliqués aux alliages d'aluminium</b> .....	23
I.7.1. Traitements thermomécaniques (écrouissage et recristallisation "Strain hardenable alloys").....	23
I.7.2. Traitements Thermiques.....	28
<b>I.8. Corrosion des alliages d'aluminium</b> .....	35
I.8.1. Corrosion uniforme ou généralisée.....	36
I.8.2. Corrosion localisée.....	36
I.8.3. Corrosion structurale.....	37
<b>I.9. L'anisotropie</b> .....	37
I.9.1. Etude de l'anisotropie.....	37
<b>I.10. Soudage d'aluminium</b> .....	37
<b>I.11. Anodisation</b> .....	38

## **Chapitre 2: Fatigue, Mécanismes et endommagement**

<b>II.1. Introduction</b> .....	40
<b>II.2. Etat de l'art</b> .....	40
II.2.1. Courbes de Wöhler.....	41
II.2.2. Vitesse de fissuration par fatigue, Loi de Paris.....	42
<b>II.3. Différents modes de chargement</b> .....	43
II.3.1. Chargement a contrainte imposée.....	43

II.3.2.	Chargement à déformation imposée.....	44
<b>II.4.</b>	<b>Phénomène d'endommagement par fatigue.....</b>	<b>45</b>
II.4.1.	Amorçage.....	45
II.4.2.	Propagation des fissures de fatigue.....	53
II.4.3.	Mécanismes de propagation de fissures.....	55
<b>II.5.</b>	<b>Facteur gouvernant la propagation des fissures de fatigue.....</b>	<b>56</b>
II.5.1.	Influence du rapport de charge (R).....	56
II.5.2.	Influence de la surcharge.....	59
II.5.3.	Influence des traitements.....	59
II.5.4.	Influence de microstructure.....	60
<b>II.6.</b>	<b>Anisotropie des propriétés en fatigue.....</b>	<b>62</b>
<b>II.7.</b>	<b>Modèles décrivant la propagation d'une fissure.....</b>	<b>63</b>
II.7.1.	Loi de Paris.....	63
II.7.2.	Loi de Forman.....	63
II.7.3.	Modèle NASGRO.....	64
II.7.4.	Lois de Sih.....	64
<b>II.8.</b>	<b>Les lois d'endommagement.....</b>	<b>64</b>
II.8.1.	Loi de Miner et ses dérivés.....	64
II.8.2.	Loi de Lemaitre- Chaboche.....	65
<b>II.9.</b>	<b>Aspect probabiliste de la courbe S-N.....</b>	<b>65</b>
<b>II.10.</b>	<b>Phase d'endommagement intense et rupture brutale.....</b>	<b>66</b>
<b>II.11.</b>	<b>Superposition de la Corrosion à la sollicitation en fatigue des alliages d'aluminium.....</b>	<b>68</b>
II.11.1.	corrosion avant la sollicitation de fatigue.....	68
II.11.2.	Phénoménologie de la corrosion sous contrainte.....	69
II.11.3.	Phénoménologie de l'influence de l'environnement sur la propagation.....	69
<b>II.12.</b>	<b>Superposition du fluage à la sollicitation en fatigue des alliages d'aluminium..</b>	<b>70</b>
II.12.1.	Endommagement par fluage.....	70
II.12.2.	Interactions fatigue-fluage.....	71
<b>II.13.</b>	<b>Endommagement en fretting-fatigue.....</b>	<b>72</b>
II.13.1.	Généralités sur le fretting.....	72
II.13.2.	Interaction fretting- fatigue.....	73
<b>II.14.</b>	<b>Endommagement par fatigue des assemblages soudés.....</b>	<b>73</b>
II.14.1.	Justification de soudage.....	73
II.14.2.	Durée de vie des joints soudés par FSW.....	74

### Chapitre 3: Matériaux et techniques expérimentales

<b>III.1.</b>	<b>Matériaux étudiés.....</b>	<b>76</b>
<b>III.2.</b>	<b>Traitements thermiques appliqués à l'alliage AA6005.....</b>	<b>77</b>
<b>III.3.</b>	<b>Traitement thermomécanique appliqué à l'alliage AA 6061.....</b>	<b>78</b>
<b>III.4.</b>	<b>Préparation des éprouvettes et échantillons.....</b>	<b>79</b>
III.4.1.	Usinage des éprouvettes.....	79
III.4.2.	Prélèvement des échantillons.....	81
III.4.3.	Préparation des échantillons.....	81
<b>III.5.</b>	<b>Matériel d'essai et démarches.....</b>	<b>82</b>
III.5.1.	Banc d'essais de traction et déroulement.....	82

III.5.2.	Banc d'essais de fatigue et déroulement.....	83
III.5.3.	Microscopie Optique.....	84
III.5.4.	Microscopie Electronique à Balayage (MEB).....	85
III.5.5.	Calorimétrie différentielle à Balayage.....	86
III.5.6.	Microdureté.....	88
III.5.7.	Diffraction des rayons X (DRX).....	89
III.5.8.	Dilatometrie, Dispositif expérimental.....	91

## **Chapitre 4: Résultats et Discussions**

<b>IV.1.</b>	<b>Contexte de l'étude.....</b>	<b>99</b>
<b>IV.2.</b>	<b>Résultats obtenus sur l'alliage AA 6005.....</b>	<b>99</b>
IV.2.1.	Résultats des essais de traction.....	99
IV.2.2.	Résultats des essais de fatigue.....	103
IV.2.3.	Résultats des essais de Microdureté.....	104
IV.2.4.	Etude métallographique par "M O" pour l'évolution microstructurale.....	106
IV.2.5.	Observations microstructurales par (MEB).....	111
IV.2.6.	Etude par diffraction des rayons X.....	117
IV. 2.7.	Etude par calorimétrie différentielle (DSC).....	129
<b>IV. 3.</b>	<b>Résultats obtenus sur l'alliage AA 6082.....</b>	<b>132</b>
IV.3.1.	Résultats des essais de traction.....	132
IV.3.2.	Résultats des mesures de dilatation.....	133
IV.3.3.	Caractérisation microstructurale.....	135
IV.3.4.	Analyse calorimétrique différentielle.....	136
IV.3.5.	Analyse par rayon X .....	140
<b>IV. 4.</b>	<b>Résultats obtenus sur l'alliage AA 6061.....</b>	<b>144</b>
IV.4.1.	Caractérisation microstructurale avant et après traitements thermiques.....	144
IV.4.2.	Caractérisation micrographique suite aux traitements thermomécanique.....	146
IV.4.3.	Caractérisation mécanique de l'alliage AA 6061 T6.....	148
<b>Conclusions Générales.....</b>		<b>152</b>
<b>Références Bibliographiques.....</b>		<b>155</b>



*«Si tu peux, sois savant ; si tu ne peux pas, sois lettre ; si tu ne peux pas, aime-les ; et si tu ne peux pas, ne les me prise pas.» Omar Ibn Abdulaziz, 8eme Calife, 682-720.*

*Luqmân dit à son fils : "Ô mon fils, n'apprend pas ce que tu ne mettras pas en pratique jusqu'à ce que tu pratiques ce dont tu as connaissance."*

*L'imagination est plus importante que la connaissance. La connaissance est limitée alors que l'imagination englobe le monde entier, stimule le progrès, suscite l'évolution. - Albert Einstein*

---

## *Dédicaces*

*A la mémoire de mes parents*

*A ma femme,*

*Mes enfants Djihane,*

*Chakinez, Walid et*

*spécialement Abderrahmene.*

---

## Remerciements

En préambule à ce manuscrit, Je remercie tout d'abord le grand puissant, Dieu qui m'a éclairé le chemin pour réaliser ce modeste travail.

Ainsi, je souhaite exprimer ma reconnaissance et mes remerciements aux personnes qui m'ont soutenu et aidé durant les années consacrées à la réalisation de ce travail.

Sous la direction de Monsieur **El-Hadj Ouakdi**, Professeur à l'Université de Sétif. Qu'il me soit permis de leurs exprimer ici toute ma gratitude pour la confiance qu'il m'a témoignée tout au long de ce travail, leur commentaires et suggestions. Je le remercie aussi pour l'autonomie qu'il m'a accordée, tout en restant disponible, et pour leur qualité humaine et scientifique qui ont permis la réalisation de ce travail dans les meilleures conditions possibles et pour leur extrême gentillesse.

J'adresse mes chaleureux remerciements à Monsieur **Kamel Loucif**, Professeur à l'Université de **Sétif** d'avoir accepté de présider le Jury.

Mes remerciements aussi pour Messieurs **Hocine Belhouchet** et **Foudhil Sahnoune**, professeurs à l'université de **M'sila**, d'avoir accepté de faire partie du jury de cette thèse.

Un grand merci, enfin, aux membres, du laboratoire de physique et mécanique des matériaux métalliques "**LPMMM**" de l'université de Sétif "**Riadh** et **Mabrouk**", et du hall technologique de l'université de M'sila "**Mohamed, Belkacem** et **Khaled**", pour leurs aides précieuses.

## Liste des figures

<b>Fig.1.1.</b>	Cristallographie du titane pur en fonction de la température .....	6
<b>Fig.1.2.</b>	Plans et directions des métaux à structure "HC" .....	9
<b>Fig. 1.3.</b>	Les stades d'élaboration de l'aluminium .....	12
<b>Fig.1.4.</b>	The principal alloying elements of aluminum alloys.....	13
<b>Fig. 1.5.</b>	Solubilité des éléments métalliques dans l'aluminium en fonction de la différence des rayons de Goldschmidt.....	17
<b>Fig. 1.6.</b>	Répartition de la consommation d'aluminium.....	23
<b>Fig. 1.7.</b>	Le changement de la taille de grain en fonction de l'écrouissage.....	24
<b>Fig. 1.8.</b>	Ecrouissage et propriétés mécaniques des alliages 1000 et 3000.....	24
<b>Fig. 1.9.</b>	Diagramme de recristallisation.....	25
<b>Fig. 1.10.</b>	Diagramme de phase aluminium- manganèse.....	26
<b>Fig. 1.11.</b>	Images en champ clair de la zone intracellulaire obtenues au cours d'un chauffage étagé depuis l'état brut de coulée déformé à 15 % .....	26
<b>Fig. 1.12.</b>	Diagramme de phase aluminium- magnésium.....	27
<b>Fig.1.13.</b>	Diagramme d'équilibre Aluminium – Silicium.....	28
<b>Fig. 1.14.</b>	Diagramme d'équilibre de phases stables et métastables du système Al-Cu...	30
<b>Fig.1.15.</b>	Partie du diagramme d'équilibre Aluminium- $Mg_2Si$ , coupe pseudo binaire...	31
<b>Fig.1.16.</b>	Effet du temps et de la température sur les caractéristiques mécaniques d'un alliage 6063, 1: résistance mécanique, 2: résistance élastique, 3: la dureté, 4: la ductilité, 5: nombre de cycles à rupture.....	33
<b>Fig. 1.17.</b>	Diagramme de phase binaire Al-Zn.....	34
<b>Fig. 1.18.</b>	Influence des éléments d'alliage sur le potentiel de dissolution de l'aluminium dans une solution EXCO standard.....	34
<b>Fig. 1.19.</b>	Séquence de précipitation dans le système Al-Zn-Mg.....	35
<b>Fig. 1.20.</b>	Evolution classique de quelques propriétés d'un alliage à durcissement structural au cours des différents traitements thermiques.....	35
<b>Fig. 1.21.</b>	Perte de poids de l'alliage 3004 H 14 en fonction du PH milieu après une semaine dans l'eau distillée .....	36
<b>Fig. 1.22.</b>	Schéma descriptif du principe de l'anodisation classique.....	38
<b>Fig. II.1.</b>	Phases de rupture par fatigue.....	41
<b>Fig. II.2.</b>	Les différents domaines de durée de vie en fatigue.....	41
<b>Fig. II.3.</b>	Représentation schématique des différents régimes de propagation.....	43
<b>Fig. II.4.</b>	Chargement d'amplitude constante, (a) chargement alterné, (b) chargement Ondulé, (c) chargement répété.....	43
<b>Fig. II.5.</b>	Différents types de Chargements sous amplitude de contrainte variables.....	44
<b>Fig.II.6.</b>	Schéma d'un essai cyclique à déformation imposée (traction –compression)..	45
<b>Fig. II.7.</b>	Détermination de la courbe de consolidation cyclique par la méthode des	



	paliers Successifs avec une même éprouvette.....	45
<b>Fig. II.8.</b>	Champ de concentration de contrainte en présence de L'entaille sous sollicitation de traction.....	46
<b>Fig. II.9.</b>	Amorçage d'une fissure de fatigue sur un pore dans un alliage d'aluminium..	47
<b>Fig. II.10.</b>	Développement des bandes de glissement intrusion-extrusion pendant la fatigue.....	47
<b>Fig. II.11.</b>	Sites d'amorçage de fissures : transgranulaire (i) ou intergranulaire (ii) en surface, défaut de surface (iii), inclusion interne (iv), microvide interne aux joints de grain (v), amorçage interne à l'intersection de joints de grains (vi)..	48
<b>Fig. II.12.</b>	Hypothèses, tenseur, position, géométrie et orientation d'une fissure sous sollicitation de fatigue.....	48
<b>Fig. II.13.</b>	(a) Paramètres définissant une fissure bidimensionnelle, (b-c-d) modes de fissuration.....	50
<b>Fig. II.14.</b>	Evolution du coefficient de réduction en fatigue selon la résistance mécanique.....	51
<b>Fig. II.15.</b>	Comparaison entre les courbes de Wöhler a l'ambiante et haute température pour l'alliage 2024.....	52
<b>Fig. II.16.</b>	Effet de sel et l'eau distillée sur la durée de vie de l'alliage AA6082 traité thermiquement .....	52
<b>Fig. II.17.</b>	Représentation schématique de la vitesse de propagation de fissuration en fatigue en fonction du facteur d'intensité de contrainte. Visualisation de 3 domaines : zone à faible vitesse de propagation à gauche, au centre régime intermédiaire (relation de Paris) et à droite haute vitesse de fissuration.....	54
<b>Fig. II.18.</b>	Allure caractéristique des courbes de propagation de fissures courtes de fatigue par rapport aux fissures longues.....	54
<b>Fig. II.19.</b>	Mécanismes intrinsèques et extrinsèques de propagation de fissure.....	55
<b>Fig. II.20.</b>	Mécanismes de fermeture de fissure : a) contrainte cyclique appliquée, b) pointe de fissure, et mécanismes de fermeture de fissure basés sur c) la plasticité, d) la corrosion et e) rugosité des surfaces de rupture.....	56
<b>Fig. II.21.</b>	Influence du rapport R sur la vitesse de fissuration.....	57
<b>Fig. II.22.</b>	Diagramme de Haig.....	58
<b>Fig. II.23.</b>	Diagramme de Goodman-Smith.....	58
<b>Fig. II.24.</b>	Diagramme de Rös.....	59
<b>Fig. II.25.</b>	Différents types du comportement au retard: I: retard perdu, II: retard, III: retard différé et IV: blocage.....	60
<b>Fig. II.26.</b>	Mode de propagation de fissures ; stades I et II.....	60
<b>Fig. II.27.</b>	effet de la nature de traitement caractérisé par la taille de particule sur la tenue en fatigue de l'alliage AA6110.....	61
<b>Fig. II.28.</b>	Evolution de l'amplitude de déformation totale: (a) Essai de fatigue sous traction compression comparaison entre le 1er cycle et le 1600ème cycle, (b) Essai de torsion comparaison entre le 1er cycle et le 1600ème cycle.....	63
<b>Fig. II.29.</b>	Courbe S-N probabilisée.....	66
<b>Fig. II.30.</b>	Facies de ruptures typiques obtenus sur des éprouvettes de laboratoire sollicitées en fatigue sous différents modes de chargement.....	67
<b>Fig. II.31.</b>	Facies de ruptures selon l'état du traitement, T6, T4, O.....	67

<b>Fig. II.32.</b>	Types de corrosion intergranulaire.....	68
<b>Fig. II.33.</b>	Schématisation de la propagation en corrosion sous contrainte.....	69
<b>Fig. II.34.</b>	Influence d'un environnement gazeux sur la propagation de fissures.....	69
<b>Fig. II.35.</b>	Schématisation de l'influence de l'environnement sur la propagation de fissures.....	70
<b>Fig. II.36.</b>	Courbe de fluage de l'alliage Al-Cu sollicité à 110 MPa.....	71
<b>Fig. II.37.</b>	Cumul des endommagements de fatigue et de fluage. Le paramètre d'endommagement de fluage est le rapport de la déformation cumulée au cours des maintiens à la déformation à la rupture.....	72
<b>Fig. II.38.</b>	L'effet de la température sur les caractéristiques dynamiques "gauche" et statiques "droite" de l'alliage AA3003.....	72
<b>Fig. II.39.</b>	Impact du fretting sur la réponse en fatigue pour l'alliage 2091 (1,9Li-2,1Cu) ( $S_{max}$ correspond à la contrainte maximale en traction), les conditions sont les suivantes : $R=0.1$ , $f=100$ Hz, pression maximum de Hertz = 30 MPa.....	73
<b>Fig. II.40.</b>	Le comportement en fatigue et en fretting –fatigue de l'alliage AA5083H321.....	74
<b>Fig. II.41.</b>	Paramètres du procédé de soudage mécanique par FSW.....	74
<b>Fig. II.42.</b>	Comparaison des courbes S-N des joints soudés par FSW en alliage d'aluminium 2024-T4 avec celle du matériau de base.....	74
<b>Fig. III.1.</b>	Les cycles de traitements appliqués sur l'alliage AA6005.....	78
<b>Fig.III.2.</b>	Génération d'UFG par la haute pression.....	79
<b>Fig.III.3.</b>	Principe de CW utilisé pour SPD de l'alliage 6061T6.....	79
<b>Fig. III.4.</b>	(a) Schematic of different directions and planes in the as rolled 6082 aluminum alloy plate, (b) tensile test piece; (c) CTE specimen (all dimensions in mm) .....	80
<b>Fig. III.5.</b>	Eprouvette de fatigue .....	80
<b>Fig. III.6.</b>	Eprouvette de traction pour l'alliage AA 6061 "dimensions en mm".....	81
<b>Fig. III.7.</b>	Représentation conventionnelle d'une courbe de traction.....	83
<b>Fig. III.8.</b>	Banc d'essai de traction MP 12.....	83
<b>Fig. III.9.</b>	La machine d'essais de fatigue : <b>marque WP 140 [GUNT]</b> .....	84
<b>Fig.III.10.</b>	Optical Microscopy <b>A13.1013-B</b> .....	85
<b>Fig.III.11.</b>	<b>MEB JEOL- JSM 7001F</b> .....	86
<b>Fig.III.12.</b>	Principe d'un dispositif de mesure <b>DSC</b> .....	86
<b>Fig.III.13.</b>	<b>SETARAM -DSC92-</b> .....	87
<b>Fig.III.14.</b>	Courbe type <b>DSC</b> .....	87
<b>Fig.III.15.</b>	Microduromètre de type <b>WILLSON HARDNESS</b> type <b>TUKON 2500</b> .....	89
<b>Fig.III.16.</b>	Phénomène de diffraction des rayons X.....	90
<b>Fig.III.17.</b>	<b>DRX PANalytical X'pert PRO</b> .....	91
<b>Fig.III.18.</b>	Dilatomètre <b>NETTZSCHCH- DIL 402PC</b> .....	91

<b>Fig.III.19.</b>	Tige porte échantillons en alumine munie de thermocouple.....	92
<b>Fig.III.20.</b>	Schematic diagram of <b>DIL 402 PC</b> (measuring unit closed) .....	93
<b>Diagr -1</b>	Experimental processes and technical characterization of AA6005 alloy.....	94
<b>Diagr -2</b>	Experimental processes and technical characterization of AA6082 alloy.....	95
<b>Diagr -3</b>	Experimental processes and technical characterization of AA6061 alloy.....	96
<b>Fig. IV.1.</b>	Courbes conventionnelles de traction de l'alliage AA6005 sous les différents états de traitement.....	100
<b>Fig. IV.2.</b>	Histogramme de variation des propriétés mécaniques de l'alliage AA6005	101
<b>Fig. IV.3.</b>	Facies de rupture en traction des éprouvettes en AA6005 pour les états : (a) AA6005 AS-R, (b) AA 6005 T1, (c) AA6005 T4, (d) AA6005 T5, (e) AA 6005 T6. 1: amorçage, 2: propagation, 3: zone de rupture brutale.....	102
<b>Fig. IV. 4.</b>	Courbes Contrainte-durée de vie de l'alliage AA 6005 en différents états de traitement.....	104
<b>Fig. IV.5.</b>	Principe de calcul de la dureté Vickers.....	105
<b>Fig. IV.6.</b>	Histogramme de variation de Microdureté de l'alliage AA6005.....	106
<b>Fig. IV.7.</b>	Méthode planimétrique pour le calcul de la taille moyenne des grains.....	107
<b>Fig. IV.8.</b>	Microstructure obtenue par <b>M O</b> de l'AA6005 à l'état de réception.....	108
<b>Fig. IV.9.</b>	Microstructure obtenue <b>M O</b> de l'AA6005 à l'état de traitement T6.....	109
<b>Fig.IV.10.</b>	Microstructure obtenue par <b>M O</b> de LAA6005 à l'état de traitement T5.....	109
<b>Fig.IV.11.</b>	Microstructure obtenue par <b>M O</b> de l'AA6005 à l'état de traitement T4.....	110
<b>Fig.IV.12.</b>	Microstructure obtenue par <b>M O</b> de l'AA 6005 à l'état de traitement T1.....	111
<b>Fig.IV.13.</b>	Microstructure obtenue par <b>MEB</b> de l'alliage étudié à l'état de réception .....	112
<b>Fig.IV.14.</b>	Analyse chimique par l' <b>EDX</b> de la particule A précipité intermétallique de fer dans l'alliage 6005 à l'état de réception.....	113
<b>Fig.IV.15.</b>	Analyse chimique par l' <b>EDX</b> de la particule B précipité dans l'alliage 6005 à l'état de réception.....	113
<b>Fig.IV.16.</b>	Microstructure obtenue par le <b>MEB</b> de l'alliage étudié à l'état T6.....	114
<b>Fig.IV.17.</b>	Analyse chimique par l' <b>EDX</b> de la particule C précipitée dans l'alliage 6005 à l'état T6.....	115
<b>Fig.IV.18.</b>	Analyse chimique par l' <b>EDX</b> de la particule D précipité intermétallique de fer dans l'alliage 6005 à l'état T6.....	115
<b>Fig.IV.19.</b>	Microstructure obtenue par le microscope électronique de l'alliage étudié à l'état T5.....	116
<b>Fig.IV.20.</b>	Analyse chimique par l' <b>EDX</b> de la particule F précipité dans l'alliage 6005 à l'état T5.....	117
<b>Fig.IV.21.</b>	Analyse chimique par l' <b>EDX</b> de la particule E précipité intermétallique de fer dans l'alliage 6005 à l'état T5.....	117
<b>Fig.IV.22.</b>	Distance inter-réticulaire.....	118
<b>Fig.IV.23.</b>	Position du profil expérimental.....	119

<b>Fig.IV.24.</b>	Spectre <b>DRX</b> de l'aluminium pur.....	121
<b>Fig.IV.25.</b>	Spectre <b>DRX</b> de l'aluminium 6005 à l'état brut "AS-R".....	122
<b>Fig.II.26.</b>	Spectre <b>DRX</b> de l'aluminium 6005 à l'état T6.....	123
<b>Fig.IV.27.</b>	Spectre <b>DRX</b> de l'aluminium 6005 à l'état T5.....	123
<b>Fig.IV.28.</b>	Spectre <b>DRX</b> de l'aluminium 6005 à l'état T4.....	124
<b>Fig.IV.29.</b>	Spectre <b>DRX</b> de l'aluminium 6005 à l'état T1.....	124
<b>Fig.IV.30.</b>	Spectres comparatifs <b>DRX</b> de l'alliage AA 6005 en T6, T5, T4, T1, AS-R.....	125
<b>Fig.IV.31.</b>	Courbes comparatives <b>DSC</b> , de l'alliage AA6005, sous différents états de traitements.....	131
<b>Fig.IV.32.</b>	Courbes de traction de l'alliage AA 6082 dans les différentes directions.....	133
<b>Fig.IV.33.</b>	<b>CTE</b> curves of AA 6082 for three directions (LR, LT, and ST).....	135
<b>Fig.IV.34.</b>	Micrographes optiques montrant des microstructures de l'aluminium 6082 laminé à chaud: (a) plan transversal; (b) plan de laminage;(c) plan longitudinal ; (d) Tri planaire micrographe, montrant la grande variation dans la taille du grain et la forme dans les trois directions orthogonales.....	136
<b>Fig.IV.35.</b>	Thermogramme <b>DSC</b> de l'alliage AA <b>6082</b> à l'état homogénéisé.....	137
<b>Fig.IV.36.</b>	Thermogramme <b>DSC</b> de l'alliage AA 6082 à l'état de réception.....	138
<b>Fig.IV.37.</b>	Positionnement des températures de précipitation <b>DSC</b> et anomalies dilatométriques.....	139
<b>Fig.IV.38.</b>	Spectres de diffraction de l'alliage AA 6082 à l'état de réception.....	140
<b>Fig.IV.39.</b>	Spectres de diffraction de l'alliage AA 6082 à l'état T6.....	141
<b>Fig.IV.40.</b>	Microstructure obtenue par <b>M O</b> de l'alliage AA 6061 à l'état T6.....	144
<b>Fig.IV.41.</b>	Microstructure obtenue par <b>M O</b> de l'alliage AA 6061 à l'état de réception...	145
<b>Fig.IV.42.</b>	Microstructure obtenue par <b>M O</b> de l'alliage AA 6061 T6 sollicité à une passe de <b>CW</b> (Taille moyenne du grain = 29 $\mu\text{m}$ ).....	145
<b>Fig.IV.43.</b>	Microstructure obtenue par <b>M O</b> de l'alliage AA 6061 T6 sollicité à deux passes de <b>CW</b> (Taille moyenne du grain = 23 $\mu\text{m}$ ).....	146
<b>Fig.IV.44.</b>	Micrographie optique de l'alliage <b>6061 T6</b> après deux passes de <b>CW-CHP</b> montrant les bandes déformées plastiquement et les zones modifiées structurellement.....	146
<b>Fig.IV.45.</b>	Influence du travail de compression sur la limite d'élasticité (cercles), résistance mécanique (losanges) , la capacité d'écrouissage (petits triangles), l'élongation (grands triangles), et le coefficient d'écrouissage (carres) de l'alliage AA 6061T6.....	147
<b>Fig.IV.46.</b>	Micrographie optique de l'alliage AA6061 T6 après Quatre passes de <b>CW-CHP</b> montrant les bandes déformées plastiquement, les amorces de fissures et les zones changées structurellement.....	147
<b>Fig.IV.47.</b>	Courbes conventionnelles Contrainte- Déformation de l'alliage AA6061 après le travail de <b>CW-CHP</b> et traitement thermique conventionnel (T6).....	149

---

## Liste des Tableaux

<b>Tableau 1-1.</b>	Influence des éléments d'addition sur les phases de Titane.....	7
<b>Tableau 1-2.</b>	Domaine d'utilisation du magnésium.....	8
<b>Tableau 1-3.</b>	Simplifié des aptitudes technologiques et d'usage.....	13
<b>Tableau 1-4.</b>	Familles d'alliages d'aluminium et type de durcissement associé.....	18
<b>Tableau 1-5.</b>	Le classement en séries de l'Aluminium Association.....	18
<b>Tableau 1-6.</b>	Subdivision de H- Ecrouissage.....	19
<b>Tableau 1-7.</b>	Subdivision de T- Traitement Thermique.....	20
<b>Tableau 1-8.</b>	Les séries d'alliage de fonderie selon l'Aluminium Association.....	21
<b>Tableau III-1.</b>	Compositions chimiques du premier alliage étudié <b>AA6005</b> (% en poids)	76
<b>Tableau III-2.</b>	Composition chimique du deuxième alliage étudié AA 6082 (% en poids)	77
<b>Tableau III-3.</b>	Composition chimique du deuxième alliage étudié AA 6061 (% en poids)	77
<b>Tableau III-4.</b>	Taux de réduction surfacique des	79
<b>Tableau IV-1.</b>	Paramètres et propriétés mécaniques de l'alliage AA 6005 sous différents états de traitement thermique.....	100
<b>Tableau IV-2.</b>	Valeurs de Microdureté de l'alliage AA6005 sous différents états de traitement.....	105
<b>Tableau IV-3.</b>	Taille moyenne des grains de l'alliage étudié sous différents états de traitement.....	107
<b>Tableau IV.4.</b>	Fiche ICDD de l'aluminium pure .....	120
<b>Tableau IV-5.</b>	Paramètres spectraux d'AA6005 AS-R.....	121
<b>Tableau IV-6.</b>	Paramètres spectraux de l'alliage AA6005 T6.....	121
<b>Tableau IV-7.</b>	Paramètres spectraux d'AA6005 T5.....	122
<b>Tableau IV-8.</b>	Paramètres spectraux d'AA6005 T4.....	122
<b>Tableau IV-9.</b>	Paramètres spectraux d'AA6005 T1.....	122

---

<b>Tableau IV-10.</b>	Paramètres cristallins de chaque état de traitement.....	127
<b>Tableau IV-11</b>	Fiche ICDD de la phase $Mg_2Si$ .....	127
<b>Tableau IV-12.</b>	Identification de la phase $Mg_6Si_5$ .....	128
<b>Tableau IV-13.</b>	Identification de la phase $Al_9Fe_{0.84}Mn_{2.16}Si$ .....	128
<b>Tableau IV-14.</b>	Fiche référence code 00-017-0081 de la phase $Mg_2Si$ pour T4 et T1.....	129
<b>Tableau IV-15.</b>	Propriétés mécaniques de l'alliage AA 6082 dans les différentes directions de prélèvement.....	133
<b>Tableau IV-16.</b>	Taille de grain des trois plans orthogonaux d'AA 6082 laminé à chaud "état de réception".....	136
<b>Tableau IV-17.</b>	Fiche référence code 00-034-0673 de la phase $Mg_2Si$ de l'alliage AA6082 état de réception.....	141
<b>Tableau IV-18.</b>	Fiche référence code 00-017-0081 de la phase $Mg_2Si$ de l'alliage AA6082 T6.....	142
<b>Tableau IV-19.</b>	Fiche référence code 00-089-4996 de la phase intermétallique $Al_9Mn_3Si$ de l'alliage AA6082 T6.....	142
<b>Tableau IV-20.</b>	Fiche référence code 00-042-1206 de la phase intermétallique $Al FeMn_2Si$ de l'alliage AA6082 T6.....	143
<b>Tableau IV-21.</b>	Les propriétés mécaniques à la traction de l'alliage 6061T6 sous différents taux d'écrouissage par traitement mécanique à froid.....	148

INTRODUCTION  
GENERALE

## INTRODUCTION GENERALE

Comme il est possible de le constater, il est primordial de réduire au minimum la consommation d'énergie. Ceci est particulièrement vrai en ce qui concerne le domaine industriel. Dans ce but, une des principales solutions envisagées pour ce problème est la réduction du poids des structures. Afin de réaliser cet objectif, ils devront donc remplacer l'acier qui constitue la majeure partie de la masse des structures par de nouveaux matériaux. Cette primordialité d'allègement doit être accompagnée d'une fiabilité, sûreté, et sécurité d'utilisation. Les matériaux remplaçants utilisés doivent répondre à des exigences de propriétés statiques et dynamiques à l'état initial mais aussi après une durée de fonctionnement pouvant être élevée, une structure ferroviaire est prévue pour une utilisation de 30 ans minimum.

Les alliages légers et ultralégers tels que le titane, l'aluminium, et le magnésium sont largement utilisés dans les applications technologiques et industrielles. Ses importances dans l'économie mondiale résident dans ses propriétés caractéristiques telles que ses faibles densités (4.5, 2.7 et 1.74). Ils sont de deux à quatre fois plus faible que celle des aciers.

Le titane est l'un des métaux de la catégorie légère (densité 4.5), sa masse volumique est environ 60 % de celle de l'acier. Il est non magnétique et inoxydable vis-à-vis des agents chimiques (Eau de mer, organisme humain, ...) d'où ses applications aux biomatériaux, d'autre part c'est un mauvais conducteur électrique et thermique.

L'aluminium et ses alliages présentent une grande variété d'applications grâce à leurs bon compromis (densité, propriétés mécaniques). En plus de la faible densité, les alliages d'aluminium ont une bonne résistance à la corrosion grâce à la couche protectrice naturelle d'oxyde qui se forme spontanément à leurs surfaces, une facilité de mise en forme et une bonne conductivité électrique. Ils sont recyclables avec moindre énergie pour leur refusions. Ainsi qu'ils sont non biodégradable.

Le magnésium (Mg) est le métal d'ingénierie le plus léger disponible. Il a des bonnes caractéristiques anti-vibrations. Ses alliages sont utilisés dans des applications structurales et non structurales où le poids est d'importance primaire. Il a une résistance à la traction et une rigidité supérieures au fer et à l'aluminium. La mauvaise aptitude à la formabilité, à ambiante, du magnésium est l'une des plus grandes limitations pour ses utilisations.

La fatigue ou endommagement par fatigue est un processus dans lequel l'endommagement s'accumule en raison de l'application répétée, dans le temps, des charges qui peuvent être au-dessous du tiers de la limite élastique. Elle peut être invisible et dangereuse car l'application de cette amplitude réduite de chargement ne produirait aucun effet dommageable et elle mène à une acceptation de la fiabilité et la sûreté qui n'existent pas. Le mécanisme est constitué d'une initiation (amorçage), propagation et ensuite la rupture. Elle est qualifiée (d'oligocyclique) ou (de polycyclique) si le chargement produisant la rupture est appliqué durant un petit ou un grand nombre de cycles. A son tour, la (fatigue polycyclique) se divise en deux domaines : (endurance limitée) où l'on parle du régime fini de durée de vie et (endurance illimitée) où la structure peut supporter un nombre de cycles théoriquement infini sans qu'elle ne casse. La vérification traditionnelle de la tenue en fatigue des structures métalliques travaillant à grand nombre de cycles se faisait dans le domaine de l'endurance illimitée où le constructeur se contentait d'assurer la tenue de sa pièce à un très grand nombre de cycles fixé.



Face aux exigences technologiques, les alliages d'aluminium connaissent donc un essor tout particulier, du fait de leurs bonnes propriétés mécaniques, de leur excellente résistance à la corrosion, de leur très bon rapport résistance/masse et de leur prix attractif en comparaison des autres alliages précédemment cités.

Les alliages d'aluminium offrent ainsi non seulement des avantages significatifs au cours de leur phase d'utilisation dans l'industrie, mais aussi en particulier dans la phase de fin de vie. En effet, la bonne recyclabilité de l'aluminium couplée à la haute valeur de ses rebuts et le faible besoin en énergie lors du recyclage (la fabrication d'aluminium de deuxième fusion, à partir de rejets ou de produits d'aluminium en fin de vie, ne requiert que 5% de l'énergie nécessaire à la production d'aluminium de première fusion) rendent les solutions légères à base d'aluminium pour les applications automobiles industrielles intéressantes. L'aluminium devient ainsi un matériau idéal dans les futures applications industrielles.

Les alliages *Al-Mg-Si* (série **6xxx**) sont largement appliqués, essentiellement dans l'industrie aéronautique, automobile et navale. Ils se prêtent facilement aux durcissements structuraux soit par ajout d'éléments d'addition, par écrouissages ou traitements thermiques. Cette dernière qualité est due à leur bonne trempabilité, et à leurs basses températures de vieillissement (allant de la température ambiante à 200°C). Les propriétés mécaniques des alliages *Al-Mg-Si* peuvent être améliorées par l'ajout des éléments d'addition ou par l'utilisation des traitements thermiques appropriés tels que le traitement thermique de mise en solution, la trempe et le traitement de vieillissement. Il est bien établi que les propriétés mécaniques des matériaux destinés à l'industrie sont étroitement liées à leurs microstructures. En effet, ces propriétés sont conditionnées par la taille et la distribution des précipités ainsi que la taille des grains.

L'étude exposée à travers ce document porte sur trois alliages d'aluminium **AA6005**, **AA 6082**, et **AA 6061**. Ces alliages appartiennent à la famille des alliages 6000 dont les principaux éléments d'additions sont le magnésium et le silicium. Nous sommes intéressés plus particulièrement à l'étude de l'effet du traitement thermique sur la cinétique de la précipitation et les propriétés mécaniques du premier alliage. Une caractérisation thermomécanique, par traction uniaxiale et dilation thermique, suite à un durcissement par laminage à chaud, a été exécutée sur le deuxième alliage afin d'étudier l'effet de la direction de prélèvement des échantillons sur le comportement anisotrope de l'alliage **AA6082**. Une évaluation de l'effet du travail à froids (**CW**) sous haute compression, additionnée à un traitement thermique exécuté sur l'alliage **AA 6061** extrudé, sur les caractéristiques mécaniques du même alliage, a été présentée au cours de ce travail. Pour cela, nous avons utilisé des différentes techniques expérimentales telles que, la microscopie optique (**MO**), la microscopie électronique à balayage (**MEB**), la dilatométrie (**CET**), la calorimétrie différentielle à balayage (**DSC**), la microdureté Vickers (**Hv**) et la diffraction des rayons X (**DRX**). La synthèse est exposée en une introduction générale plus quatre chapitres indépendants.

Le premier chapitre expose une revue de l'état de l'art concernant le rassemblement des propriétés caractéristiques du titane, de l'aluminium et de magnésium.

Le deuxième chapitre présente une étude bibliographique générale des outils disponibles dans la littérature pour traiter les problèmes de fatigue, endommagement, méthodes de prédiction de la durée de vie et le mécanisme de fissuration par fatigue. Il décrit les différentes étapes de la fissuration de l'amorçage jusqu'à la rupture avec une description détaillée des paramètres influençant la fissuration.

Dans le troisième chapitre, les différentes techniques expérimentales utilisées sont introduites d'un point de vue théorique et expérimental. Nous avons présenté les alliages d'aluminium étudiés, les différents traitements thermiques et mécaniques appliqués et la description des méthodes expérimentales utilisées.

Enfin, le dernier chapitre synthétise les résultats expérimentaux obtenus avec leurs interprétations pour les alliages étudiés. Finalement, ce manuscrit se termine par une conclusion générale qui résumera l'essentiel des résultats obtenus.

CHAPITRE. 1

ALLIAGES LEGERS ET  
ULTRALEGERS

## I.1. Généralités

Les alliages légers sont élaborés à partir d'aluminium ou de Titane et les ultra légers à partir de magnésium [COL 2000]. L'aluminium, le titane et le magnésium sont des métaux légers concurrents ayant de propriétés mécaniques comparables et de bonne possibilité de recyclage. Afin de garder la propriété de légèreté de ces matériaux, des composites intermétalliques légers à base titane-aluminium sont élaborés [GUO 2001]. La mise en forme du magnésium est souvent perçue comme un frein à son utilisation [BAH 2003].

### I.1.1. Le Titane

#### I.1.1.1. Propriétés physico-chimiques du Titane

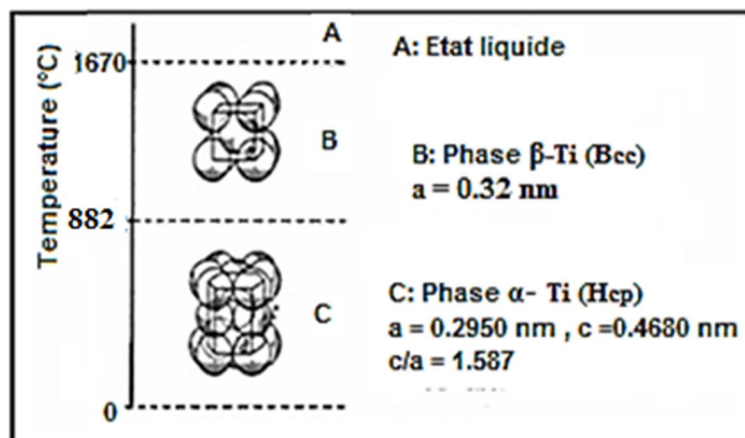
- Numéro atomique: 22
- Masse atomique: 47.9 g
- Point de fusion :  $\theta_f = 1\ 670^\circ\text{C}$
- Structure cristalline : HC jusqu'à  $882^\circ\text{C}$  (Ti  $\alpha$ ), CC au-dessus (Ti  $\beta$ )
- Masse volumique :  $\rho = 4.510\ \text{kg/dm}^3$
- Conductivité thermique :  $\lambda = 18\ \text{W m}^{-1}\text{K}^{-1}$
- Coefficient de dilatation linéique (à  $20^\circ\text{C}$ ) :  $\alpha = 8.5 \cdot 10^{-6}\ \text{K}^{-1}$
- Résistivité électrique :  $\rho = 0.0478\ \mu\Omega \cdot \text{m}$
- HC avec  $a = 0.2950$ ,  $c = 0.4686$

Propriétés mécaniques (très sensibles à la teneur en O et Fe) :

- $R_m = 350$  à  $640\ \text{MPa}$
- $A\ \% = 25$  à  $40\ \%$
- $R_e = 260$  à  $530\ \text{MPa}$
- $E = 110\ 000\ \text{MPa}$

#### I.1.1.2. Connaissance métallurgiques de base sur le Titane

Le Titane pur est le siège d'une transformation allotropique, de type martensitique au voisinage de  $882^\circ\text{C}$ . En dessous de cette température la structure cristallographique est hexagonale compacte (HC), elle est appelée  $\alpha$ . Au-dessus de cette température, la structure est cubique centrée (CC), elle est appelée  $\beta$ . **Fig.1.1.** Pour ces alliages la température de transition  $\alpha \rightarrow \beta$  est appelée Transus  $T_\beta$ . Le titane est souvent utilisé sous forme d'alliage. Les éléments d'addition stabilisent soit la phase  $\alpha$  (Alphagène) soit la phase  $\beta$  (Bétagène), les éléments Alphagène augmentent la valeur de  $T_\beta$ , alors que les bétagènes abaissent cette dernière [ASM V9 2004], Tableau 1-1.



**Fig.1.1.** Cristallographie du titane pur en fonction de la température [BOU 2013].

**Tableau 1-1.** Influence des éléments d'addition sur les phases de Titane. [COL 2000].

Elément	Effet sur la structure	Elément	Elément
Aluminium	Alphagène	Molybdène	Bétagéne
Carbone	Alphagène	Chrome	Bétagéne
Oxygéné	Alphagène	Cuivre	Bétagéne
Azote	Alphagène	Fer	Bétagéne
Etain	Neutre	Zirconium	Neutre
Vanadium	Bétagéne	Silicium	Bétagéne

### I.1.1.3. Les différentes classes d'alliages de Titane

On distingue, en fonction de leur état d'équilibre à la température ambiante :

- les alliages  $\alpha$  qui sont à l'état hexagonal compact (on peut estimer qu'ils correspondent approximativement à  $Mo_{\text{équi}} \leq 0,3Al_{\text{équi}}$ );
- les alliages  $\beta$  qui sont à l'état cubique centré et le reste à toute température (on peut estimer qu'ils correspondent approximativement à  $Mo_{\text{équi}} \geq 6 + 0,9Al_{\text{équi}}$ );

– les alliages mixtes  $\alpha + \beta$  qui se divisent encore en :

- quasi  $\alpha$  qui contient peu de phase  $\beta$ ,
- mixtes proprement dits,
- quasi  $\beta$  qui contient peu de phase  $\alpha$ .

### I.1.1.4. Les normes définissant les alliages de Titane

Pour la désignation normalisée des alliages de Titane, le document **ISO 2092: 1981** propose une méthode de désignation des métaux légers qui est applicable au titane et à ses alliages. Trois situations sont distinguées :

- pour le titane non allié la désignation commence par le symbole chimique du titane – Ti – suivi d'un indice de pureté qui traduit la teneur en titane exprimée avec une décimale;
- pour le titane non allié, mais qui comporte une addition volontaire d'un élément dont la teneur ne dépasse pas 0.1 %, (0.2 % pour le cuivre), la désignation commence par le symbole chimique du titane – Ti – suivi d'un indice de pureté qui traduit la teneur en titane exprimée avec une décimale, suivi lui-même du symbole chimique de l'élément ajouté.

Pour les alliages de titane, la désignation commence par le symbole chimique du titane suivi de groupes de lettres et chiffres constitués chacun par le symbole de l'élément d'alliage et sa teneur (exprimée de préférence avec un nombre entier). Si la teneur en élément d'alliage est inférieure à 1 %, elle n'est généralement pas indiquée sauf si cette indication est nécessaire; la teneur est alors exprimée avec un nombre décimal. Par ailleurs, si le métal de base satisfait une exigence particulière de pureté, le symbole Ti est immédiatement suivi par un nombre constitué des deux premières décimales situées à droite de la virgule dans le nombre qui exprime la teneur en titane [GUY 2010].

## I.1.2. L'aluminium

L'aluminium est un alliage léger mais à l'état pur ne présente que peu d'intérêt, car ses propriétés physico-chimiques sont médiocres:

- Paramètre de maille : 0.405 nm à 298°K.
- Masse volumique à 25°C : 2698.7 kg/m<sup>3</sup>.
- Point de fusion : 660°C.
- Coefficient de dilatation moyen entre 20 et 300°C :  $2.55 \cdot 10^{-5}/^{\circ}\text{C}$ .
- Retrait volumique : 5.6% en cours de solidification.
- Capacité thermique massique à 20 °C :  $c = 950 \text{ J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$
- Conductivité thermique à 20 °C :  $\lambda = 217.6 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$
- Résistivité électrique à 20 °C :  $\rho = 2.63 \mu\Omega \text{ cm}$ .

Ses alliages sont des matériaux de choix dans des secteurs d'aéronautique, l'automobile, navale, et bâtiments [BAR 2004].

### I.1.2.1. L'aluminium et ses alliages

Même avec la diversité des recherches industrielles actuelles autour des matériaux composites, la position des alliages métalliques et notamment les alliages d'aluminium, restent primordiales. Dans l'objectif de réaliser de nouveaux alliages répondant à des critères de durabilité toujours plus drastiques, une compréhension approfondie des mécanismes d'endommagement est indispensable [ZAZ 2011].

### I.1.3. Le magnésium

Le magnésium est utilisé en tant qu'élément d'addition pour les alliages d'aluminium, le taux d'utilisation reste prépondérant puisqu'il représente environ 50% du magnésium produit; d'autres utilisations pour le magnésium sont présentées sur le **tableau 1-2**.

**Tableau 1-2.** Domaine d'utilisation du magnésium. [COL 2000].

Utilisation du magnésium	Taux d'utilisation % 1996	Utilisation du magnésium	Taux d'utilisation % 1996
Alliage d'aluminium	46.9	électrochimie	3
Moulage sous pression	19	Forgeage, extrusion	3.4
désulfuration	12.8	Chimie	2.4
Modularisation des fontes	5.4	autres	3.8
Agent réducteur	3.1		

#### I.1.3.1. Avantages et inconvénients

Le magnésium et ses alliages présentent de nombreux intérêts:

- Faible masse volumique
- Résistance à la déformation par choc supérieur à celle d'autres métaux à poids égal.
- Grandes capacités d'amortissement des vibrations.
- Facilité d'usinage.
- Conductivité thermique élevées.
- Absence de fragilisation aux basses températures.
- Température d'utilisation maximale : 150 à 300 °C selon les alliages.
- Mise en œuvre aisée par fonderie.
- Bonne soudabilité.
- Absence de corrosion intergranulaire.

Toutefois il faut tenir compte de:

- Sa difficulté de mise en œuvre par déformation à froid.
- La faible valeur de son module d'élasticité.
- La nécessité d'un traitement de surface.
- Sa tendance à l'oxydation aux hautes températures
- Son inflammabilité.

### I.1.3.2. Propriétés physico-chimiques et mécaniques du magnésium

- Point de fusion :  $\theta_f = 650^\circ\text{C}$
- Structure cristalline : HC,  $c/a=1.623$
- Masse volumique :  $\rho = 1\,740\text{ kg/m}^3$  (le plus léger de tous les métaux susceptibles d'un emploi industriel)
- Conductivité thermique :  $\lambda = 146\text{ W m}^{-1}\text{K}^{-1}$
- Coefficient de dilatation linéique (à  $20^\circ\text{C}$ ) :  $\alpha = 27.6 \cdot 10^{-6}\text{ K}^{-1}$ .
- Rigidité spécifique: 24.1.
- Module de Young (GPa): 42. [BAH 2003, MIC 2004].

### I.1.3.3. Structure cristalline du magnésium

Le magnésium a une structure hexagonale compacte (HC). Le rapport de maillage unitaire est de 1.623. Les plans et directions les plus importants de cette structure sont illustrés dans la figure I.2.

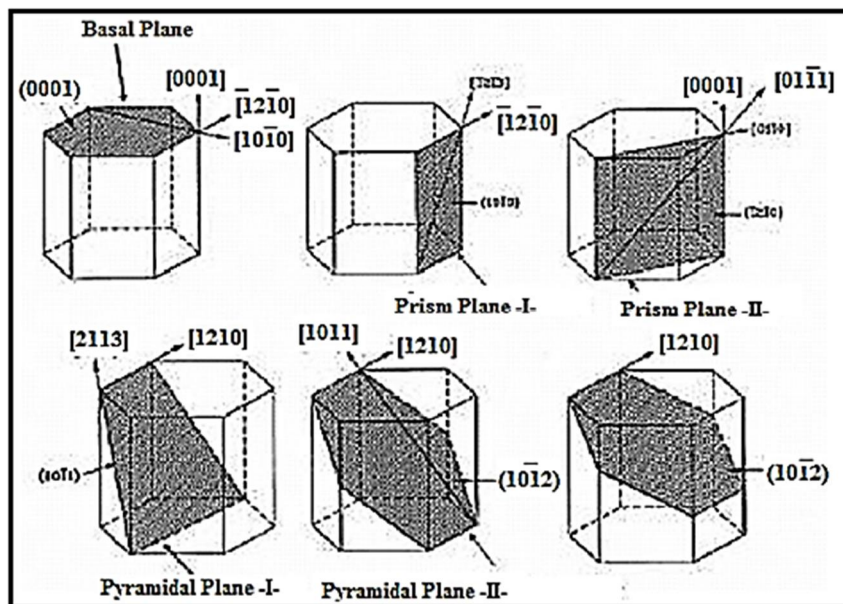


Fig.I.2. Plans et directions des métaux à structure "HC" [ZHA 2009].

### I.1.3.4. Propriétés mécaniques des alliages de Magnésium contenant le Strontium

L'ajout du strontium, comme élément d'addition principale dans les alliages de magnésium, peut améliorer considérablement leurs résistances à haute température, spécialement la résistance au glissement, cette amélioration peut être justifiée par la formation des composés intermétalliques très stable contenant le strontium [AIT et al 2008].

## I.2. Historique de l'aluminium

- **1854:** première apparition de l'aluminium lors d'une présentation à l'Académie des Sciences par le chimiste français Sainte-Claire Deville, sous la forme d'un lingot. Cette pièce avait été obtenue par voie chimique.
- **1886:** invention du procédé d'électrolyse de l'aluminium par **Paul Héroult** (France) et **Charles Martin Hall** (USA).

Depuis, l'aluminium a connu un développement très important grâce notamment à son utilisation dans les industries ayant attiré au transport : aviation, automobile, marine. Il est aussi employé dans l'emballage, le bâtiment, l'électricité, et la mécanique.

Généralement, l'aluminium est utilisé sous forme d'alliages pour la majorité des applications industrielles. Le taux de participation des éléments d'additions peut distinguer un alliage à autre, il augmente la résistance mécanique de ces alliages, mais souvent au détriment d'autres propriétés. La recherche du meilleur compromis entre les propriétés d'un alliage pour un usage donné impliquent la maîtrise de:

- l'élaboration métallurgique tout en agissant sur la composition chimique de l'alliage.
- Techniques des traitements thermiques ou thermomécaniques auxquels le matériau est soumis lors de sa mise en forme et son utilisation.

## I.3. Obtention de l'aluminium

### I.3.1. La bauxite

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

### I.3.2. L'alumine

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

### I.3.3. L'aluminium

L'aluminium est obtenu à partir de l'alumine par électrolyse dans une cuve comportant un garnissage en carbone (cathode). L'aluminium formé par électrolyse se dépose au fond de la cuve. Il est d'une structure cubique à face centrée très malléable.

### I.3.4. Principaux stades de la fabrication de l'aluminium

Selon le Procédé **Bayer**, la méthode d'élaboration de l'aluminium est la suivante, **Fig.1.3**.

## I.4. Propriétés de l'aluminium

La production d'aluminium représente un taux réduit de celle des aciers. Cependant, ce métal et ses alliages arrivent en seconde position pour l'utilisation des matériaux métalliques, mais occupent le premier rang dans les matériaux non ferreux. L'aluminium doit cette place par un ensemble de propriétés qui en font un matériau remarquable. Les caractéristiques les plus importantes permettant la variété d'application des alliages d'aluminium sont : la légèreté, la ténacité, la mise en forme, la conductibilité électrique et thermique, le magnétisme, la résistance à la corrosion, traitement de surface et le recyclage **[AKI 2010]**.



- la légèreté :  $2,7 \text{ Kg/dm}^3$ , Presque le tiers des aciers.
- Propriétés thermiques et électriques : les alliages d'aluminium procurent un fort pouvoir caloporteur [sa forte conductivité thermique;  $237 \text{ W/ (m} \cdot \text{K)}$ ], ce qui explique sa présence dans les dispositifs de refroidissement, La température de fusion est de  $660,4^\circ\text{C}$  pour un aluminium pur. Elle varie entre  $560^\circ\text{C}$  et  $640^\circ\text{C}$  pour *Al-Cu*. [ZAZ 2011]. À l'instar de cuivre, l'aluminium pur conduit très bien l'électricité avec une résistivité électrique de  $2,92 \cdot 10^{-8} \Omega \cdot \text{m}$ . Les éléments d'addition ont une influence importante sur sa conductivité électrique [VAR 2004].
- Aluminium et ses alliages sont peu paramagnétique, la susceptibilité magnétique  $\chi(\text{Chi})$  qui est le degré de magnétisations par rapport la force magnétique, est de  $0,623 \times 10^{-6}$  pour l'aluminium pur à 99,99% ce qui le rend pratiquement non magnétique. La susceptibilité magnétique  $\chi(\text{Chi})$  peut être influencé par la présence des éléments d'addition tels que:
  - ❖ Le cuivre réduit  $\chi$  à 0.550 pour 4.5% Cu (recuit) et à 0.400 a l'état trempé.
  - ❖ Le fer autant qu'impureté n'affecte pas la susceptibilité magnétique. ( $\text{FeAl}_3$  a les mêmes valeurs de Chi que l'aluminium)
  - ❖ Le manganèse améliore  $\chi$  à 0.959 pour 1.38% Mn
  - ❖ Le chrome améliore  $\chi$  à 0.669 pour 0.63% Cr
  - ❖ Le vanadium réduit  $\chi$  à 0.582 pour 0.36% V. [ZAZ 2011, VAR 2004, COB 1994].
- Résistance à la corrosion: Suite à son aptitude à la formation des couches d'oxyde superficielles, les alliages d'aluminium résistent à la corrosion. On peut rendre cette couche protectrice d'oxyde plus épaisse par anodisation. L'aluminium et ses alliages peuvent alors être utilisés sans protection supplémentaire comme revêtements extérieurs de bâtiments. Par contre, dans les milieux corrosifs, les alliages d'aluminium peuvent subir les effets de la corrosion. Des piqûres, de la corrosion sous contrainte, de la fatigue-corrosion, voire de la corrosion généralisée peuvent se développer. Pour des conditions données, la sévérité de l'attaque dépend de l'alliage utilisé et de son état meallurgique.
- Le facteur d'intensité de contrainte  $K_{Ic}$  peut varier de (17 à 25 MPa.m) pour les alliages à faibles teneurs en impuretés, et à (26 à 44 MPa.m) pour les alliages à très faibles teneurs en impuretés.
- Traitement de surface par anodisation sont non seulement pour la protection contre la corrosion mais aussi pour apporter des propriétés de surface spécifiques à certains usages [BAH 2003, CAS 2001, VAR 2004].

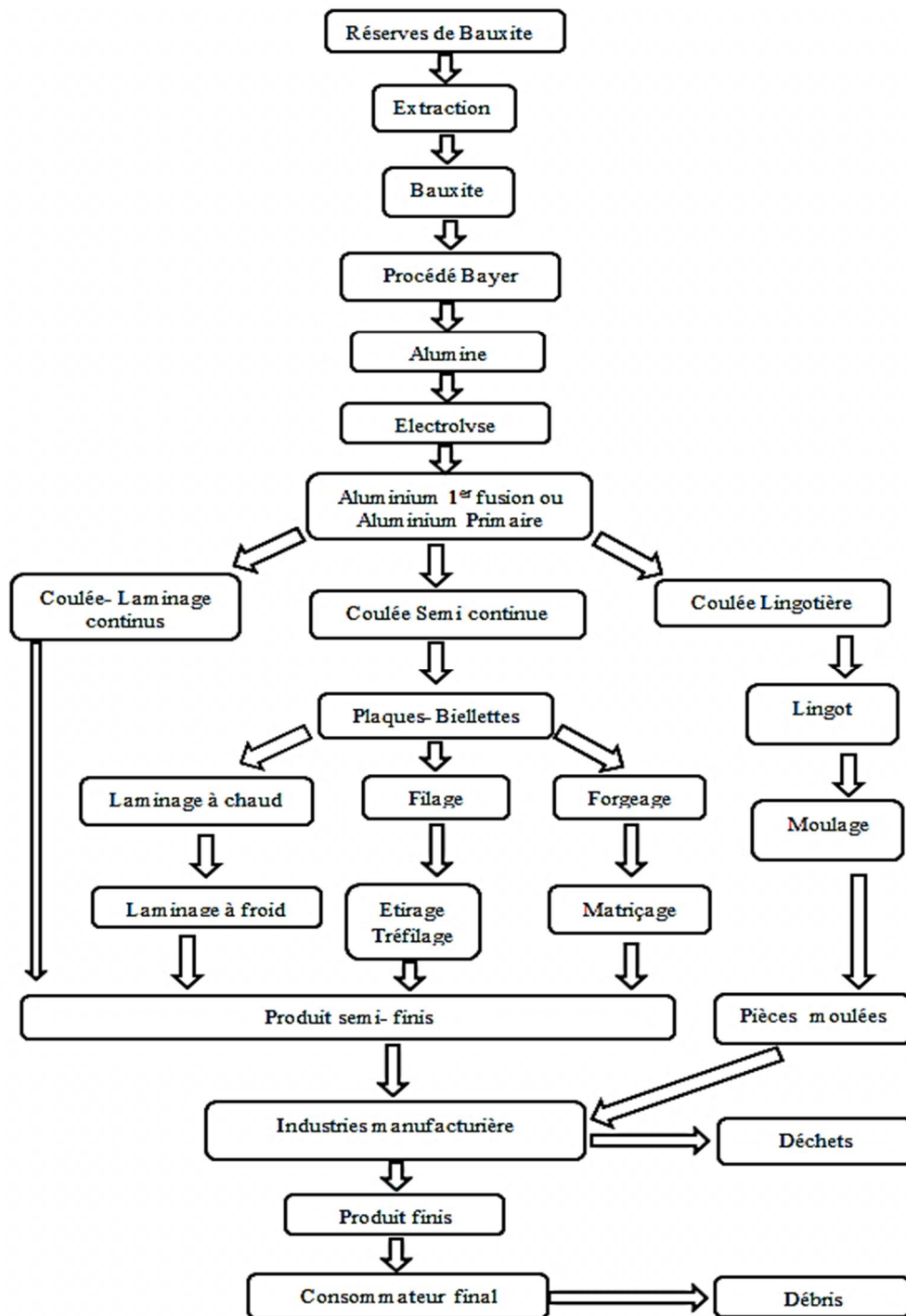


Fig. 1.3. Les stades d'élaboration de l'aluminium [COL 2000].

### I.5. L'aluminium et ses alliages

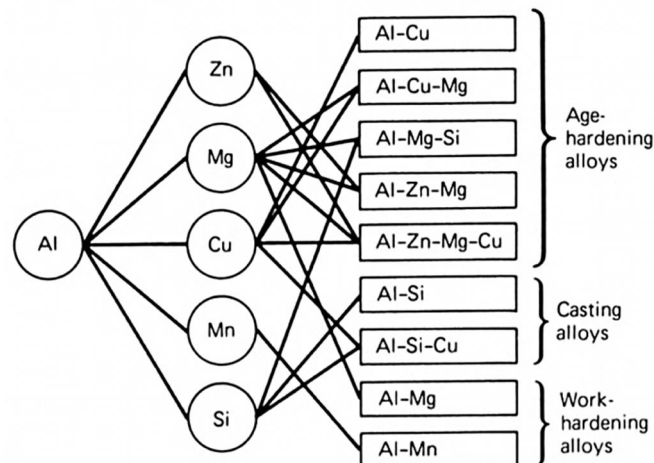
Pour une solubilité qui dépasse le 0.5% dans l'aluminium à l'état solide, seulement neuf éléments sont capables de s'allier à l'aluminium, ces éléments sont : l'argent, le cuivre, le gallium, le lithium, le germanium, le manganèse, le magnésium, le silicium et le zinc. Pour diverses raisons de coût (l'argent), de disponibilité (le gallium, le germanium) et de difficultés de mise en œuvre (le lithium), la métallurgie de l'aluminium est fondée, depuis son début, sur uniquement cinq éléments d'alliage qui sont :

- ❖ Le cuivre.
- ❖ Le manganèse.
- ❖ Le magnésium.
- ❖ Le silicium.
- ❖ Le zinc.

Ces cinq éléments sont à la base des huit familles d'alliages d'aluminium. L'action d'un élément sur les propriétés de l'aluminium dépend bien évidemment de sa nature et de la quantité ajoutée. Mais, pour certains d'entre eux, leur influence sur les propriétés de l'alliage peut aussi dépendre de la présence d'un, ou plusieurs autres éléments. **Tableau 1-3**, parce qu'ils peuvent former des composés intermétalliques entre eux. **Fig. 1.4**. [PRI 2012, ASM V9 2004, XUE 2008].

**Tableau 1-3.** Simplifié des aptitudes technologiques et d'usage. [COL 2000].

Alliage	Résistance Mécanique	Usinabilité	Soudabilité	Malléabilité à froid	Malléabilité à chaud	Résistance à la corrosion			Aptitude à l'anodisation	
						Normale	Marine	Coulabilité	De profondeur	De décoration
Al	1	1	4	4	4	4	4	1	4	4
Al Cu	4	4	0	1	3	1	0	2	2	2
Al Si	2	1	3	-	2	4	3	4	4	1
Al Mg	2	2	4	3	1	4	4	1	4	3
Al Mn	2	2	4	3	3	4	3	1	4	3
Al Si Mg	3	3	3	2	4	4	3	4	4	4
Al Zn Mg	3	3	3	2	3	3	2	2	3	2
Al Zn Mg Cu	4	4	0	1	2	1	0	-	2	2



**Fig.1.4.** The principal alloying elements of aluminum alloys [ASM V9 2004].

Certains éléments sont ajoutés en quantité plus faible (moins de 1%) dans quelques alliages d'aluminium pour modifier les propriétés particulières, mais sans changer le groupe d'appartenance, appelés éléments d'additions secondaires, ces éléments sont : le Fer, le

Chrome, le Zirconium, le Nickel, le Strontium, le Cobalt, le Plomb, le Bismuth, le Cadmium, le Titane, l'Antimoine, l'Etain, le Béryllium, et le Bore. [BAH 2003].

### I.5.1. Influence des éléments d'addition

L'aluminium non allié ayant des propriétés très réduites, il est possible d'améliorer ses propriétés en ajoutant des éléments qui modifient plus ou moins profondément la microstructure [ABI 2013].

Les atomes des éléments d'addition peuvent :

- être en solution solide de substitution : ils prennent la place des atomes d'aluminium dans le réseau. Leur taille est plus petite ou plus grande que l'atome d'aluminium ce qui perturbe le réseau qui devient plus difficile à déformer.
- former des précipités hors solution solide : cohérents, semi-cohérents, ou incohérents avec la matrice d'aluminium. L'effet provoqué est le même sur la difficulté de déformation du réseau.

Le durcissement de l'aluminium sera ainsi d'autant plus conséquent que le nombre et l'importance de ces perturbations seront plus grands : la nature, la teneur, la répartition de ces éléments d'addition sont primordiales à cet égard.

Les éléments d'addition sont peu nombreux : cuivre, silicium, magnésium, manganèse, titane et des associations magnésium + silicium, zinc + magnésium, zinc + magnésium + cuivre.

#### A- le détail de la majorité des éléments pouvant servir dans les alliages d'aluminium:

- ❖ **Béryllium:** À haute température, cet élément améliore la fluidité des alliages, raffine les grains et augmente les propriétés mécaniques. De même, il contribue à réduire l'oxydation et la retient le sodium, un agent modifiant. Comme l'arsenic, il est à éviter dans les alliages en contact avec la nourriture, car c'est un poison et il provoque des allergies.
- ❖ **Bore:** lorsqu'il est combiné à d'autres métaux, il forme des borures comme le borure de titane ( $TiB_2$ ). Ce composé forme des sites stables de germination qui interagissent avec les phases de l'affineur de grain ( $T_1Al_3$ ) dans l'aluminium en fusion. Il contribue également à l'accroissement de la conductivité électrique par précipitation de d'autres éléments (*e.g.* Va, Ti, Cr, *etc.*).
- ❖ **Chrome:** Cet élément réduit la susceptibilité des alliages Al-Zn-Mg à la corrosion sous tension. Plutôt vu comme une impureté, son effet est remarquable au niveau de la résistivité électrique. Dans certains cas, il sert à contrôler la structure des grains.
- ❖ **Cuivre:** Cet élément forme avec l'aluminium le composé  $Al_2Cu$  servant au durcissement des alliages. De plus, il contribue 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.
- ❖ **Etain:** L'étain, en petite quantité (moins de 1 %), améliore l'usinabilité des alliages d'aluminium et facilite le vieillissement artificiel, d'où émane l'augmentation de la résistance mécanique et à la corrosion. Cependant, en quantité plus importante il favorise la fissuration à chaud.
- ❖ **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. Le fer réagit pour former plusieurs phases insolubles dans les alliages d'aluminium, les plus communes étant le  $FeAl_3$ ,  $FeMnAl$  et  $AlFeSi$ . Ces phases insolubles ou intermétalliques sont responsables de l'amélioration de la résistance, spécialement à température élevée, même s'elles donnent des structures grossières et fragiles. Comme le pourcentage de phases insolubles croît avec l'augmentation de la proportion de fer, les caractéristiques de l'écoulement du métal liquide sont affectées. On doit alors tenir compte de ce facteur lors de la procédure de mise en forme. Le fer participe également à la formation de plaquettes ségréguées avec le manganèse, le chrome et d'autres éléments.

- ❖ **Hydrogène:** Dû à sa grande solubilité à l'état liquide, l'hydrogène a tendance à former des pores au cours de la solidification, ce qui résulte en une baisse des propriétés mécaniques.
- ❖ **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 % [SER 2014].

Les alliages binaires Al-Mg sont largement utilisés dans des applications qui requièrent un bon fini de surface, une bonne résistance à la corrosion et une combinaison intéressante de résistance, de ductilité et d'usinabilité. La composition de magnésium de ces alliages varie généralement de 4 à 10 % et les compositions contenant plus de 7 % de magnésium peuvent subir un traitement thermique. L'instabilité ainsi que les caractéristiques de vieillissement de ces alliages à l'ambiante obligent à leur faire subir un traitement thermique. 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. L'ajout de magnésium peut augmenter la Microdureté de la matrice d'aluminium de 100 à 115 KHN (dureté **Knoop**).

- ❖ **Manganèse:** Il sert à augmenter la résistance mécanique à haute température des alliages de fonderie (suite à la formation d'une structure fibreuse) et à réduire le retrait lors de la solidification. Mais, comme ces alliages ne possèdent pas d'opération de durcissement, le manganèse n'offre pas d'effets bénéfiques pour ces derniers. Certains le considèrent comme une impureté à cause de sa faible solubilité. Cependant, un pourcentage élevé en volume de  $MnAl_6$  dans les alliages contenant plus de 0.5 % de manganèse peut influencer favorablement l'équilibre interne de la pièce après la mise en forme.
- ❖ **Molybdène:** Même s'il est considéré par plusieurs comme une impureté, le molybdène peut servir de raffineur de grains.
- ❖ **Nickel:** Ce dernier augmente la résistance mécanique des aluminiums de haute pureté mais réduit la ductilité. De plus, dans les alliages Al-Si, il accroît la dureté et diminue le coefficient d'expansion thermique. Il est souvent employé avec le cuivre à température élevée pour améliorer les propriétés mécaniques.
- ❖ **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 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.

En général, la proportion optimale de silicium est déterminée par la procédure de mise en forme. Pour une procédure nécessitant un taux de refroidissement lent (moule de sable ou de plâtre - réfractaire), une proportion de 5 à 7 % est recommandée; 7 à 9 % pour un moule permanent et 8 à 12 % pour un moulage sous pression. Ces recommandations sont basées sur la relation entre le taux de refroidissement, la fluidité et les effets du pourcentage de la phase de silicium eutectique sur le front de l'écoulement du métal liquide. L'addition de silicium réduit également la densité de l'alliage ainsi que le coefficient d'expansion thermique. Sa présence associée à celle du magnésium forme le  $Mg_2Si$  rendant ainsi l'alliage propice aux traitements thermiques.

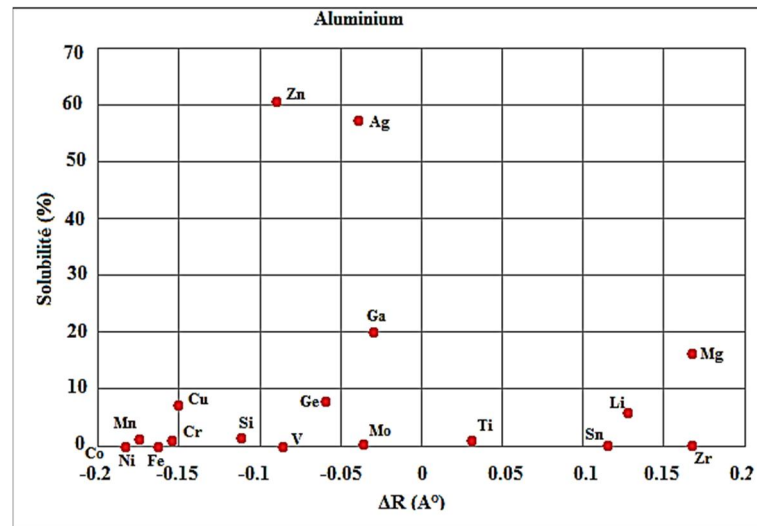
- ❖ **Strontium:** Le strontium est utilisé pour la modification de la phase de silicium eutectique des alliages d'Al-Si. Une modification efficace peut être réalisée par une addition très faible de strontium de l'ordre de 0.008 à 0.04 %. Cette modification consiste principalement en la sphéroïdisation fine des constituants aluminium-silicium. Toutefois, une addition plus élevée entraîne la formation de porosités, spécialement dans les procédures de mise en forme où la solidification survient rapidement (*e.g.* moule avec sections minces). Le strontium sert également à la stabilité dimensionnelle et à neutraliser les effets négatifs du magnésium.
- ❖ **Titane:** Le titane est ajouté pour raffiner la structure des alliages d'aluminium, notamment pour les pièces moulées en sable ou en coquille (alliages de fonderie). Surtout employé en compagnie du Bore, il est nécessaire que le titane soit en excès dans la stœchiométrie du composé  $TiB_2$  pour obtenir un affinage de grain efficace. En moulage sous pression, le taux élevé de refroidissement joue ce rôle. Il contribue aussi à la diminution de la conductivité thermique et de la fluidité, mais il améliore la ductilité, la résistance mécanique et la résistance au craquage à chaud lorsque la quantité utilisée est plus grande que celle qui est requise. **[COB 1994].**
- ❖ **Zinc:** Seul, le zinc n'a aucun effet bénéfique sur un alliage particulier. Cet élément combiné avec le magnésium sert plutôt à produire des alliages ductiles à haute résistance mécanique. Additionné au cuivre, il donne une microstructure intéressante après traitement thermique. En petite quantité, il améliore l'usinabilité mais également le retrait et la criquabilité lors du moulage. **[BED 2011].**
- ❖ **Scandium:** il peut réduire la taille de grain pour le taux inférieur à 0.7% en poids. Cet avantage est éliminé pour la marge de 0.7 à 1 % en poids, la présence de la phase primaire  $Al_3Sc$  est proportionnel au taux de scandium ce qui a un effet néfaste sur la repense de l'alliage au traitement thermique. **[COS et al 2012].**

### I.5.2. Effet de taille

Dans les alliages qui sont aptes aux durcissements structuraux, les propriétés d'emploi sont sous la dépendance de trois types de précipitations:

- de grosses particules de composées intermétalliques (0,5 à 1  $\mu m$ ) formées durant la solidification ou le traitement ultérieur de formage à chaud (wrought alloys), composées de l'aluminium avec les éléments peu solubles comme le silicium ou plus solubles comme  $Mg_2Si$ .

- Des dispersoïdes de taille voisine de (0.05 à 0.5  $\mu\text{m}$ ), composées intermétalliques de l'aluminium avec des métaux de transition tel que le manganèse, permet de contrôler la taille de grain et bloque les joints de grains au cours de la recristallisation.
- Des précipites fins (moins de 0.01 $\mu\text{m}$ ) ou très fins (**Zones GP**) formées durant les traitements de revenu, qui sont à l'origine du durcissement des alliages. **Fig.1.5. [PHI et al 1998]**.



**Fig. 1.5.** Solubilité des éléments métalliques dans l'aluminium en fonction de la différence des rayons de Goldschmidt [COL 2000].

### I.5.3. L'effet chimique

Les réactions chimiques entre les atomes de la matrice et les solutés peuvent conduire à la formation de certaines composées intermétalliques à des caractéristiques spéciales.

### I.5.4. L'effet du regroupement

Un durcissement de la solution solide peut être engendré par le regroupement d'atomes de soluté au voisinage des macles (**effet Suzuki**), ou à l'entourage des défauts linéaires, ploquant le déplacement des dislocations à travers les joints de grain (**effet de Cottrel**).

## I.6. Classification des alliages d'aluminium

Vue la température de fusion relativement basse, d'environ 660°C. Les alliages d'aluminium présentent un avantage certain pour les opérations de fonderie. Et vue leurs ductile (coefficient d'érouissage  $n = 0.2$  à  $0.3$ ), on peut aisément les mettre en forme à l'état solide, par déformation plastique.

Les alliages peuvent être mis en forme selon deux techniques:

- Mise en forme par corroyage (déformation à chaud),
- Mise en forme par fonderie.

Le nombre total des alliages élaboré est plus de 3000 alliages industriels [ASM V9 2004].

### I.6.1. Mise en forme par corroyage

C'est un mode d'obtention des produits semi fini et fini par déformation à chaud des lingots, des billettes ou des brames de coulée continue. Elle se devise en deux catégories:

- Alliages, mis en forme par corroyage, non trempants: catégorie apte seulement pour le traitement mécanique dit "écrouissage" afin d'améliorer leurs caractéristiques mécaniques. Séries 1000, 3000, 5000, 4000 partiellement.
- Alliages, mis en forme par corroyage, trempants: catégorie apte pour le traitement thermique dit "durcissement structural" pour l'amélioration de leurs caractéristiques mécaniques. Série 2000,6000, et 7000. **Tableau 1-4. [QUE 2006].**

### I-6-1-1: Etats métallurgiques

#### A- Désignations des alliages

Selon les normes de l'Aluminium Association INC (Amérique du Nord), les alliages d'aluminium corroyés sont désignés par un nombre de quatre chiffres dont:

- Le premier chiffre indique l'élément principal de l'alliage, également utilisé pour désigner les différentes séries d'alliage d'aluminium variable de (1 à 8). **Tableau 1-5. [CAS 2001]**
- Le deuxième indique s'il y a eu modification de l'alliage spécifique.
- Le troisième et le quatrième identifient l'alliage spécifique dans la série.

**Tableau 1- 4.** Familles d'alliages d'aluminium et type de durcissement associé. **[QUE 2006].**

Famille	Elément d'alliage	Etendue de la teneur (en % de masse)	Additions possibles	Résistance mécanique R <sub>m</sub> (Mpa)
Durcissement par écrouissage				
1000	Aucun		Cuivre	50-150
3000	Manganèse	0.5-1.5	Magnésium-cuivre	100-200
5000	Magnésium	0.5-5	Magnésium-Chrome	100-340
8000		Si: 0.3-1, Fe: 0.6-2	Nickel	130-190
Durcissement structural				
6000	Mag-Silicium	Mg: 0.5-1.5, Si: 0.5-1.5	Cuivre-Chrome	150-310
2000	Cuivre	2-6	Si-Mg-Li	300-450
7000	Zinc –Magnésium	Zn: 5-7 Mg: 1-2	Cuivre	Sans cuivre: 320-350 Avec cuivre:430-600
4000	Silicium	0.8-1.7		150-400

**Tableau 1-5.** Le classement en séries de l'Aluminium Association. **[CAS 2001]**

Groupe	Aluminium ou Alliage
1	Aluminium pur (teneur en aluminium supérieure à 99.00%)
2	Alliages Aluminium- Cuivre
3	Alliages Aluminium-Manganèse
4	Alliages Aluminium-Silicium
5	Alliages Aluminium- Magnésium
6	Alliages Aluminium- Magnésium- Silicium
7	Alliages Aluminium- Zinc
8	Autres alliages d'aluminium



**B- codification des états métallurgique des alliages d'aluminium**

La désignation de l'état métallurgique concerne les deux modes de mise en forme (fonderie et corroyage).

- états brutes de fabrication -**Symbole F**- état des produits n'ayant subi aucun contrôle spécial en ce qui concerne les conditions thermiques ou de durcissement.
- états recuits – **Symbole O** – avec, notamment, un recuit à haute température et refroidissement lent.
- états écrouis – **Symbole H** – avec, notamment H1 (état brut d'écrouissage) ou H2 (état écroui et partiellement restauré) suivi d'un chiffre (de 1 à 9) qui caractérise le niveau de durcissement dû à l'écrouissage (8 correspondant à l'état le plus dur normalement produit – 9 est utilisé pour un durcissement plus important encore – les chiffres de 1 à 7 sont employés pour des durcissements intermédiaires – ainsi 4 désigne un durcissement moitié de celui repéré 8). Ces symboles sont souvent suivis par des chiffres supplémentaires qui complètent la désignation et traduisent des différences sensibles au niveau des caractéristiques acquises (exemple : H111, état obtenu à la suite d'un léger écrouissage après recuit, écrouissage qui donne un durcissement suffisant pour que les propriétés du métal ne soient plus celles de l'état recuit sans que, toutefois, elles atteignent le niveau de celles correspondant à l'état H11). **Tableau 1-6.**
- états durcis après mises en solution –**Symbole W**- état instable qui n'est appliqué que sur les alliages qui vieillissent spontanément à température ambiante.
- états obtenus par traitement thermique – **Symbole T** – avec de nombreuses variantes : **Tableau 1-7.**
  - ☒ T1 refroidi après mise en forme à chaud et mûri,
  - ☒ T2 refroidi après mise en forme à chaud, écroui et mûri,
  - ☒ T3 mis en solution, écroui et mûri,
  - ☒ T4 mis en solution et mûri,
  - ☒ T5 refroidi après mise en forme à chaud et revenu,
  - ☒ T6 mis en solution et revenu,
  - ☒ T7 mis en solution et surrevenu,
  - ☒ T8 mis en solution, écroui et revenu,
  - ☒ T9 mis en solution, revenu et écroui.
  - ☒ T10 écroui après refroidissement et transformation à chaud et mûri.

Ces symboles sont généralement suivis par des chiffres supplémentaires qui complètent la désignation et traduisent des différences sensibles au niveau des caractéristiques acquises (exemple ; **T5511**, état obtenu après mise en solution ou transformation à chaud, refroidissement, allongement par traction de 1 à 3 % pour les barres et profilés, et éventuellement dressage). **[VEN 2001].**

**Tableau 1-6.** Subdivision de H- Ecrouissage. **[CAS 2001]**

Le premier chiffre après H désigne le traitement de base	
<b>H1</b> - uniquement écroui	<b>H3</b> - écroui et stabilisé
<b>H2</b> - écroui et partiellement recuit	<b>H4</b> - écroui et revenu ou laqué
Le deuxième chiffre après H désigne le degré d'écrouissage	
<b>Hx2</b> -1/4 dur	<b>Hx8</b> - 4/4 dur (pleinement écroui)
<b>Hx4</b> -1/2 dur	<b>Hx9</b> -extra dur
<b>Hx6</b> -3/4 dur	

**Tableau 1-7.** Subdivision de T- Traitement Thermique. **[CAS 2001]**

<b>T1</b>	Refroidi après transformation à chaud et muri	<b>T2</b>	Refroidi après transformation à chaud, écroui et muri
<b>T3</b>	Mis en solution, écroui et muri	<b>T4</b>	Mis en solution et muri
<b>T5</b>	Refroidi après transformation à chaud puis revenu	<b>T6</b>	Mis en solution puis revenu
<b>T7</b>	Mis en solution puis sur- revenu	<b>T8</b>	Mis en solution, écroui puis revenu
<b>T9</b>	Mis en solution, revenu puis écroui	<b>T10</b>	Ecroui après refroidissement à chaud et muri
<b>Des chiffres complémentaires indiquent que des traitements ont été appliqués (diminution des tensions propres)</b>			
<b>Tx51</b> <b>Ou</b> <b>Txx51</b>	Diminution des tensions par détensionnement par traction	<b>Tx52</b> <b>Ou</b> <b>Txx52</b>	Diminution des tensions par détensionnement par compression

### I.6.2. mise en forme par fonderie

Ce mode a pour but l'obtention des produits semi fini et fini par fusion et moulage des lingots, avec une qualité différentes de celle des produite corroyés, et l'absence des zones de déformations plastiques dans les pièces moulées, les qualités demandées pour le mode d'obtention par fonderie sont:

- Aptitude du métal liquide à bien remplir l’empreinte du moule est satisfaite par la coulabilité des alliages d'aluminium.
- Fissuration à chaud causée par le retrait du métal est évité par l'absence de formation de criques.
- Le peu de retrait qui accompagne la solidification engendré par la bonne répartition de la porosité.
- L'emploi des moules métalliques convenant à la basse température de fusion des alliages d'aluminium.

Selon la même normalisation de l'Aluminium Association INC; les alliages d'aluminium de fonderie sont désignés par un nombre à quatre chiffres avec un point séparant les deux derniers. **Tableau 1-8.** Le premier chiffre indique l'élément principal d'addition. Certains alliages de fonderie sont aptes aux traitements thermiques et dites trempants, ce sont de série: 200.0, 300.0, 400.0 et 700.0, l'écrouissage n'est généralement pas utilisés sur ces alliages **[CAS 2001]**.

Les alliages de fonderie sont obtenus de deux façons :

- Soit à partir d'aluminium provenant directement des cuves d'électrolyse auquel on ajoute les éléments d'addition de l'alliage (alliages dits de première fusion) ;
- Soit à partir de rebuts récupérés, assortis et purifiés. Ils sont dits de deuxième fusion et assurent pratiquement 50% de la production totale des pièces de fonderie.

**Tableau 1-8.** Les séries d'alliage de fonderie selon l'Aluminium Association. [CAS 2001]

CODE	Élément(s) d'addition
1xx.x	Moins de 1% (aluminium à 99.00% ou plus)
2xx.x	Cuivre
3xx.x	Silicium avec l'ajout de cuivre et/ ou de Magnésium
4xx.x	Silicium
5xx.x	Magnésium
7xx.x	Zinc
8xx.x	Etain
9xx.x	Autres éléments
6xx.x	Série no utilisé

Il existe, en plus de l'aluminium non allié, quatre grandes familles d'alliages d'aluminium de fonderie, qui sont fonction des éléments d'alliages ajoutés. Ceux-ci se retrouvent soit en solution solide soit sous forme de précipités. Ces familles sont les alliages au silicium, au cuivre, au magnésium et au zinc. On distinguera les additions principales déterminantes pour les propriétés du matériau et les additions secondaires, en plus faibles quantités, qui ont une action spécifique.

- le silicium pour (Alliages Al/Si, Al/Si/Mg et Al/Si/Cu) confère à l'alliage d'excellentes propriétés de fonderie, telles qu'une augmentation de la coulabilité, une diminution de la criquabilité et de l'aptitude à la retassure (il se dilate à la solidification). On note aussi une augmentation de la résistance à l'usure (le silicium est très dur), de l'étanchéité des pièces, mais une diminution de l'allongement à rupture.
- le cuivre pour (Alliages Al/Cu) augmente les propriétés mécaniques par durcissement structural, principalement la dureté (donc l'usinabilité) et la tenue à chaud sans perte au niveau de la coulabilité mais diminue la résistance à la corrosion et augmente l'aptitude à la crique.
- le magnésium augmente la résistance à la corrosion, aux dommages, L'allongement à rupture et engendre un nouveau système durcissant après traitement thermique ( $Mg_2Si$ ) mais diminue les propriétés de fonderie et d'usinabilité (les copeaux ont tendance à coller aux outils, ce qui augmente leur usure).
- le zinc très peu utilisé à cause de ses médiocres capacités en fonderie et ses faibles propriétés mécaniques, il se trouve sous forme ternaire de Al-Zn-Mg, ce qui donne un alliage à durcissement structural avec des précipités  $MgZn_2$ , atténue le gazage de l'alliage, améliore la coulabilité (faiblement), diminue l'allongement, augmente la tendance à la micro retassure et l'agressivité chimique de l'alliage fondu. [BAR 2004].

### I.6.3. Les domaines d'applications de l'aluminium et ses alliages

Les caractéristiques physiques et chimiques de l'aluminium expliquent ses succès industriel et commercial. En effet, l'aluminium avec sa légèreté, (presque trois fois plus léger que l'acier), sa résistance aux sollicitations mécaniques ; son aptitude à l'amélioration de ses caractéristiques par traitement ou à froid, sa résistance à la corrosion, sa bonne tenue justifient ses utilisations dans le bâtiment, l'équipement des territoires ou la construction navale.

La variété des alliages d'aluminium en nombre, famille et composition a élargi ses champs d'utilisation, vue la conductivité électrique de l'aluminium (de l'ordre de deux tiers de celle du cuivre) ; en utilisant comme conducteur électrique l'aluminium plutôt que le

cuivre, on réalise une économie de 50% sur le poids. La conductivité thermique de l'aluminium est de l'ordre de 60% de celle du cuivre, ce qui est remarquable et justifie son utilisation pour les ustensiles de cuisine, les capteurs solaires, les éléments frigorifiques, les disques de frein etc. L'utilisation de l'aluminium est aussi importante dans l'électronique, dans le dessalement de l'eau de mer ; dans tous ces domaines, il est question d'échanges thermiques. L'aluminium est un excellent réflecteur de la chaleur, de la lumière et des ondes électromagnétiques. Dans les alliages d'aluminium avec le fer, celui-ci n'a pratiquement plus aucun effet magnétique. L'aluminium est facile à mis en forme suivant la plupart des méthodes, cette qualité est exploitée lors du filage des profilés en aluminium et du laminage de bandes et de feuilles. L'aluminium peut être soudé ou collé. Son aptitude aux traitements de surface de tous genres permet la réalisation de solutions esthétiques. L'aluminium permet un grand choix de demi-produits selon les applications à réaliser. Il existe environ 80 alliages couramment utilisés. Les feuilles d'aluminium et de profilés peuvent être standardisés ou personnalisés à la demande du client utilisateur. L'aluminium est indéfiniment recyclable. Sa réintroduction dans le circuit n'utilise que 5 % des quantités d'énergie nécessaires à la production d'aluminium de première fusion. En usine, les chutes de production sont recyclées à 100 %. Le taux de recyclage des produits en aluminium en fin de vie est de 85 % dans le bâtiment, 80 % dans le transport, 70 % dans les applications mécaniques et électriques, et 65 % dans l'électroménager. **[BAH 2003, MOU 2010].**

L'ensemble de ces atouts de l'aluminium en font aujourd'hui le métal le plus utilisé après le fer. La combinaison des diverses propriétés de l'aluminium explique la vaste gamme d'applications économiques de ce produit.

L'aluminium est très utilisé dans le transport. En effet dans l'aéronautique et l'aérospatiale, grâce à l'aluminium et à ses alliages, le poids de la structure d'un avion a été divisé par deux. La prépondérance de l'aluminium dans l'aéronautique n'a pu être conservée que par une évolution considérable au fil des ans des alliages utilisés. Aujourd'hui encore l'aluminium représente près de 80 % de la masse à vide des avions civils modernes (Airbus, Boeing, Tornado,...).

L'aluminium est utilisé pour les pièces de moteurs en automobile, il a un emploi dans les éléments de châssis, de carrosserie et d'équipements. L'allègement des véhicules automobiles par l'utilisation de l'aluminium est synonyme d'économies de carburant pour les utilisateurs.

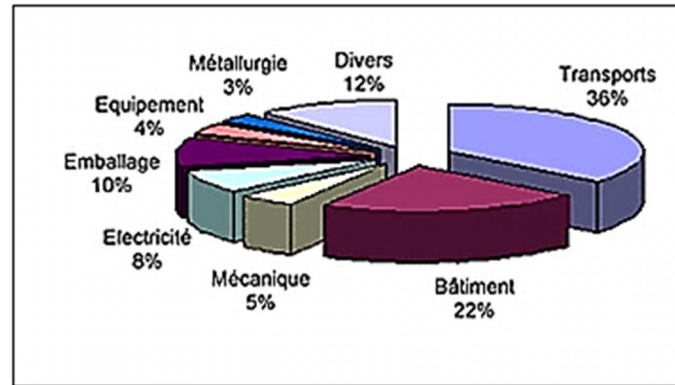
L'aluminium est aussi très utilisé dans le bâtiment. Après la seconde guerre mondiale, son utilisation dans la fabrication des fenêtres puis des façades a débouché sur la naissance d'une nouvelle architecture de murs rideaux, symbole de l'architecture moderne. Aujourd'hui, il se rencontre partout dans le bâtiment : toitures, bardages, panneaux d'isolation, fenêtres, portes, volets, vérandas, pare-soleil, cloisons, faux plafonds, cabines de douche.

Le secteur de l'emballage apprécie les multiples propriétés de l'aluminium, en particulier ses propriétés de barrières aux liquides, aux gaz et à la lumière. L'emballage constitue un débouché important pour l'aluminium.

L'aluminium sert à la fabrication de câbles de transport et de distribution d'énergie : lignes haute tension, câbles souterrains, fils de bobinage pour transformateurs... L'excellente conductivité de l'aluminium, mais aussi sa légèreté et sa solidité expliquent son développement dans ce domaine.

L'aluminium est présent dans l'équipement des maisons (ustensiles de cuisine, appareils électroménagers, réfrigérateurs, radiateurs), le revêtement des disques compacts laser, le mobilier urbain, la signalisation routière.

Les spécificités physico-chimiques de l'aluminium en font donc un métal très demandé par les industriels et les ménages pour beaucoup d'objets de la vie quotidienne. **Figure 1.6.** [MOU 2010].



**Fig. 1.6.** Répartition de la consommation d'aluminium [MOU 2010].

## I.7. Types de traitements appliqués aux alliages d'aluminium

### I.7.1. Traitements thermomécaniques (écrouissage et recristallisation) " Strain-hardenable alloys"

Tous les métaux et alliages peuvent être traités par déformation plastique, dans le domaine de l'aluminium cette désignation est réservée pour certaines familles comme: **1000**, **3000**, **4000** partiellement, 5000, et 8000 [VAR 2004].

#### I.7.1.1. Durcissement par traitement mécanique

Afin de modifier les caractéristiques mécaniques de certains alliages d'aluminium sans traitement thermique, on les sollicite à la déformation plastique macroscopique (consolidation) ou microscopiques (écrouissage), **Figure 1.7**, ces deux phénomènes multiplient le nombre des dislocations. Le déplacement et l'interaction de ces dislocations engendrent une force de résistance appelée de **Peierls** donnée par :

$$F_p = \left[ \frac{(2G \cdot b)}{1 - \nu} \right] e^{\left( \frac{-2\pi w}{b} \right)}$$

G: module de cisaillement       $\nu$ : coefficient de poisson.  
w: largeur de dislocation      b : vecteur de burger.

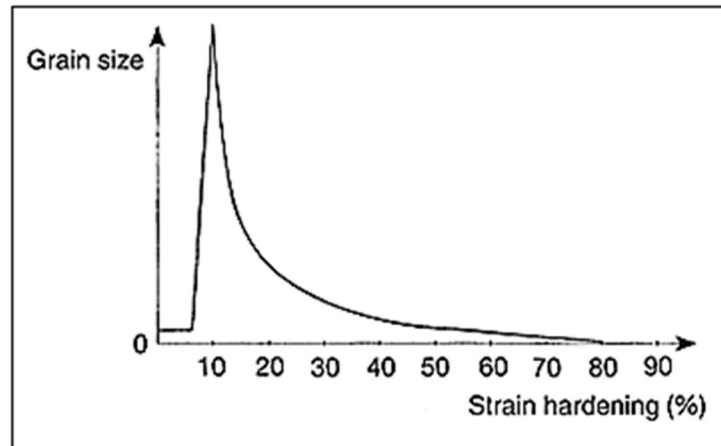


Fig. 1.7. Le changement de la taille de grain en fonction de l'écroutissage.

### I.7.1. 2. Coefficient d'écroutissage

Le coefficient d'écroutissage est mesuré lors de l'essai de traction. La relation de **Holloman** a été proposée pour rendre compte de la forme de la courbe de traction, cette relation est valable uniquement pour les métaux doux, cette relation est donnée par l'équation :

$$\sigma = K \cdot \epsilon^n$$

n: représente le coefficient d'écroutissage,  $\sigma$ : représente la contrainte vraie et  $\epsilon$  représente la déformation vraie, le coefficient d'écroutissage est calculé à partir du tracé de courbe rationnelle en coordonnées logarithmique. **Figure 1.8.** [ZAZ 2011]

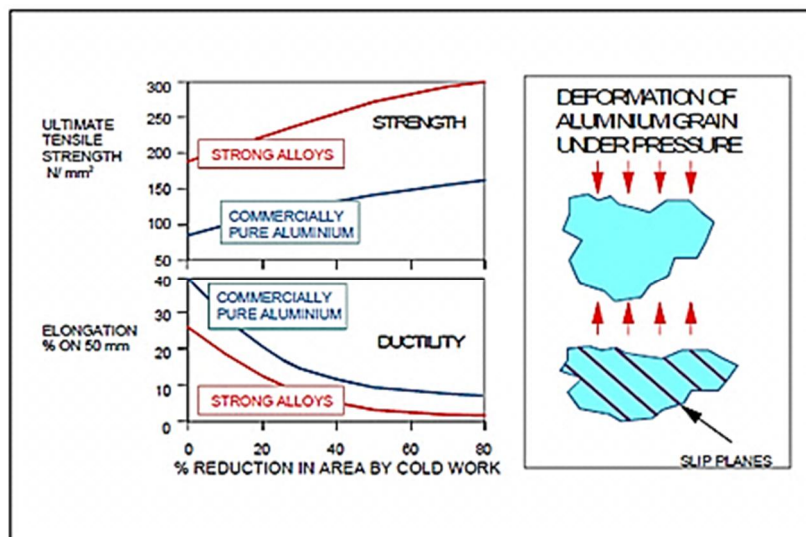
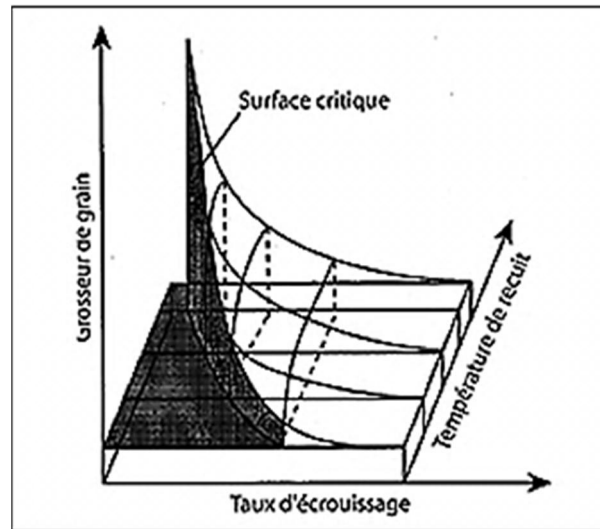


Fig. 1.8. Ecroutissage et propriétés mécaniques des alliages 1000 et 3000. [GOB 94]

### I.7.1. 3. Recristallisation

Pour diminuer le nombre de défauts engendrés par l'écroutissage (état métastable), un traitement thermique à température suffisante ( $T < T_{\text{Fusion}}/3$ ) doit être appliqué. La structure écroutie sera remplacée par une nouvelle structure à grains reformés, ce type de traitement ne se produit qu'après une déformation minimale, dite "écroutissage critique", il est caractérisé par une résistance mécanique et dureté minimales et une plasticité maximale " état optimal pour

réaliser des déformations ou mises en forme à froid importantes et difficiles". **Figure 1.9.** [PAO et al 2005].



**Fig. 1.9.** Diagramme de recristallisation. [DEH 2004].

Ces types de traitement concerne les alliages de :

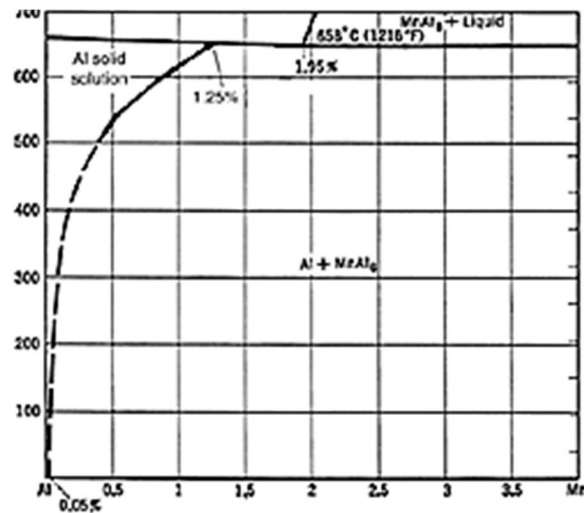
- **Série 1000 Aluminium pure**

La pureté de cette série d'alliages est d'au moins 99% Al. L'écroutissage améliore propriétés mécaniques de l'état recuit qui sont faibles. Ils se prêtent facilement à la mise en forme par déformation plastique à froid. Ils présentent une excellente résistance à la corrosion humide et marine. La grande conductibilité électrique de certains alliages de cette série permet de les utilisés comme conducteurs électriques. Ces alliages sont aussi recherchés pour les évaporateurs et de radiateurs vue leurs conductibilité thermique élevée. [ZAZ 2011].

**Genki Horii et al** ont montres que la réduction de la taille de grain d'un aluminium série 1100 de 40  $\mu\text{m}$  à 2  $\mu\text{m}$  par un écroutissage en **ARB** "accumulative roll-bonding", permet l'amélioration des caractéristiques mécaniques telles que la résistance mécanique et la limite d'élasticité ainsi que la résistance à la fatigue par le retard de la phase amorçage [GEN et al 2010].

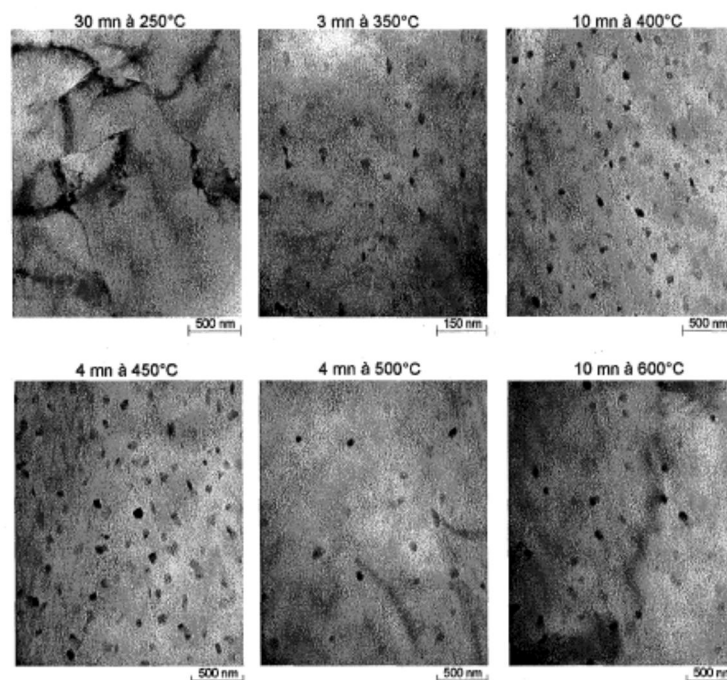
- **Série 3000:"Al-Mn"**

L'ajout de 1% en manganèse peut augmenter la résistance mécanique de 10 -15% sans aucune perte de la plasticité et de la résistance à la corrosion par rapport la série 1000, très utilisée en industrie alimentaire, travail de tôles, et l'industrie automobile. [MOR 2002, ASM V9 2004]. Le Manganèse est considéré comme un élément d'importance primordiale pour les alliages de corroyage, mais une impureté pour les alliages de fonderie, un excès en manganèse à plus de 1,5% peut engendrer une précipitation, en dispersoïde de taille 50nm, sous structure orthorhombique  $Al_6(FeMn)$  à partir de la réaction eutectique puis la structure cubique  $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$  à partir la réaction peritectique. **Figure 1.10.** [DEH 2004].



**Fig. 1.10.** Diagramme de phase aluminium- manganèse. [DEH 2004].

Pour un écrouissage multiaxial de mise en forme de cette série d'alliage, une transformation de phase par restauration a été étudiée par M, DEHMAS 2004, Les résultats obtenus indiquent que pour l'état non déformé, et vers 350 °C, la précipitation des dispersoïdes apparaît. Puis, les dispersoïdes diminuent en densité et augmentent en taille lors des maintiens à 500 °C et 600 °C. La forte diminution de résistivité électrique dans l'intervalle 350 °C – 500 °C est due à l'augmentation de la fraction volumique de dispersoïdes alors que l'augmentation de la résistivité électrique au-dessus de 500 °C est due à leur dissolution. Contrairement, la diminution progressive de résistivité électrique jusqu'à 350°C ne peut être attribuée à la précipitation d'une nouvelle phase. **Fig.1.11.** [DEH 2004].

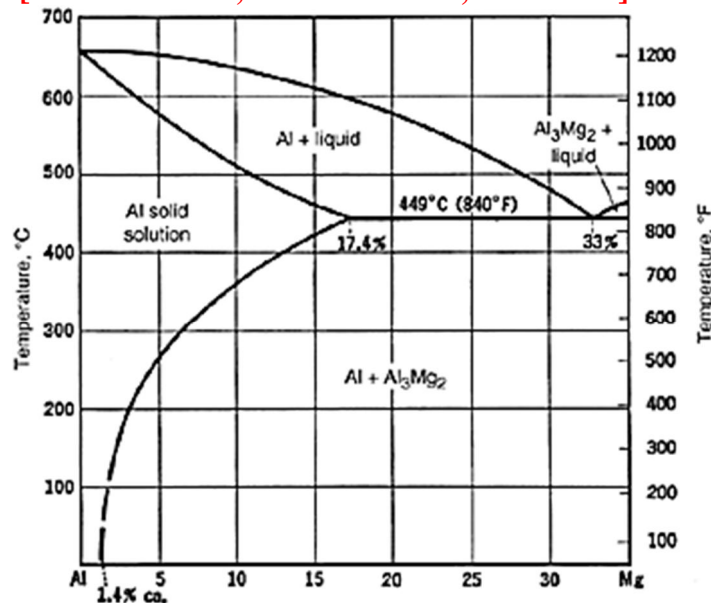


**Fig. 1.11.** Images en champ clair de la zone intracellulaire obtenues au cours d'un chauffage étagé depuis l'état brut de coulée déformé à 15 %. [DEH 2004].



- Série 5000: "Al-Mg"

Série non apte au traitement thermique, présente la meilleure combinaison de la résistance mécanique et à la corrosion, l'unique série d'alliage d'aluminium permettant la réduction de la taille de grain à l'échelle nanométrique, aussi qu'une excellente soudabilité pour un taux de moins de 3% de Mg, **Figure 1.12**, les grands pourcentages en magnésium influent remarquablement la résistance à la corrosion, très utilisé en marine, corps de bateaux, les gantes de véhicules [PAO et al 2005, HAU et al 2010, COL 2005].



**Fig 1.12.** Diagramme de phase aluminium- magnésium. [ASM V9 2004]

**T. Hausöl et al**, présentent que la création de UFG "ultrafin-grain" jusqu'à 80nm à partir de 10  $\mu\text{m}$  par ARB de l'alliage d'aluminium série 5754 a influé énormément les propriétés mécaniques par une augmentation considérable de la dureté, la limite d'élasticité, la résistance mécanique, et diminué remarquablement la ductilité, cette dernière peut être récupérée par un court traitement thermique de 250°C, aussi que l'apparence de l'effet de "Portevin-Le Châtelier" au début de la courbe contrainte- déformation et évolué avec le taux de déformation appliquée. [HAU et al 2010].

- Série 4000: "Al-Si"

La série Al-Si avec l'élément principal silicium offre une large gamme d'alliage, elle est la plus utilisée industriellement. Ces alliages ont une teneur en Si variant de 5 à 20 %. La très grande majorité de ces alliages présentent une composition eutectique ou hypoeutectique. La composition de l'eutectique est de 12.7 % de silicium, **Figure 1.13**. Les alliages de ces séries font preuve d'une très bonne coulabilité et résistent bien à la corrosion. Le silicium présent dans le constituant eutectique a normalement une morphologie aciculaire. Cette série d'alliage peut être binaire avec le silicium et dans ce cas elle n'est pas trempant, ternaire avec le sodium ou le strontium cas permettant de modifier la morphologie structurale vers le fibreuse, ternaire aussi avec l'addition de magnésium (de 0.3 à 1 %) aux alliages Al-Si permet d'améliorer considérablement leurs propriétés mécaniques. Les alliages Al-Si-Mg sont en effet durcissables par précipitation contrôlée du composé  $\text{Mg}_2\text{Si}$  et de ses formes transitoires. Ils sont quaternaire avec l'addition du cuivre (de 3 à 5 %) ce qui améliore les propriétés mécaniques des alliages Al-Si. Dans ce cas, l'addition de magnésium améliore leur réponse

aux traitements thermiques. Les alliages Al-Si-Cu eutectiques ont une bonne tenue à chaud et un faible coefficient de dilatation. Très utilisés pour la fabrication de pistons ou de culasses, dans les moteurs à combustion interne. [CAS 2001, ASM V9 2004].

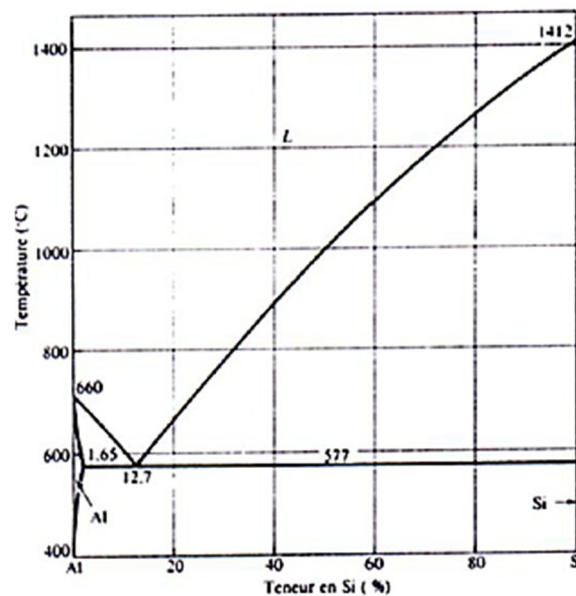


Fig. 1.13. Diagramme d'équilibre Aluminium – Silicium [ASM V9 2004].

### I.7.2. Traitements Thermiques

Un traitement thermique se présente par une suite d'opérations d'échauffement et de refroidissement, il a pour but de changer les propriétés mécaniques, la structure métallographique ou la répartition des contraintes résiduelles selon les nécessités d'utilisation.

Les traitements thermiques appliqués aux certaines familles corroyées ou moulées alliages d'aluminium peuvent être classés en trois types principaux :

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

Les alliages aptes aux traitements de durcissement sont dits à durcissement par précipitation, Selon la théorie de **Gibbs**, le mécanisme de précipitation constitué des deux phases, germination et croissance. La germination, étape initiale de la précipitation, suppose la formation, à partir de la matrice, de germes stables, riches en soluté et de composition très différente de celle de la solution solide, ces formes sont dotés d'une interface définie avec la matrice, peuvent résulter de fluctuations statistiques de composition et de taille suffisante (de l'ordre du nanomètre) au sein de la solution solide avec une cinétique de formation très rapide en présence de lacunes en sursaturation (précipitation homogène), ou se former préférentiellement sur les défauts du réseau ou les interfaces préexistantes entre les différents grains ou les particules (précipitation hétérogène). La croissance ultérieure des germes et des

précipités est régie par la diffusion des atomes de soluté vers les germes, qui est thermiquement activée à la température du revenu tant que la solution solide est sursaturée.

Les mécanismes de précipitation proposés incluent la prise en compte de facteurs thermodynamiques et d'effets cinétiques et s'appliquent à la plupart des alliages d'aluminium durcis par précipitation.

La majorité des systèmes d'alliages d'aluminium qui présentent le durcissement par précipitation sont les suivants :

- ☒ le système Aluminium-cuivre avec le durcissement par  $CuAl_2$
- ☒ le système Aluminium-cuivre-magnésium (magnésium intensifie précipitation)
- ☒ le système Aluminium-magnésium-silicium avec le durcissement par  $Mg_2Si$
- ☒ le système Aluminium -zinc-magnésium avec le durcissement par  $MgZn_2$
- ☒ le système Aluminium -zinc-magnésium-cuivre [ASM V4 2004].

#### ❖ Séquences de précipitation des alliages d'aluminium trempants

La solution solide sursaturée générée par la mise en solution suivie d'une trempe ne donne jamais lieu directement à une précipitation de la phase intermétallique d'équilibre stable. Le durcissement des alliages, à température ambiante "maturation naturelle" ou au cours de revenu "maturation artificielle", résulte généralement d'une décomposition séquentielle de la solution solide  $\alpha$  et d'un appauvrissement progressif en soluté de cette dernière suivant les étapes schématiques :

État brut de trempe fraîche  $\rightarrow$  maturation  $\rightarrow$  sous-revenu  $\rightarrow$  revenu  $\rightarrow$  surrevenu  $\rightarrow$  recuit  
 $\alpha_0 \rightarrow \alpha_1 + GP \rightarrow \alpha_2 + \beta' \rightarrow \alpha_3 + \beta$   
 (Solution solide)  $\rightarrow$  (zones GP)  $\rightarrow$  (précipités métastables  $\beta'$ )  $\rightarrow$  (précipités d'équilibre  $\beta$ )  
 (CFC)  $\rightarrow$  (amas cohérents)  $\rightarrow$  (précipités semi cohérents)  $\rightarrow$  (précipités incohérents)

#### • Le durcissement d'Aluminium-cuivre série 2000

La séquence de précipitation est la suivante :

**Solution solide initiale sursaturée  $\rightarrow$  zones GP  $\rightarrow$   $\theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta-Al_2Cu$**

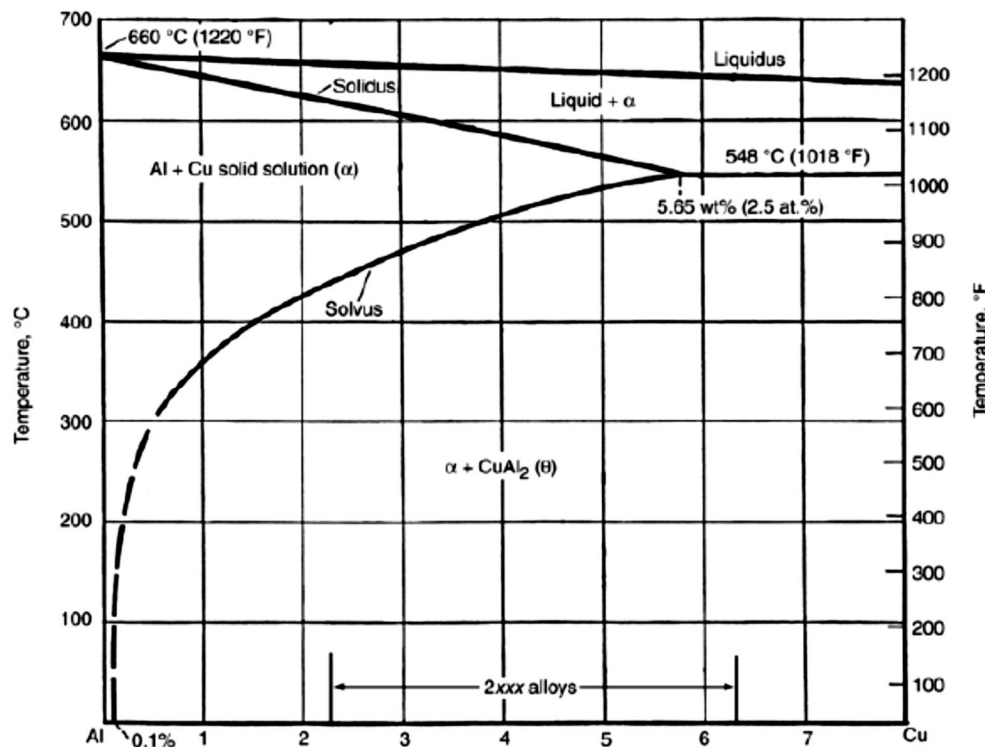
Les courbes de solvus métastables, des zones GP et des phases de transition, sont données sur la **Figure 1.14**.

**Les zones GP** sont formées de disques plans parallèles aux plans  $\{100\}$  de la matrice, notés  $\{100\}$  Al.

La phase  $\theta''$ , cohérente, précipite sous forme de plaquettes parallèles aux plans  $\{100\}$  de la matrice, soit par précipitation homogène en présence des zones GP, soit par précipitation hétérogène sur les **zones GP**.

La phase  $\theta'$ , semi-cohérente, précipite en plaquettes préférentiellement par germination hétérogène et croissance sur les dislocations, au détriment de la phase  $\theta''$ , cohérente, lors d'un surrevenu ou après un écrouissage entre la trempe et le revenu.

La précipitation séquentielle ou mixte de ces phases métastables conduit à un durcissement structural progressif avec la durée du revenu.



**Fig. 1.14.** Diagramme d'équilibre de phases stables et métastables du système Al-Cu. [ASM V4 2004].

**A. May et al** ont montrés que le traitement thermique peut améliorer la résistance à la fatigue de l'alliage 2024, et confirmés la relation entre la microstructure et l'amorçage des fissures durant les essais de fatigue. [MAY et al 2010].

**Al. Th. Kermanidis et al** ont confirmés l'aptitude des alliages série 2000 à la dégradation de la résistance à la fatigue et l'endommagement sous l'effet de la corrosion. [KER et al 2005].

**M. A. Rezik et al** ont prouvés la possibilité d'amélioration des propriétés mécaniques de l'alliage 2017 après traitement thermique par certains traitements mécaniques spécifiques tels qu'ECAE (Equal Channel Angular Extrusion). [REK et al 2012].

Vue la mauvaise aptitude des alliages de la série 2000 au soudage **P. Cavalière et al** ont traités le soudage par friction sonore FSW (friction stir welding) et ils ont confirmés les performances de cette technique de soudage. [CAV et al 2006].

L'étude approfondie, présentée par **S. P. Ringer and K. Hono**, a traitée l'effet de certains éléments d'addition tels que le Sn, In, et le Cd sur le comportement des alliages Al-Cu aux traitements de durcissement. Une amélioration remarquable a été confirmée, elle a été justifiée par la suppression de la phase GP et  $\theta'$  et l'apparition de la phase durcissant  $\theta''$  directement.

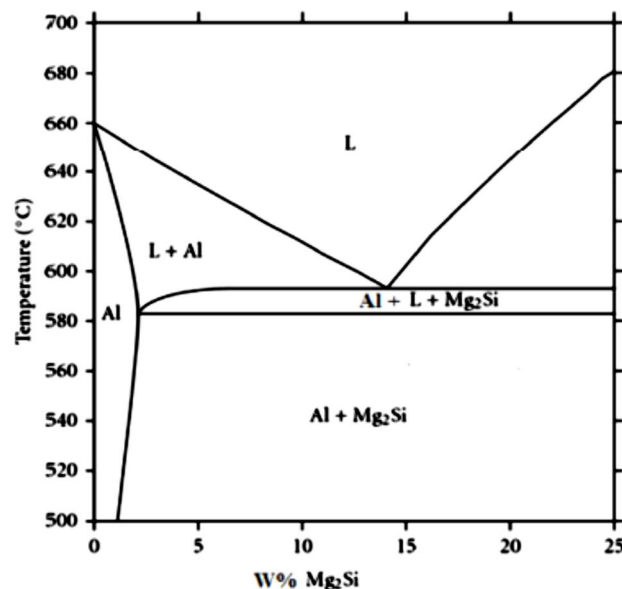
Les mêmes auteurs ont traités l'effet de l'argent "Ag" et le lithium "Li" sur le comportement de l'alliage ternaire Al-Cu-Mg, ils ont confirmés l'amélioration du potentiel au durcissement structural et de la résistance à la haute température par la présence la phase précipité  $\Omega$  de cet alliage [RIN et al 2000].

Selon **Maria Stoicanescu et al**, le travail de durcissement par vibration électromagnétique, qui suit la maturation artificielle, peut améliorer les performances de ce traitement sur l'alliage  $\text{AlCu}_4\text{Mg}_{1.5}\text{Mn}$ . [**MAR et al 2012**].

- **Le durcissement d'Aluminium-Magnésium - Silicium série 6000**

Les alliages de la série 6000, dont les principaux éléments d'addition sont le magnésium (0.4- 1.4) et silicium (0.4- 1.3 en poids), sont traitable thermiquement. Ses alliages sont très utilisés en extrusion des profilés, vue leurs bonnes aptitude à l'extrusion et la résistance à la corrosion. Les éléments d'addition secondaires sont le manganèse (Mn), le chrome (Cr), le fer (Fe) et le cuivre en petites quantités, les alliages de la série 6000 peuvent être traités pour améliorer la résistance soit thermiquement par la formation des dispersoïdes sous forme de précipité  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , ou mécaniquement par la réduction de la taille de grain (UFG), [**THO 2014**]. Le système ternaire Aluminium-Silicium-Magnésium est à la base de plusieurs alliages sensibles aux traitements thermiques. Le diagramme de phase obtenu à l'équilibre peut être relativement simplifié si on le considère comme étant binaire c'est-à-dire: aluminium et  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , **Figure 1.15**, pour une proportion de magnésium - silicium voisine de 1.73 pour 1, la séquence de précipitation de ce système dans les conditions de solidification normales se traduise par:

Solution solide sursaturée → Zones GP cohérents → bâtonnets semi-cohérents  $\beta''$  parallèles à  $\{001\}$  Al → aiguilles semi-cohérentes  $\beta'$  parallèles à  $\{001\}$  Al → plaquettes semi-cohérentes  $\beta$  parallèles à  $\{001\}$  Al →  $\beta$   $\text{Mg}_2\text{Si}$  non cohérent.



**Fig. 1.15.** Partie du diagramme d'équilibre Al- $\text{Mg}_2\text{Si}$ , coupe pseudo binaire [**MIC 2004**].

Les principaux alliages de ce système Ternaire sont:

- ❖ **Les alliages du type A-GS** avec la teneur en magnésium est supérieure à celle du silicium, ce qui implique pratiquement qu'il n'y a pas d'excès de silicium par rapport à  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . Les modèles représentatifs sont:
  - l'alliage 6060 qui peut être filé à de très grandes vitesses ( $140 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ).
  - l'alliage 6061 qui a de meilleures propriétés mécaniques (additions de Cu et Cr) et la meilleure résistance à la corrosion des alliages trempant.

Une série d'alliages de cette famille est utilisée pour le transport de l'énergie électrique. C'est la nuance 6101 A-GS/L76 (almélec), avec 0.55-0.80 Mg, 0.45-0.65 Si,  $Fe \leq 0.3$  et les autres impuretés limitées au maximum.

#### ❖ Excès de magnésium

Les alliages avec excès de Mg ont un rapport Mg/Si  $> 2$ . L'excès de Mg a tendance de favoriser l'apparition de la phase stable au dépend des phases métastables plus intéressantes du point de vue des propriétés mécaniques. Comme les phases métastables durcissantes ont une stoechiométrie Mg/Si  $< 2$ , la présence de Mg en excès a tendance favorise la phase  $Mg_2Si$  au dépend des phases de rapport Mg/Si inférieur.

❖ **Les alliages du type A-SG** dans ces alliages, il y a une teneur en silicium supérieure à celle en magnésium, et le niveau de résistance mécanique est atteint grâce à  $Mg_2Si$  et à Si. Des additions de chrome, de manganèse peuvent améliorer la résistance à la rupture fragile. Les principaux modèles représentatifs sont:

- l'alliage **6005**. (A-SG 0.5), utilisé aux structures de véhicules routiers et ferroviaires.
- l'alliage **6081**. (A-SGM 0.3), utilisé en charpente.
- l'alliage **6082** (A-SGM 0.7), utilisé aux mats de bateaux et montant d'échelle.

#### ❖ Excès de silicium

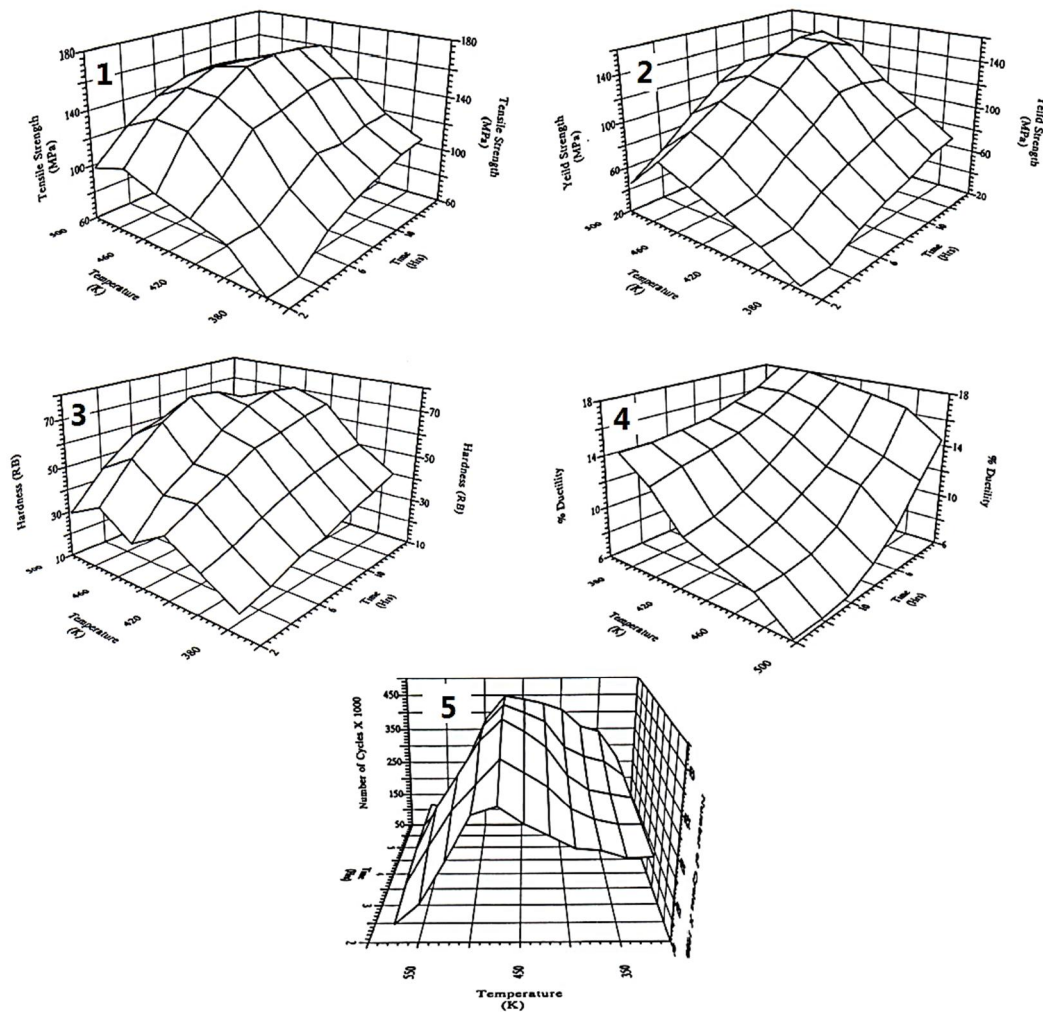
Les alliages à excès de Si ont un rapport Mg/Si  $< 2$ . Concernant les premiers stades de précipitation, il semble que l'on puisse considérer que le silicium en excès joue un rôle similaire à celui du cuivre. En effet, les alliages à excès de Si ont un pic de dureté supérieur aux alliages stoechiométriques. Un excès de Si augmente également le durcissement par vieillissement naturel.

Le traitement thermique par précipitation est une fonction bi variable, elle dépend de la température de traitement et le temps de maintien, d'après **RA. Seddiqui et al** le traitement peut varier la résistance mécanique, l'élasticité, la dureté, la ductilité et la résistance à la fatigue. La **figure 1.16 (1-5)** montre l'évolution des derniers paramètres en fonction de la température et le temps de traitement. [**SID et al 2000**].

**A. L. RIVAS et al** ont prouvés l'influence de la microstructure, obtenue suite au traitement thermique à  $560^\circ$  pendant 6 heures, sur les propriétés mécaniques ainsi que l'état de surface des produits extrudés de l'alliage 6063. [**RIV et al 1999**].

Suite à l'investigation de **P. Juijerm et al**, le temps de traitement, désigné par l'état non, sous, et survenu, peut être primordiale à la détermination des propriétés mécaniques de l'alliage 6110. [**JUI et al 2006**].

Une Corrélation des propriétés mécaniques et le comportement de précipitation de l'alliage Al-0.6Mg-0.7Si a été présentée par **O Kessler et M Reichof**, cette recherche a montré que le facteur la plus important à la détermination de cette corrélation est bien la vitesse de refroidissement. [**KES et al 2010**].



**Fig.1.16.** Effet du temps et de la température sur les caractéristiques mécaniques d'un alliage 6063, 1: résistance mécanique, 2: résistance élastique, 3: la dureté, 4: la ductilité, 5: nombre de cycles à rupture. [SID et al 2000].

Suite à une étude par DSC et MET de l'alliage 6022, W.F. Miao and D.E. Laughlin ont identifiés la présence de précipités  $\beta''$ , sous forme de d'aiguille de diamètre 2-5 nm et de longueur de 20-40nm dirigé selon  $\langle 010 \rangle$ , précipités  $\beta'$ , de forme bâtonnet dans la plan  $\{001\}$  et en fin des précipites plates dans la plan  $\{100\}$ , larges et de différentes morphologies correspondante aux précipités  $\beta$ , ainsi que la relation entre ces précipités et le temps de traitement d'un cote, et ses influences sur les caractéristiques mécaniques de l'alliage d'autre cote. [MIA et al 1999].

- **Le durcissement d'Aluminium-Zinc série 7000**

Les alliages d'aluminium-zinc présentent une partie importante de l'aluminium industriel. Le zinc (HC) est très soluble dans l'aluminium (CFC). Il forme un eutectique à 382 °C à la concentration de 95 % de zinc, cette solubilité diminue rapidement avec la chute de température et atteint 1 % à la température de 100 °C. **Figure 1.17.**

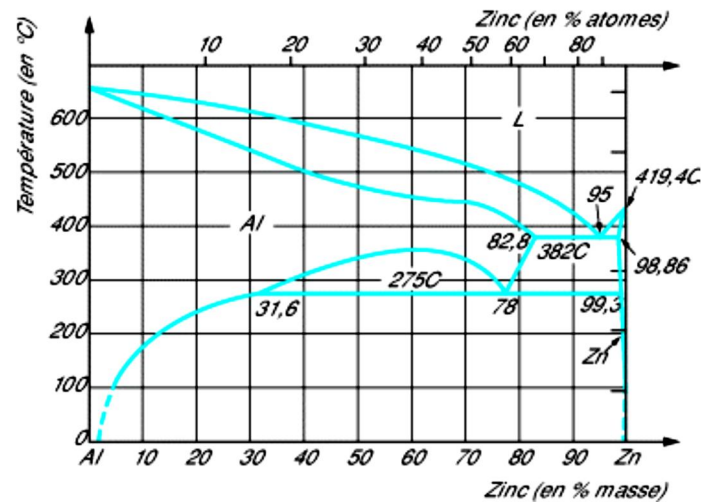


Fig. 1.17. Diagramme de phase binaire Al-Zn. [YES 2012]

L'addition de zinc dans l'aluminium abaisse très nettement le potentiel de corrosion en dessous de celui de la plupart des alliages d'aluminium de corroyage **Fig1.18.**, mais elle n'a pas d'effet sur les caractéristiques mécaniques. Les alliages binaires aluminium-zinc ne présentent donc aucun intérêt. C'est pourquoi les métallurgistes se sont orientés vers les alliages ternaires aluminium-zinc-magnésium (avec ou sans cuivre) de la famille **7000** qui ont connu depuis un très grand développement, en particulier dans l'aéronautique et la mécanique du transport. [YES 2012, BED 2011].

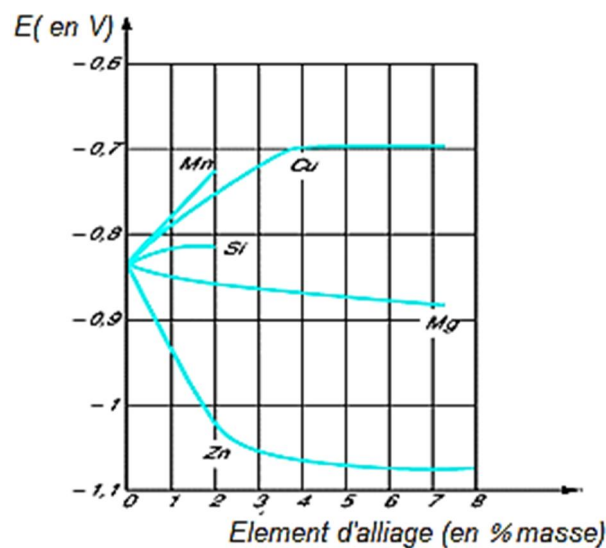


Fig. 1.18. Influence des éléments d'alliage sur le potentiel de dissolution de l'aluminium dans une solution EXCO standard. [YES 2012]

L'addition de magnésium dans les alliages aluminium-zinc-magnésium augmente la sensibilité au revenu en favorisant la diffusion de phases intermétalliques de magnésium Combiné au zinc et formant le composé intermétallique  $MgZn_2$  qui contribue également au durcissement structural des alliages **7000**.

La séquence de précipitation typique d'un alliage de la série **7xxx** lors d'un traitement thermique est présentée sur la **Figure 1.19.** [QUE 2006].



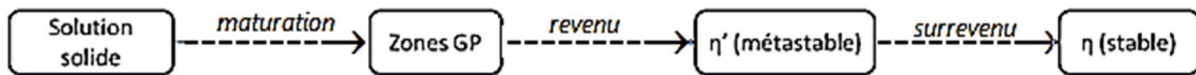


Fig. 1.19. Séquence de précipitation dans le système Al-Zn-Mg. [QUE 2006].

P.L. Srinivasamurthy et al, BORE V. JEGDIĆ et al ont montrés qu'un traitement de revenu à l'état T6 de l'alliage 7075 offre les meilleures caractéristiques mécaniques mais aussi un très mauvais comportement en corrosion. L'amélioration de la résistance à la corrosion nécessite un traitement de double revenu (état T7) Fig.1.20. Ce dernier améliore la ténacité mais provoque une chute de 10 à 15 % de la résistance à la traction et des autres propriétés mécaniques statiques. [SRI et al 2013, BOR et al 2015].

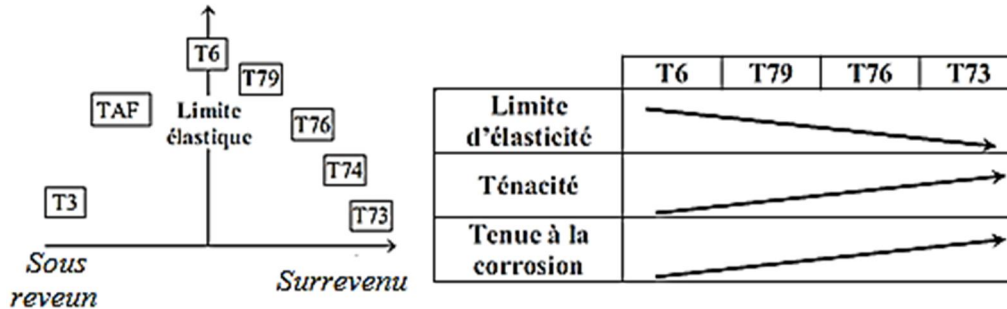


Fig. 1.20. Evolution classique de quelques propriétés d'un alliage à durcissement structural au cours des différents traitements thermiques. [MAR 2008]

La présence du cuivre, dans les alliages série 7000, a un effet bénéfique sur la dureté, par sa participation dans l'augmentation du fraction volumique des précipités de durcissement. Par suite, le cuivre s'incorpore dans les zones GP et les stabilise à haute température, la résistance maximale est obtenue par la présence des zones GP et  $\eta'$ , mais dans cet état les alliages sont le siège de SCC "Stress Corrosion Cracking" et la corrosion surfacique "exfoliation corrosion", ces deux phénomènes peuvent être réduits par un traitement de survenu. [BOR et al 2015, BED 2011].

- **Le durcissement d'Aluminium-Lithium série 8000**

Réduire la densité des matériaux est l'une des meilleurs méthodes pour la réduction des poids de structure d'espace et aéronautique, le lithium présente une solution extraordinaire de ce problème, avec une densité de (0,54 g/cm<sup>3</sup>) et une bonne solubilité en aluminium (addition de 1% de lithium peut réduire la densité de l'alliage d'aluminium-lithium de 3% et améliore le module d'élasticité de 6%). Les alliages "Al-Li" présentent une bonne repense aux traitements thermique par précipitation, un tel traitement pour l'alliage (Al-12Zn-3Cu-0.6Mn-0.1Li) peut lui donner une limite d'élasticité meilleur que le duralumin, une limite d'élasticité de 520 MPa est obtenue pour (Al-4.5Cu-1.3Li-0.5Mn-0.2 Cd) suite à un traitement de maturation artificielle. [POL 2004].

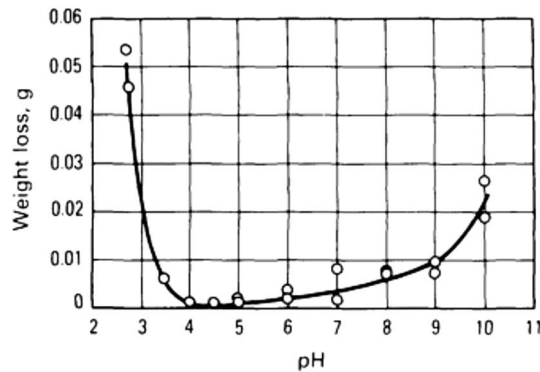
## 1.8. Corrosion des alliages d'aluminium

Les alliages d'aluminium ont une très bonne tenue à la corrosion due à la présence permanente, sur le métal, d'un film continu d'oxyde d'aluminium, appelé «alumine», ce film le rend passif à l'environnement, ce qui explique le développement de ses nombreuses application dans l'industrie, le développement du phénomène dépend des propriétés intrinsèques telles que (composition, état métallurgique, l'état de surface, teneur et la taille

des précipités) et extrinsèques dues à l'environnement (humidité, température, présence d'agents agressifs de l'alliage). Plusieurs types de corrosions peuvent être présentés:

### 1.8.1. Corrosion uniforme ou généralisée

Résulte d'une attaque uniforme et une décroissance continue de l'épaisseur de la couche d'oxyde à travers toute la surface du métal. Ce type de corrosion est observé dans des milieux acides ou alcalins de PH inférieur à 4 ou supérieur à 9. Elle est caractérisée par la dissolution rapide de la couche d'oxyde naturel. Inversement à la formation de la couche d'oxyde, l'hydroxyde d'aluminium, se développe à travers les petites piqûres, de diamètre micrométrique. **Figure 1.21. [COL 2000, LAC 2008].**



**Fig. 1.21.** Perte de poids de l'alliage 3004 H 14 en fonction du PH milieu après une semaine dans l'eau distillée **[ASM V 13 1992]**

### 1.8.2. Corrosion localisée

Lorsque les zones cathodiques et anodiques sont physiquement séparées, la corrosion est dite localisée. La présence des hétérogénéités microstructurales dans la matière et des espèces agressives dans le milieu électrolytique sont les causes principales d'activation de cette corrosion et dont les types sont:

- **La corrosion galvanique:** est une forme de corrosion localisée dans la zone de contact entre deux matériaux de potentiels électrochimiques différents.
- **La corrosion par piqûres:** Tant que la résistance à la corrosion des alliages d'aluminium et liée à la présence d'une couche passive (oxyde), ces alliages sont sensibles à la corrosion par piqure, elle se développe sur les sites ou les films d'oxyde présentent des défauts tels que l'amincissement, lacune..., liées aux éléments d'addition ou aux conditions de mise en œuvre.
- **La corrosion filiforme:** elle est observée pour les matériaux revêtus (protection par peinture) ou recouvert d'un film épais et peu adhérent, Elle s'initie au niveau d'un défaut du revêtement et progresse sous forme de filaments.
- **La corrosion caverneuse "corrosion sous dépôt":** elle se développe dans des coins d'assemblage. Sous ces zones confinées, qui forment des micropiles, il y aura réaction électrochimique entre le métal et l'eau ou l'humidité pénétrante sans renouvellement dans ces zones. **[LAC 2008, COL 2000, VAR 2004].**

### 1.8.3. Corrosion structurale

Ce type de corrosion est dû aux hétérogénéités microstructurales. Elle comporte :

- **Corrosion transcristalline ou intercristalline:** si la corrosion progresse dans toutes les directions, elle est dite transcristalline mais s'elle emprunte un chemin préférentiel, le long des joints de grains, donc c'est une corrosion intercristalline.
- **La corrosion exfoliante ou feuilletante:** la corrosion feuilletante est une forme de corrosion qui se propage dans une multitude de plans parallèles à la surface de la pièce. Ces plans sont séparés par des feuillets de métal non attaqués qui sont repoussés de la surface du métal, par le gonflement des produits de corrosion des zones attaquées.
- **La corrosion sous contrainte:** est un mode d'endommagement de matériaux exposés à une superposition de deux sollicitations, environnementale et une contrainte mécanique. Ce mode de corrosion est caractérisé par la propagation de fissures perpendiculairement à la contrainte mécanique et en général le long des joints de grains dans le cas des alliages d'aluminium. [LAC 2008, COL 2000, VAR 2004]

### 1.9. L'anisotropie

L'anisotropie c'est la dépendance du comportement physico-chimique et mécanique à la direction de sollicitation de la matière caractérisée par l'hétérogénéité de sa microstructure. Macroscopiquement elle peut être le résultat de l'hétérogénéité des éléments homogènes (atomique et moléculaire) de la microstructure (anisotropie élémentaire), anisotropie d'organisation (morphologique), attachée à l'agencement spatial de ces éléments homogènes ou les deux formes d'anisotropie.

#### 1.9.1. Etude de l'anisotropie

L'anisotropie des produits semi fini d'aluminium est induite par les procédés du laminage, tréfilage, extrusion... ils entraînent des défauts lors de l'opération de mise en forme des pièces par déformation. Les causes d'anisotropie peuvent être de trois natures :

- ☒ l'anisotropie originale ou innée, anisotropie des monocristaux ;
- ☒ l'anisotropie acquise (ou déformation induite), due à des déformations plastiques antérieures ;
- ☒ enfin, l'anisotropie structurale, par exemple dans des matériaux renforcés par des fibres de verre ou renforcés par des nervures, si leurs propriétés sont ramenées à une moyenne (par homogénéisation).

Le coefficient de **Lankford**, également appelé coefficient d'anisotropie plastique, est une caractéristique mécanique des matériaux utilisés pour la mise en forme. Il est donné par la

relation:

$$r = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_3}$$

$\varepsilon_2$ ;  $\varepsilon_3$  sont les déformations en direction respectivement de la largeur et de l'épaisseur, obtenues lors d'un essai de traction. [ZAZ 2011]

### 1.10. Soudage d'aluminium

Vue leurs propriétés physiques spécifiques, le soudage de métaux à base d'aluminium est nettement plus difficile que celui d'alliages d'acier, l'une de ces propriétés est la présence

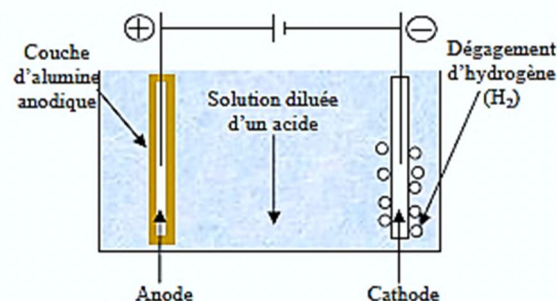
d'une pellicule d'oxydes  $\text{Al}_2\text{O}_3$  qui se forme spontanément au contact de l'air, cette couche d'oxydes de  $0.01 \mu\text{m}$  d'épaisseur à un point de fusion de  $2050^\circ\text{C}$  environ, alors que le point de fusion de l'aluminium pur est de  $658^\circ\text{C}$ , et l'intervalle de fusion de la plus part des alliages d'aluminium se situe entre  $575$  et  $655^\circ\text{C}$ .

Cette couche d'oxyde, à poids spécifique plus élevé que celui du métal de base (Al), colle vers le bas au cours du soudage et fonctionne comme isolant électrique. Elle peut être éliminée par voie mécanique, chimique ou électriquement par l'élévation du flux de soudage qui transforme l'oxyde en laitier visqueux de faible poids, ce laitier protège la zone de soudage et empêche l'oxydation. Parmi les procédés de soudage convenant aux alliages d'aluminium on peut citer:

- ☒ Soudage à l'arc avec électrode réfractaire ou soudage au **TIG**: les épaisseurs soudables sont comprises entre  $0.5$  et  $6 \text{ mm}$ , applicable à la chaudronnerie fine.
- ☒ Soudage avec électrode consommable ou soudage au **MIG**: convient pour l'épaisseur de  $2.5 \text{ mm}$  avec une très grande vitesse d'exécution.
- ☒ Soudage par résistance: par points pour la tôlerie fine (automobile et aéronautique), ou par étincelage pour la menuiserie métallique.
- ☒ Soudage par friction: convient pour les assemblages hétérogènes (ex aluminium-cuivre).
- ☒ Soudage par ultrasons: les contacts électriques homogènes ou hétérogènes, convient pour l'assemblage des pièces d'épaisseur inférieure à  $1 \text{ mm}$ .
- ☒ Soudage par pression à froid: convient pour la tréfilerie, boitage, assemblages hétérogènes.
- ☒ Soudage à haute énergie: soit le soudage par faisceau électronique des pièces de fortes épaisseurs dans les milieux sous vide, ou soudage au laser des produits minces. **[COL 2000]**.

### 1.11. Anodisation

L'anodisation est un procédé électrochimique très spécifique aux alliages d'aluminium, il consiste à créer un film mince en oxyde à la surface de l'ordre de  $2$  à  $10 \text{ nm}$  afin de renforcer les caractéristiques superficielles de la matière. La manière est d'en faire passer un courant électrique à travers une solution électrolytique entre l'anode "matière d'aluminium" et la cathode en "chrome **OAC**, phosphore **OAP** ou sulfure **OAS**", elle s'applique selon besoin soit pour l'amélioration de la résistance thermique, à la corrosion, la dureté superficielle, décoration, isolation électrique, réflexion optique. **Figure 1.22. [TIL 2006]**.



**Fig. 1.22.** Schéma descriptif du principe de l'anodisation classique. **[TIL 2006]**.

CHAPITRE. II.  
FATIGUE, MECANISMES  
ET ENDOMMAGEMENT

## II.1. Introduction

Il est estimé que plus de 75% des problèmes d'échec dans les systèmes technologiques sont due à la fatigue tous les ans. Les endommagements par fatigue ont été longtemps (19<sup>ème</sup> siècle) identifiés comme phénomène de rupture qui se produisant après un grand nombre de cycles sous chargement même en totale sécurité (tiers de la limite d'élasticité) [CAZ 1969], par suite la fatigue a été considérée comme problème purement technologique. Au 1903 et suite aux recherches microscopiques d'Ewing et Hunfrey qui ont montres que la fatigue ne se présente qu'après l'apparition des bandes de glissement dans les matériaux métalliques dès lors, les endommagements par fatigue ont commencé à être considérés de plus en plus un problème matériel. La fatigue des métaux peut être classée selon deux grandes classes:

- Fatigue par petit nombre de cycles, caractérisé par une grande amplitude de chargement, assisté par des grandes déformations, appelé fatigue oligocyclique.
- Fatigue par un grand nombre de cycles, avec un chargement réduit en amplitude, fatigue polycyclique. [JIN 2007].

La fatigue est la cause principale de la défaillance des structures, ces défaillances peuvent être catastrophiques. Toutes les structures métalliques n'échappent pas à ce phénomène. Les mécanismes de fissuration par fatigue (amorçage, propagation et rupture) sont bien identifiés et il est possible d'affirmer que la surface des pièces joue un rôle prépondérant sur ces derniers. Presque dans tous les cas, l'amorçage des fissures, qui, en se propageant, entraînent la rupture, se produit en ou proche de la surface.

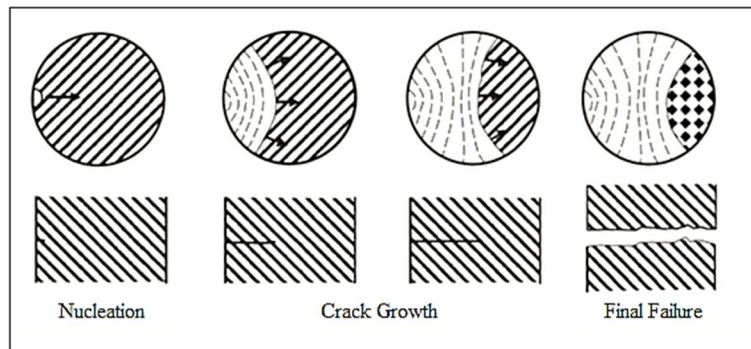
## II.2. Etat de l'art

Sous sollicitation d'exploitation, les éléments composants les structures doivent supporter des charges statiques, mais ils peuvent aussi être soumis à des efforts qui varient dans le temps. Lorsque ces variations présentent une certaine importance et deviennent répétitives, on peut assister à la ruine d'un ensemble alors que les sollicitations qu'il subit atteignent un niveau modeste par rapport à sa capacité de résistance statique. On se heurte alors au phénomène de fatigue ou endommagement par fatigue en face duquel il est nécessaire d'être vigilant car s'il se développe progressivement dans le temps (et parfois sur de très longues durées) et il conduit généralement à une rupture brutale. L'observation macroscopique et/ou microscopique de la surface de rupture d'une pièce rompue en fatigue fait ressortir trois zones représentatives des différentes étapes de l'endommagement. [BUT 2012]:

- I. Une phase d'amorçage correspondant à l'apparition des premières microfissures au sein du matériau.
- II. Une phase de propagation pendant laquelle les fissures amorcées vont croître de façon stable dans le matériau tout au long du cyclage.
- III. Une phase de rupture finale ductile induite par la forte contrainte appliquée dans le ligament de matériau reste intacte.

Ces trois phases sont appelées mécanisme de rupture par fatigue. **Figure. II.1.**

L'endommagement par fatigue commence par une déformation plastique localisée autour d'un défaut dans la matière, à fond d'entaille, puis à l'extrémité de la fissure une fois que celle-ci s'est formée. La particularité de la fatigue, et qui en est fait le danger, est que la rupture peut apparaître pour des contraintes relativement faibles, souvent bien inférieures à la limite d'élasticité du matériau lorsque leur application est répétée un grand nombre de fois. On appelle limite d'endurance la capacité de résistance à la fatigue des pièces. Pratiquement, la fatigue des matériaux est abordée de deux façons différentes:



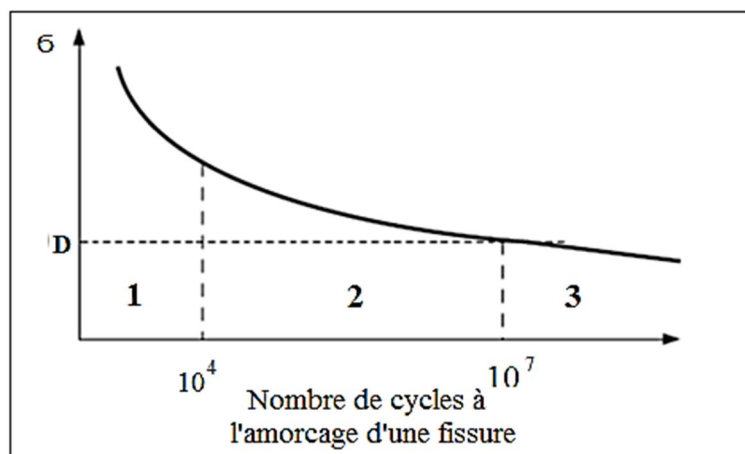
**Fig. II.1.** Phases de rupture par fatigue. [YUK 2002].

- relevé de courbes de **Wöhler** permettant la détermination de la limite d'endurance en dessous de laquelle le matériau est à l'abri des ruptures de fatigue.
- la mesure de la vitesse de fissuration "lois de Paris" par la mesure de la vitesse de propagation des fissures amorcées à partir des défauts (d'élaborations ou de préparations) et par la suite provoquant la ruine de la pièce, même si la contrainte appliquée est inférieure à la limite d'endurance.

La quantification de ces deux paramètres permet la détermination de la durée de vie de la structure, [El M 2005]. Physiquement l'endommagement par fatigue correspondant aux variations des propriétés des matériaux, reflétant les modifications structurales dues à l'action des sollicitations variables dans le temps.

### II.2.1. Courbes de Wöhler

La corrélation de l'intensité du chargement cyclique appliqué au nombre de cycles à l'amorçage d'une fissure pour un matériau représente une courbe dite de **Wöhler**, sur laquelle trois domaines de durées de vie peuvent être définis. **Figure. II.2.**



**Fig. II.2.** Les différents domaines de durée de vie en fatigue [BID 2009].

- **Le domaine 1** correspond à la fatigue oligocyclique. Il est caractérisé par la rapidité d'amorçages de fissures sous un faible nombre de cycles (de 1 à  $10^4$  cycles) et la multiplicité des zones macroscopiques de déformation plastique "Glissements".

- **Le domaine 2** correspond à celui de l'endurance limitée. Les durées de vie observées sont de l'ordre de  $10^4$  à  $10^7$  cycles. Les quantités de déformations plastiques sont d'autant plus basses que l'on se situe du côté des durées de vie longues, avec un comportement intégralement élastique à l'échelle macroscopique observé aux alentours de  $10^5$  cycles.
- **Le domaine 3** correspond au domaine de la fatigue illimitée "endurance" ou à grand nombre de cycles "polycyclique". Ce domaine est caractérisé par des durées de vie allant de  $10^6$  à  $10^8$  cycles. Une des particularités de ce domaine est le caractère plus ou moins asymptotique de la courbe de **Wöhler** et la définition théorique d'une limite d'endurance. Cette limite théorique correspond à un niveau de contrainte traduisant un seuil de probabilité d'amorçage d'une fissure de fatigue au bout d'un nombre infini de cycles.

Le traçage d'une branche asymptotique horizontale à la courbe de **Wöhler** peut déterminer la limite d'endurance ou limite de fatigue et notée  $\sigma_D$  de la matière. Par contre, dans certains cas, par exemple métaux non ferreux, il ne semble pas y avoir d'asymptote horizontale. On définit alors une limite conventionnelle d'endurance comme la valeur de la contrainte maximale qui ne conduit pas à la rupture avant un nombre de cycles fixé (par exemple  $10^7$  cycles) [YUK 2002]. Dans certains cas, les courbes de **Wöhler** sont présentées par la contrainte en fonction du nombre de cycles à l'amorçage, premier stade du mécanisme de fatigue. L'amorçage étant défini à partir de la création d'une fissure de dimensions détectables. Pour le deuxième stade du mécanisme de fatigue, Les courbes de **Wöhler** sont parfois déterminées à partir d'essais sur éprouvettes entaillées. La limite d'endurance diminue alors en fonction de la sévérité de l'entaille (effet d'entaille en cas de préalable présence de fissure et de concentration de contrainte aux bords de cette fissure).

La notion de limite d'endurance est relative et non absolue ; sa définition dépend du problème traité ; par exemple, les limites d'endurance en traction et en torsion alternées sont différentes. [CAZ 1969, EIM 2005].

### II.2.2. Vitesse de fissuration par fatigue, "Loi de Paris"

Paris, Gomez et Anderson ont corrélé la vitesse de fissuration par fatigue à l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes [COL 2000]. Ce diagramme, tracé en coordonnées logarithmiques, fait apparaître trois régimes (**Figure. II.3**):

- Loi de **Paris** : Un régime central (**régime B**), dans lequel la vitesse de fissuration est proportionnelle à l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes à une puissance  $m$ . Les valeurs de  $m$  s'étagent généralement entre 2 et 4, voire 5 pour des alliages peu résistants à la fissuration par fatigue. Ce régime est appelé le régime de Paris.
- Ténacité: Au-delà (**régime C**), les vitesses de fissuration sont supérieures à celles prévues par la loi de Paris, la fissure se propage de manière instable pour  $K_I = K_{IC}$ . On appelle  $K_{IC}$  la ténacité en mode I du matériau.
- Seuil de non-propagation: En deçà (**régime A**), les vitesses de fissuration sont inférieures à celles prévues par la loi de Paris. Lorsque  $\Delta K$  diminue jusqu'à atteindre le seuil de non-propagation  $\Delta K_{th}$ , la vitesse de fissuration diminue rapidement, et la fissure semble apparemment s'arrêter ou du moins sa propagation devient indétectable.



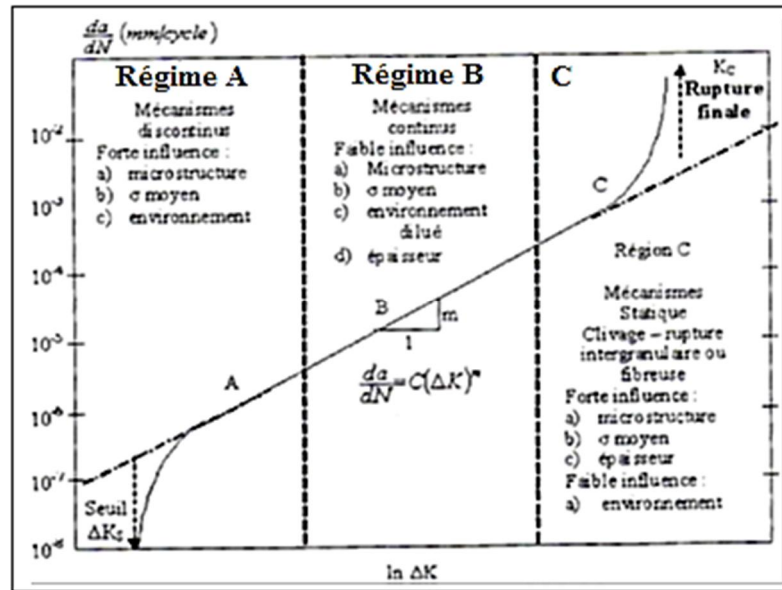


Fig. II.3. Représentation schématique des différents régimes de propagation. [COL 2000].

II.3. Différents modes de chargement

II.3.1. Chargement a contrainte imposée

La fatigue peut se présenter sous amplitude de contrainte constante ou variable.

Pour l'amplitude de contrainte constante. On peut ainsi définir: **Figure .II.4.**

- L'amplitude de contrainte  $\bar{\sigma}_a$ .
- Rapport de contrainte R.
- Relation d'amplitude A.
- La contrainte maximale  $\bar{\sigma}_{max}$ .
- La contrainte minimale  $\bar{\sigma}_{min}$ .
- L'étendue de contrainte  $\Delta\bar{\sigma}$ .
- La contrainte moyenne  $\bar{\sigma}_m$ .

On a donc:

$$\Delta\bar{\sigma} = \bar{\sigma}_{max} - \bar{\sigma}_{min}, \quad \bar{\sigma}_m = (\bar{\sigma}_{max} + \bar{\sigma}_{min})/2, \quad \bar{\sigma}_a = \Delta\bar{\sigma}/2.$$

$$\bar{\sigma}_{max} = \bar{\sigma}_m + \bar{\sigma}_a, \quad \bar{\sigma}_{min} = \bar{\sigma}_m - \bar{\sigma}_a, \quad R = \bar{\sigma}_{min}/\bar{\sigma}_{max}, \quad A = \bar{\sigma}_a/\bar{\sigma}_m. \quad [SAN 2008, BLA 2012].$$

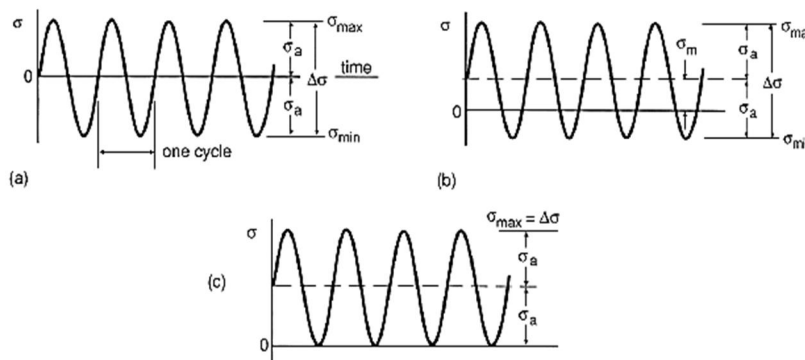
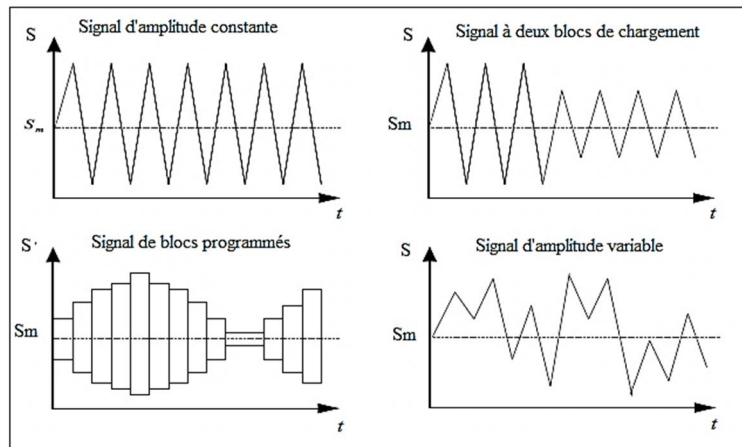


Fig. II.4. Chargement d'amplitude constante, (a) chargement alterné, (b) chargement Ondulé, (c) chargement répété. [SAN 2008]

Pour l'amplitude de contrainte variable. Il s'agit de chargements réels relevés en service. On en distingue deux catégories : les chargements d'amplitude variable à bande large et ceux à bande étroite. Le facteur d'irrégularité  $I$  du signal ou bien la densité spectrale de puissance peut être un paramètre distinguant entre les deux. Le facteur d'irrégularité  $I$  ( $I = N_0/N_e$ ) est par définition le rapport du nombre de passages à zéro du signal ( $N_0$ ) et du nombre d'extrême ( $N_e$ ) contenus dans le signal. Quand  $I$  tend vers 1, le signal est dit à "bande étroite". **Figure. II.5. [JAB 2006].**



**Fig. II.5.** Différents types de Chargements sous amplitude de contrainte variable [JAB 2006].

### II.3.2. Chargement à déformation imposée

Au-delà de la limite d'élasticité et avant d'atteindre sa contrainte maximale, le matériau présente de l'écrouissage, à savoir une augmentation de sa contrainte d'écoulement. Cet écrouissage se compose de deux termes : un terme d'écrouissage isotrope et un terme d'écrouissage cinématique. Cette distinction peut se faire lorsqu'on réalise des essais de traction compression. On impose alors une déformation totale cyclique sur une éprouvette et on mesure l'évolution de la contrainte au cours du temps, **Figure. II.6.** On calcule:

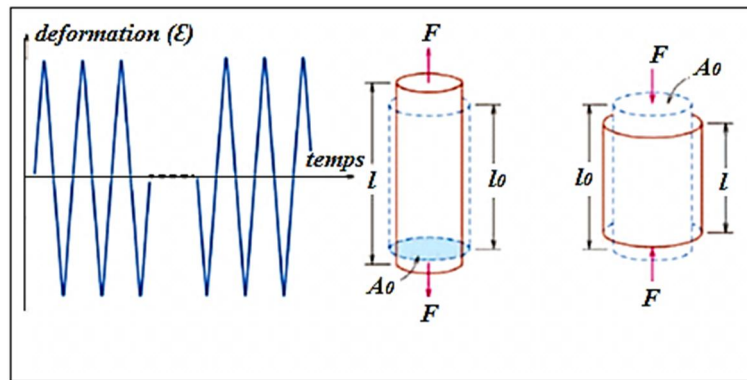
$$\sigma = \frac{F}{A_0}$$

$$\varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0}$$

Nous rappelons que, généralement lorsque les déformations sont petites ( $\varepsilon < 0.2$ ), nous pouvons faire l'hypothèse de la partition des déformations. En effet à tout instant et sous certaines conditions, si l'on décharge l'éprouvette, on observe que la pente de la courbe contrainte-déformation est de nouveau linéaire avec une pente  $E$ , le comportement est élastique lors de la décharge, **Figure II.6.** Ainsi, la déformation totale  $\varepsilon$  est la somme d'une déformation élastique  $\varepsilon_e$  et d'une déformation plastique  $\varepsilon_p$ .

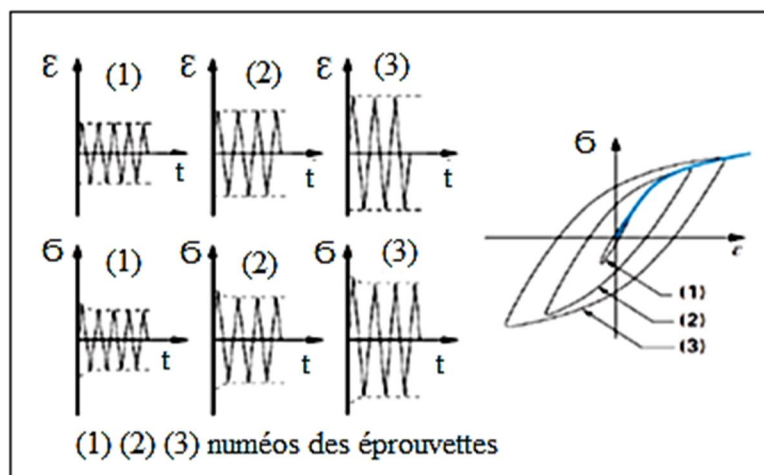
$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p \quad \text{avec à tout instant: } \sigma = E \cdot \varepsilon_e \quad \text{dans la direction du chargement}$$

$$\varepsilon_p(t) = \varepsilon(t) - \frac{\sigma(t)}{E}$$



**Fig.II.6.** Schéma d'un essai cyclique à déformation imposée (traction – compression).

L'enregistrement de l'effort ou de la contrainte  $\rho$  en fonction de la déformation  $\epsilon$  donne des boucles qui évoluent ou se stabilisent. Quand il y a stabilisation, nous pouvons tracer la courbe qui représente la contrainte stabilisée en fonction de la déformation stabilisée. La courbe ainsi obtenue, lieu des sommets des cycles stabilisés, est appelée courbe d'érouissage cyclique. Dans le cas de non-stabilisation du niveau de contraintes, nous pouvons tracer la courbe cyclique correspondant aux cycles pris à la demi-durée de vie des éprouvettes. Plusieurs méthodes de détermination sont possibles, nous donnons dans la figure suivante (**Figure. II.7**) un exemple d'une méthode de détermination de la courbe de consolidation, [MAY 2013].



**Fig. II.7.** Détermination de la courbe de consolidation cyclique par la méthode des paliers successifs avec une même éprouvette. [MAY 2013].

## II.4. Phénomène d'endommagement par fatigue:

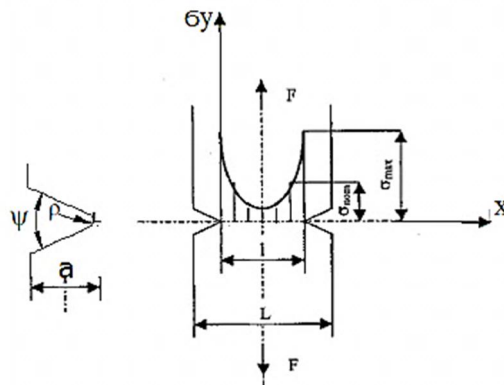
### II.4.1. Amorçage

#### II.4.1.1. L'entaille

L'entaille est une discontinuité imposée ou accidentelle de la forme de la pièce ou une inhomogénéité du matériau qui la constitue. Les entailles peuvent être de quatre types :

- Métallurgiques: "Défauts d'élaboration".
- Chimique (corrosion ou environnement): "Piqures de corrosion".
- Mécaniques: "Défauts d'usinage".
- Service: "Défauts de sollicitation".

Ces discontinuités (qui peuvent être un trou, un clavetage, rayure d'usinage, ..... ) conduisent à la modification du champ de contrainte. C'est à dire à la création de zones dans lesquelles les contraintes sont nettement supérieures à la contrainte nominale ou à la contrainte globale résultante des efforts appliqués. On appelle cette localisation élevée de la contrainte "concentration de contrainte", qui, associées aux discontinuités géométriques, réduisent les résistances statiques et cycliques des structures, **Figure. II.8.** Près du fond d'entaille, les lignes de force sont relativement proches et cela conduit à une concentration de contrainte local avec un maximum en fond d'entaille, donc si la valeur de  $K_t$  augmente, la durée de vie diminue. [ZAL 2012].



**Fig. II.8.** Champ de concentration de contrainte en présence de L'entaille sous sollicitation de traction. [ZAL 2012]

Les dimensions de l'entaille ( $a$  et  $b$ ), l'angle d'entaille  $\psi$  et le rayon en fond d'entaille  $\rho$  peuvent influencer l'effet d'entaille sur le comportement du matériau, ces deux paramètres conduisent à la classification suivante :

- fissure pour :  $\rho=0$  et  $\psi=0$ .
- Entaille infiniment aigue pour:  $\rho=0$  et  $\psi \neq 0$ .
- Simple entaille pour  $\rho \neq 0$  et  $\psi \neq 0$

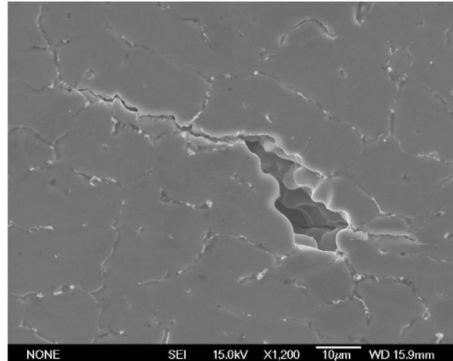
$$\sigma = \sigma_{nom} \left[ 1 + \left( \frac{a}{\rho} \right)^{0.5} \right]$$

$\left[ 1 + \left( \frac{a}{\rho} \right)^{0.5} \right]$  est appelé facteur de concentration de contrainte note  $K_t$ .

**Dariusz Rozumek et Ewald Macha** ont étudié la variation de l'énergie totale de l'aluminium AA356 T6 et prouvé l'augmentation de la vitesse de propagation des fissures du même alliage sous l'effet d'entaille par rapport un acier de type FePO<sub>4</sub>. [ROZ et al 2006]

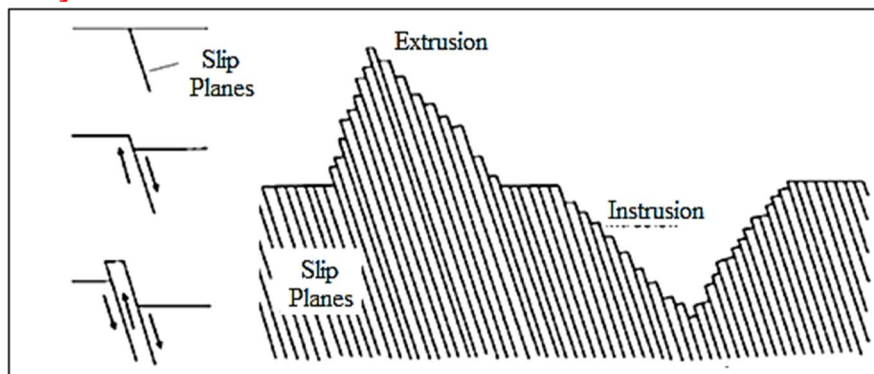
**1. L'amorçage à partir de défauts métallurgiques "micro-hétérogénéités de la microstructure":** Généralement, les matériaux métalliques industriels sont de composition complexe avec un grand nombre d'éléments d'addition. Ces matériaux sont micro hétérogènes car ils contiennent des particules intermétalliques, des joints de grains, des porosités qui créent localement une incompatibilité de déformation et/ou une concentration de contrainte. Une microfissure peut s'amorcer par accumulation de dislocation sur le défaut, **Figure. II.9,** si la cristallographie locale y est favorable. La rupture des particules de seconde phase est

également souvent observée du fait d'une incompatibilité de déformation avec la matrice. Pour les alliages d'aluminium, en absence de tout effet de concentration de contrainte par une entaille, l'amorçage à basse contrainte se produit principalement sur les phases intermétalliques ; sous une forte contrainte par contre, l'amorçage par glissement cyclique ou décohésion de joints de grains devient possible [PRO 2005].



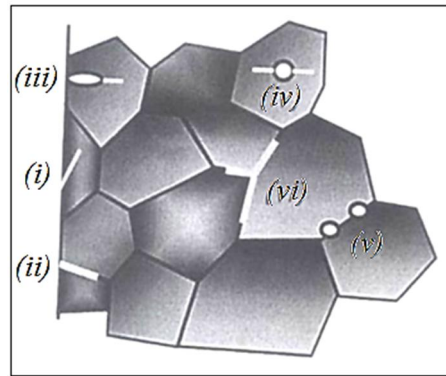
**Fig. II.9.** Amorçage d'une fissure de fatigue sur un pore dans un alliage d'aluminium. [PRO 2005]

**2. Amorçage sur défauts de service "hystérésis":** L'amorçage apparaît habituellement à une entaille ou toute autre discontinuité extérieure. En l'absence d'un défaut extérieur, l'amorçage se produira par la suite en raison de la formation de bandes de glissement persistantes qui sont inévitables en présence de sollicitation répétée. Les bandes de glissement sont le résultat de l'habillage systématique des mouvements de glissement fine sur l'ordre de seulement 1 nanomètre. Cependant, l'amplitude de contrainte aux défauts se multiplie. Le mouvement répété des bandes de glissement mène à la formation des intrusions et des extrusions sur la surface, menant par la suite à la formation d'une entaille. **Figure. II.10,** [ASM V19 2008].



**Fig. II.10.** Développement des bandes de glissement intrusion-extrusion pendant la fatigue. [ASM V19 2008]

**Franck Armel Tchitembo Goma** a présenté l'ensemble des défauts qui peuvent être des amorces de fissure dans la **figure. II.11.** [GOM 2014]. L'accumulation des contraintes caractérisée par le facteur de concentration de contrainte, au voisinage de ces défauts microstructuraux facilite l'amorçage des fissures.



**Fig. II.11.** Sites d'amorçage de fissures : transgranulaire (i) ou intergranulaire (ii) en surface, défaut de surface (iii), inclusion interne (iv), microvide interne aux joints de grain (v), amorçage interne à l'intersection de joints de grains (vi). [GOM 2014]

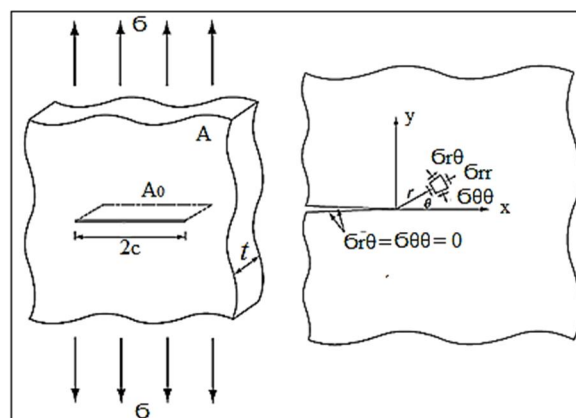
#### II.4.1.2. Facteur d'intensité de contrainte

Le deuxième stade du mécanisme de fatigue est la propagation des fissures, on se sert de la mécanique linéaire de la rupture élastique "MLRE", pour l'explication de ce stade en faisant appel à la notion du facteur d'intensité de contrainte (FIC) introduite par Irwin. Cette approche reste valable tant et aussi longtemps que la taille de la zone plastique en pointe de fissure qui accompagne la propagation reste inférieure à la longueur de la fissure et aux dimensions de la structure fissurée.

Le facteur d'intensité de contrainte (FIC) en l'occurrence représente l'intensité de distribution du champ de contrainte au voisinage de la pointe de fissure.

Pour des fissures planes, aiguës, placées dans les zones de la structure les plus sollicitées mécaniquement. On cherche à établir un critère permettant de prévoir le risque de rupture sur la base, tenseur de contrainte ( $\sigma$ ) d'une part et d'autre la géométrie, l'orientation, la dimension et la position des défauts.

Georges Irwin (1957) a établi le premier concept de mécanique de la rupture en proposant d'isoler une région entourant la pointe de la fissure pour établir les critères de rupture. Une fissure constitue en effet un concentrateur de contrainte. **Figure. II.12, [LEE 2005].**



**Fig. II.12.** Hypothèses, tenseur, position, géométrie et orientation d'une fissure sous sollicitation de fatigue. [LEE 2005]

Les paramètres caractérisant une fissure plane sont: son plan (n), sa frontière (v) et le déplacement relatif de ses faces (u). **Figure. II.13a.** La fissure se propage dans la direction normale à sa frontière (v) selon trois modes élémentaires de fissuration, ouverture (I), cisaillement plan (II) et cisaillement anti-plan ou déchirure (III). **Figure. II.13 (b-c-d).**

Les facteurs d'intensité de contrainte pour les trois modes de fissuration sont données par:

$$KI = \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi r} \sigma_{\theta\theta} (r, \theta = 0)$$

$$KII = \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi r} \sigma_{r\theta} (r, \theta = 0)$$

$$KIII = \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi r} \sigma_{\theta z} (r, \theta = 0)$$

Le tenseur des contraintes polaire en mode de fissuration par ouverture peut être présenté par:

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{KI}{\sqrt{2\pi r}} \cos^3 \frac{\theta}{2}$$

$$\sigma_{rr} = \frac{KI}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} (1 + \sin^2 \frac{\theta}{2})$$

$$\sigma_{r\theta} = \frac{KI}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos^2 \frac{\theta}{2}$$

Pour le mode II:

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{KII}{\sqrt{2\pi r}} (-3 \sin \frac{\theta}{2} \cos^2 \frac{\theta}{2})$$

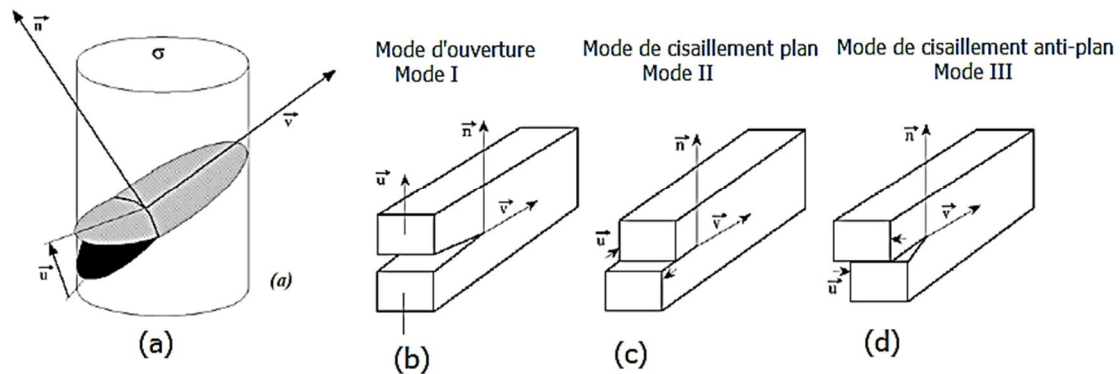
$$\sigma_{rr} = \frac{KII}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} (1 - 3 \sin^2 \frac{\theta}{2})$$

$$\sigma_{r\theta} = \frac{KII}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} (1 - 3 \cos^2 \frac{\theta}{2})$$

Et pour le mode III

$$\sigma_{\theta z} = \frac{KIII}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2}$$

$$\sigma_{rz} = \frac{KIII}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2}$$



**Fig. II.13.** (a) Paramètres définissant une fissure bidimensionnelle, (b-c-d) modes de fissuration. [LEE 2005]

#### II.4.1.3. Influence des contraintes résiduelles

La prise en compte des contraintes résiduelles est essentielle dans l'étude du comportement en fatigue de composants mécaniques. Rares sont les procédés d'élaboration et de fabrication qui n'engendrent pas de contraintes résiduelles. Il est donc important de pouvoir déterminer le profil de ces contraintes et de les introduire correctement dans une modélisation qui a pour but la prédiction du comportement en fatigue de cette structure.

Les contraintes résiduelles sont par définition les contraintes qui existent dans le matériau en l'absence de tout chargement extérieur. Elles sont en général la conséquence d'une déformation non élastique hétérogène dans le matériau et qui est due à un traitement technologique comme les opérations d'usinage, les revêtements de surface, ou les traitements thermiques. Les contraintes résiduelles traduisent l'histoire métallurgique et mécanique de la structure.

Selon **H. Guadouini** on distingue trois types de contraintes résiduelles tels que:

- Les contraintes d'ordre **I** : elles sont à l'échelle du cristal. On atteint à ce niveau la limite de la notion de contraintes. Ce sont les actions créées par tous les types de défauts cristallins : lacunes, atomes interstitiels, dislocations, défauts d'empilement, macles.
- Les contraintes d'ordre **II** : elles sont dues à l'anisotropie des grains dans un matériau polycristallin. Lors d'une sollicitation mécanique (traction uniforme d'une éprouvette lisse par exemple), certains grains orientés favorablement atteindront avant d'autres la limite d'écoulement, ce qui provoquera une hétérogénéité du comportement lorsque la charge sera supprimée, les retours élastiques se feront donc différemment d'un grain à l'autre et des contraintes résiduelles vont être créées dans ces grains.
- Les contraintes d'ordre **III** : ce sont les contraintes macroscopiques. Elles se situent à l'échelle d'un grand nombre de grains. Ce sont ces contraintes qui intéressent en général le mécanicien même si les contraintes d'ordre II sont très importantes car elles indiquent l'état d'écrouissage du matériau.

Plusieurs techniques ont été développées pour mesurer les contraintes résiduelles, parmi les nombreuses techniques utilisées on peut citer Les jauges extensiométriques, les ultrasons, rayon X. [GAD 2007].



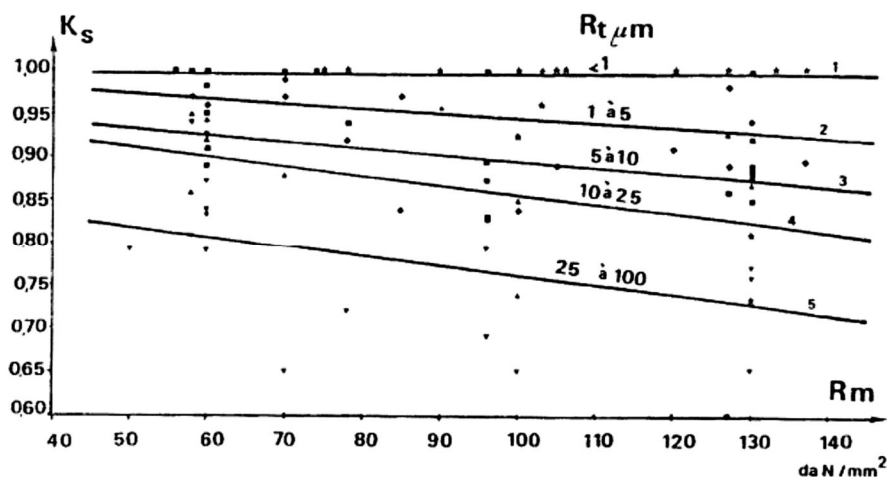
#### II.4.1.4. Effet d'échelle

Le rapport d'échelle pour deux pièces de même matériau et forme, sollicitées à la même amplitude de contrainte cyclique, indique une différence entre la tenue en fatigue. Plus les dimensions d'une pièce croissent, plus sa résistance à la fatigue diminue. Cette observation s'explique principalement par le volume de matière sollicité : plus celui-ci est grand, plus la probabilité des défauts métallurgiques est grande. [CAZ 1969].

#### II.4.1.5. Qualité de l'usinage "Rugosité"

L'influence de la rugosité de la surface sur la tenue en fatigue est prise en compte dans le dimensionnement global des pièces à l'aide du coefficient de réduction de la limite de fatigue, noté  $K_s$ . Ce coefficient est égal au rapport entre la limite d'endurance  $\sigma_{DS}$  de la pièce présentant un état de surface donné, et la limite d'endurance  $\sigma_D$  de la pièce avec un état de surface de référence, souvent poli. **Figure. II.14.** [SHA 2011].

$$K_s = \frac{\sigma_{DS}}{\sigma_D}$$



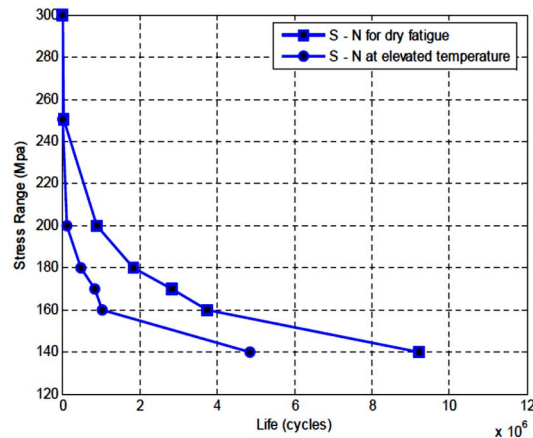
**Fig.II.14.** Evolution du coefficient de réduction en fatigue selon la résistance mécanique. [SHA 2011].

L'effet de l'état de surface, en tant que défaut d'usinage, résultant des conditions cinématiques de coupe, sur la tenue en fatigue de l'alliage AA2024, a été étudié par Sunday J. Ojolo et al. [OJO et al 2014, CHA et al 2009].

#### II.4.1.6. Influence de l'environnement

Un milieu agressif (température élevée, milieux corrosifs...) aggrave le phénomène de fatigue. Il apparaît des phénomènes nouveaux comme le fluage ou la corrosion. Leur action est proportionnelle au temps d'exposition.

**Farhad B. Bahaideen** a montré la réduction permanente de la durée de vie en fatigue d'un alliage d'aluminium AA 2024T4 sous amplitude de chargement variable, sous un chargement de 140 MPa la durée de vie en fatigue est réduite de  $9,4 \times 10^6$  à l'ambiante à  $5 \times 10^6$  cycles à 180 °C. **Figure. II 15.** [BAH 2009]

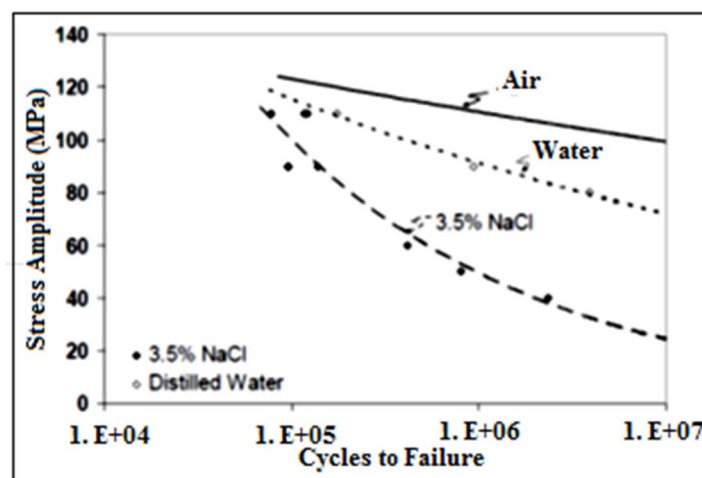


**Fig. II.15.** Comparaison entre les courbes de Wöhler à l'ambiante et haute température pour l'alliage 2024. [BAH 2009]

**H. Mayer et al** ont confirmés la perte d'endurance de l'alliage de coulé  $AlSi_9Cu_3$  à  $10^9$  cycles de 10 à 30 % suite à l'augmentation de la température de 20 à 150 °C, sans changement de l'allure de courbe S-N avec un décalage vers les la sollicitation de faible amplitude. [MAY et al 2005].

Selon **Bruno BARLAS**, l'analyse fractographique des éprouvettes cassées révélé que dans tous les cas, la fissure responsable de la rupture s'est amorcée sur un ou plusieurs pores localisés à la surface de l'échantillon ou juste au-dessous. En observant attentivement les pores responsables de la rupture, il apparait que l'amorçage se fait par décohésion de l'interface silicium/matrice, pour un alliage série 4000. Pour un niveau de contrainte donné, l'incertitude sur la durée de vie augmente quand la teneur en gaz diminue. Ceci montre bien l'importance de la quantité et de la distribution des pores pour la durée de vie en fatigue [BAR 2004].

L'effet de certains agents corrosifs sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium AA6082 a été traité par **Nicholas E. Nanninga**, cette étude a montré une diminution remarquable de l'endurance suite à une attaque par l'eau distillée et NaCl (3.5 % en poids), **figure. II.16.** [NAN 2008].



**Fig. II.16.** Effet de sel et l'eau distillée sur la durée de vie de l'alliage AA6082 traité thermiquement. [NAN 2008]

Sören Kahl et al ont montré la dépendance total de l'endurance et autres propriétés mécaniques de l'alliage AA 3003 a la température de l'environnement de 20° à 300°C, une réduction remarquable de la limite de fatigue suite à l'augmentation de la température de l'environnement a été confirmée. [SOR et al 2003].

#### II.4.2. Propagation des fissures de fatigue

**Fissures longues: (Taille  $\geq 1\text{cm}$ )** la propagation des fissures longues de fatigue est décrite dans le cadre de la Mécanique Elastique Linéaire de la Rupture (MELR) qui s'appuie sur une solution analytique des contraintes au voisinage de la pointe de fissure et l'introduction d'un facteur d'intensité des contraintes K.

Partant de cette approche, le facteur d'intensité des contraintes s'exprimer par:

$$K = \alpha \sigma \sqrt{\pi a} \quad \alpha : \text{facteur de correction dépend de la géométrie de l'échantillon.}$$

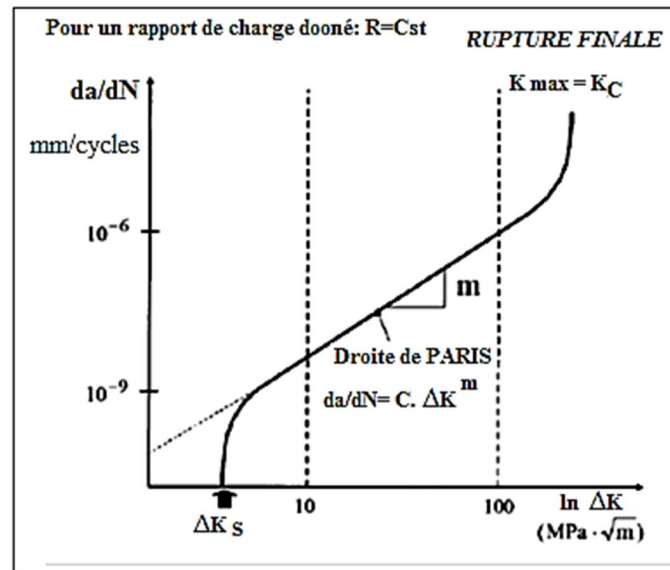
Dans ce cas, les lois de vitesse sont décrites par le facteur d'intensité des contraintes cyclique  $\Delta K$ :

$$K = \alpha \Delta \sigma \sqrt{\pi a} = \alpha (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) \sqrt{\pi a}$$

L'évolution de la vitesse de propagation  $\frac{da}{dN}$  en fonction de  $\Delta K$  peut être présentée par une courbe qui ne dépend plus des paramètres géométriques de la pièce étudiée mais uniquement du matériau et du rapport de chargement R de sollicitation. Cette représentation classique, définie la loi de Paris, fait apparaître les trois grands stades de l'endommagement en fatigue: **Figure. II. 17.**

- un régime de croissance rapide de la vitesse de propagation au-delà d'une certaine valeur de  $\Delta K$  appelée valeur seuil  $\Delta K_s$ .
- un régime couvrant une gamme entendue du paramètre  $\Delta K$  pour lequel la vitesse de propagation de fissure présente une évolution de type puissance connue sous le nom de loi de Paris :  $(\frac{da}{dN} = C. \Delta K^m)$ . Cette loi empirique a été vérifiée pour de nombreux matériaux. Pour les alliages d'aluminium, l'exposant m est de l'ordre de 4.
- un régime où la vitesse de propagation augmente plus vite qu'une loi puissance et conduit à la rupture du matériau lorsque la valeur maximale du facteur d'intensité des contraintes K tend vers la valeur de ténacité du matériau  $K_C$ . [BUT 2012]

**Fissures courtes** (taille  $\cong 0,1\text{mm}$ ): La problématique des fissures courtes se résume par le fait que la propagation de ces fissures ne suit pas la loi de Paris. Les observations concernant les alliages d'aluminium, rapportent l'observation de fissures très courtes se propageant avec des vitesses supérieures ou égales à celles de fissures longues sollicitées dans les mêmes conditions de chargement ou peu variées, c'est à dire même  $\Delta K$  ou même peu inférieur. Les lois de fissurations des fissures longues sont déterminées dans des essais normalisés à amplitude de facteur d'intensité de contrainte décroissante, aboutissant à la détermination d'un seuil de non propagation  $\Delta K_s$ . La propagation des fissures courtes, se fait quand a elle à amplitude croissante (puisqu'elle part de Zéro) et en particulier on observe la propagation pour des valeurs inférieures au seuil  $\Delta K_s$ . **Figure. II.18. [BUT 2012].**

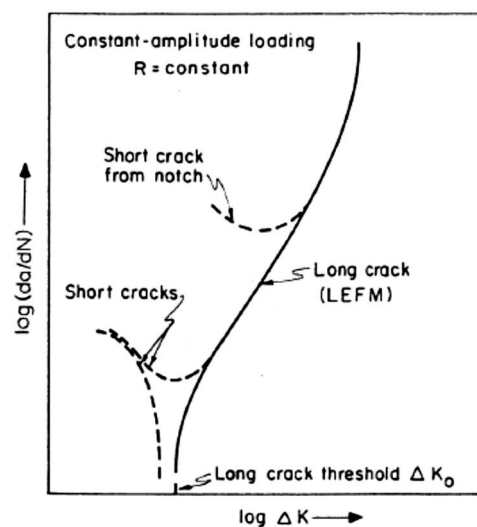


**Fig. II.17.** Représentation schématique de la vitesse de propagation de fissuration en fatigue en fonction du facteur d'intensité de contrainte. Visualisation de 3 domaines : zone à faible vitesse de propagation à gauche, au centre régime intermédiaire (relation de Paris) et à droite haute vitesse de fissuration. [BUT 2012].

La littérature consacre une terminologie particulière pour distinguer les différents types de fissures courtes tels que:

- ☒ les fissures mécaniquement courtes, d'une taille comparable avec la dimension de leur zone plastique.
- ☒ les fissures micro structurellement courtes, avec une taille de l'ordre de la dimension caractéristique de la microstructure (typiquement la taille de grain dans un métal cristallin).
- ☒ les fissures physiquement courtes, de taille de l'ordre de quelques dizaines de grains.

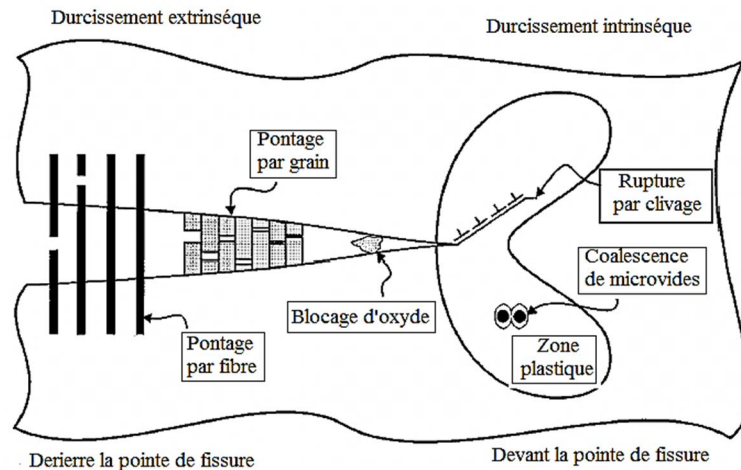
[PRO 2005, SHA 2011]



**Fig. II.18.** Allure caractéristique des courbes de propagation de fissures courtes de fatigue par rapport aux fissures longues. [SHA 2011]

### II.4.3. Mécanismes de propagation de fissures

Deux mécanismes peuvent être présents au cours la propagation des fissures sous chargement cyclique dont le premier est intrinsèque et accélère la propagation des fissures et le deuxième est extrinsèque retardateur de cette propagation : **Figure. II.19.**



**Fig. II.19.** Mécanismes intrinsèques et extrinsèques de propagation de fissure. [GOM 2014]

#### II.4.3.1 Mécanismes intrinsèques

Les mécanismes intrinsèques favorisent la propagation des fissures par l'endommagement de la microstructure des matériaux métalliques et ce en pointe de fissure dans la région fortement sollicitée de cette dernière, la formation des microfissures ou micro-vides ; par l'accumulation des dislocations ou d'une décohésion de l'interface particule-matrice, sont favorisés par le processus impliqué par ce mécanisme. D'après **Franck Armel Tchitembo Goma**, l'avancement de fissures dû à un mode de rupture par fatigue est caractérisé par un mécanisme transgranulaire, favorise la formation des striations ductiles. [GOM 2014]

#### II.4.3.2 Mécanismes extrinsèques

Les mécanismes extrinsèques de fissuration sont à l'opposé de ceux qui sont intrinsèques, ils se produisent en arrière de la pointe de fissure et dépendent de la taille de fissure et de la géométrie du spécimen. Ils se caractérisent soit par un mécanisme de blocage de fissure résultant de la formation des zones inélastiques entourant le sillage de la fissure ou par des mécanismes favorisant un contact physique entre les lèvres des surfaces de rupture.

#### II.4.3.3 Mécanisme de fermeture de fissure.

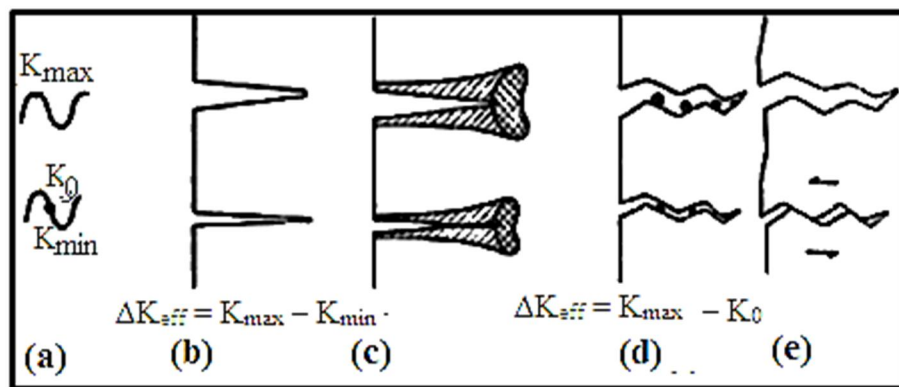
Le phénomène lié à la fermeture de fissure résulte de la propagation de la fissure au sein d'anciennes zones plastifiées. Ce mécanisme de fermeture induite par la plasticité prévaut en réalité dans les domaines des valeurs de  $\Delta K$  élevées, conduit à la réduction de  $\Delta K$  à une valeur dite  $\Delta K_{\text{effective}}$  que la pointe de fissure subit réellement.

$$\begin{aligned} \Delta K_{\text{eff}} &= K_{\text{max}} - K_0 \quad \text{pour } K_{\text{min}} \leq K_0 \\ \Delta K_{\text{eff}} &= K_{\text{max}} - K_{\text{min}} \quad \text{pour } K_0 \leq K_{\text{min}} \end{aligned}$$

Avec  $K_0$ , l'intensité de contrainte nécessaire pour ouvrir la fissure.

Le mécanisme de fermeture induite par la présence d'oxyde s'appuie sur l'observation qu'à l'air, même à température ambiante, un film d'oxyde se développe sur les surfaces rompues. Ce film, bien plus épais que la couche d'oxyde obtenue sur un échantillon poli exposé dans les mêmes conditions d'environnement, présente dans le domaine des vitesses lentes une épaisseur du même ordre de grandeur que le déplacement cyclique des lèvres de la fissure **CTOD** (Crack Tip Opening Displacement) "ouverture en fond de fissure", entraînant ainsi une remise en contact prématurée des parois de la fissure lors de la décharge. Il s'agit donc en réalité d'une non-refermeture provoquée par un effet " Coin ", **Figure. II. 20**.

La dernière source de fermeture est la fermeture induite par la rugosité des surfaces. En effet, en présence d'un déplacement résiduel en mode II au voisinage de la pointe de fissure, la remise en contact des surfaces rompues se produit prématurément du fait du relief de ces surfaces. Il s'agit là encore d'un mécanisme de non-fermeture, mais dont les effets sont équivalents **[GOM 2014]**.



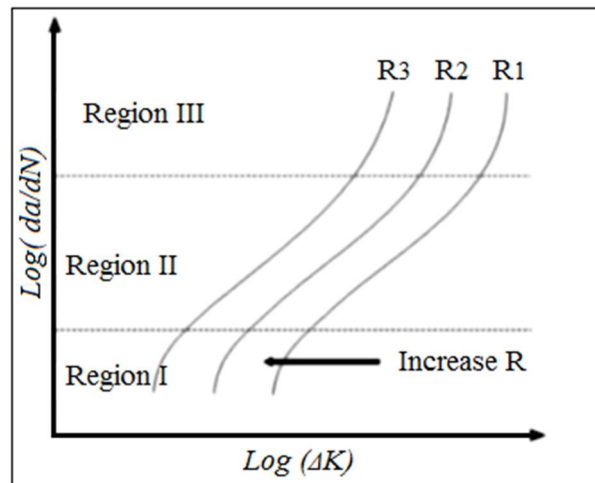
**Fig. II.20.** Mécanismes de fermeture de fissure : a) contrainte cyclique appliquée, b) pointe de fissure, et mécanismes de fermeture de fissure basés sur c) la plasticité, d) la corrosion et e) rugosité des surfaces de rupture. **[GOM 2014]**

## II.5. Facteur gouvernant la propagation des fissures de fatigue

Deux types de paramètres gouvernent la croissance des fissures de fatigue, mécaniques dépendants des conditions de sollicitation et microstructuraux attachés à la matière.

### II.5.1. Influence du rapport de charge (R)

Pour un même  $\Delta K$ , à l'augmentation du rapport de charge  $R = \left(\frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}\right)$ , la vitesse de fissuration croît sans changement de profil sigmoïdale des courbes ( $da/dN$ ,  $\Delta K$ ). Autrement dit, quand un matériau est sollicité à R élevé, sa résistance à la fissuration est plus faible, ceci a un effet bénéfique sur la durée de vie exprimée en fonction de la contrainte maximale. La relation générale de la loi de propagation est du type:  $da / dN = f(R, K, C, m)$ , où R: rapport de charge, K: facteur d'intensité de contrainte, C et m: paramètres dépendent du matériau. **Figure II.21. [GAD 2007, DO 3013]**



**Fig. II.21.** Influence du rapport R sur la vitesse de fissuration. [GAD 2007]

Le tracé des courbes de **Wöhler** est en général effectué en soumettant des éprouvettes à des efforts sinusoïdaux (traction/compression, flexion, torsion...) à contrainte moyenne  $\bar{\sigma}_m$  nulle. La sollicitation sous contrainte moyenne non nulle a montré que la durée de vie de l'éprouvette est modifiée, particulièrement si cette contrainte moyenne est relativement grande par rapport à la contrainte alternée. Une contrainte de traction diminue de façon importante la durée de vie par superposition des efforts, alors que la contrainte de compression (jusqu'à un certain niveau) l'augmente très faiblement.

Cependant, la limite d'endurance  $\bar{\sigma}_D$  est aussi modifiée par la superposition d'une contrainte moyenne non nulle. Plusieurs graphes ont présentés l'ensemble de ces limites d'endurance sous l'appellation diagramme d'endurance : [CAZ 1969]

### II.5.1.1 Diagramme de Haig

Sur ce diagramme, l'amplitude de contrainte  $\bar{\sigma}_a$  est portée en fonction de la contrainte moyenne  $\bar{\sigma}_m$  à laquelle a été réalisé l'essai de fatigue, **Figure 22.2**. Deux points particuliers sont à considérer :

- le point A qui représente la limite d'endurance  $\bar{\sigma}_D$  en sollicitation purement alternée.
- le point B qui représente le comportement limite du matériau pour une contrainte alternée nulle. Ce point correspond donc à la contrainte de rupture du matériau au cours d'un essai statique.

Selon les résultats des essais de fatigue, les limites d'endurance pour diverse  $\bar{\sigma}_m$ , sont ajustées sur la courbe AB. [CAZ 1969].

Différentes représentations de la courbe AB sont possibles **Figure. II. 22. (a)**.

- La droite de GOODMAN :  $\sigma_a = \sigma_D \left(1 - \frac{\sigma_m}{R_m}\right)$ .
- La parabole de GERBER :  $\sigma_a = \sigma_D \left(1 - \frac{\sigma_m}{R_m}\right)^2$ .
- La droite de SÖDERBERG :  $\sigma_a = \sigma_D \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right)$ . [CAZ 1969]

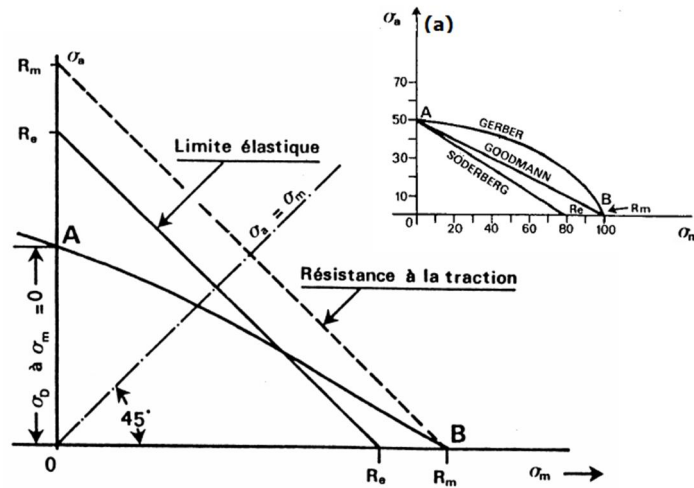


Fig. II. 22. Diagramme de Haig. [CAZ 1969].

II.5.1.2. Diagramme de GOODMAN-SMITH

Les contraintes maximales  $\bar{\sigma}_{max}$  et les contraintes minimales  $\bar{\sigma}_{min}$  sont représentées en fonction de la contrainte moyenne  $\bar{\sigma}_m$ . **Figure. II. 23.**

Un diagramme de Goodman modifié est généralement utilisé pour l'étude de la fatigue polycyclique. Ce diagramme représente une courbe fermée pour une durée de vie "N", dans l'espace  $(\bar{\sigma}_m; \bar{\sigma}_a)$ , et délimite le domaine de rupture du matériau pour un chargement uniaxial, à l'intérieur de ce domaine, la rupture ne se produira pas au bout de N cycles. [CAZ 1969].

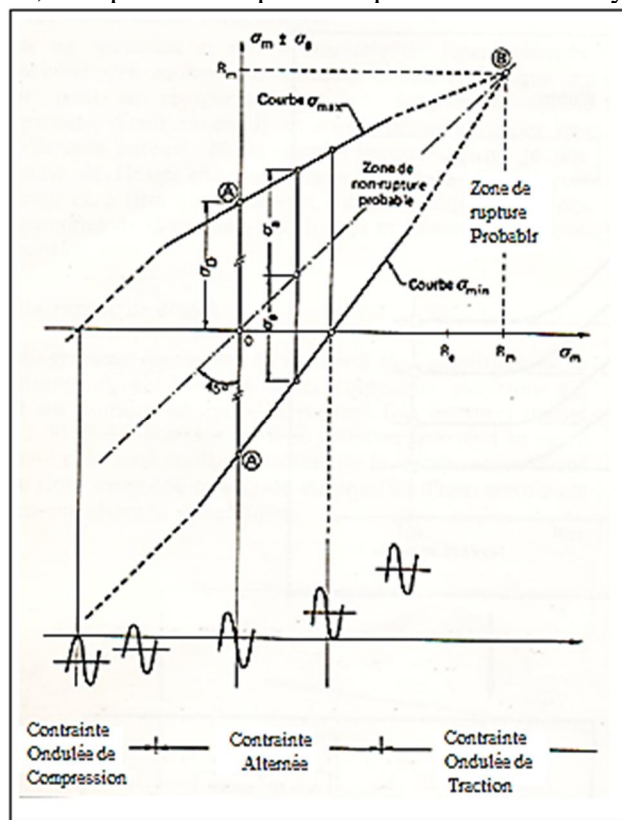
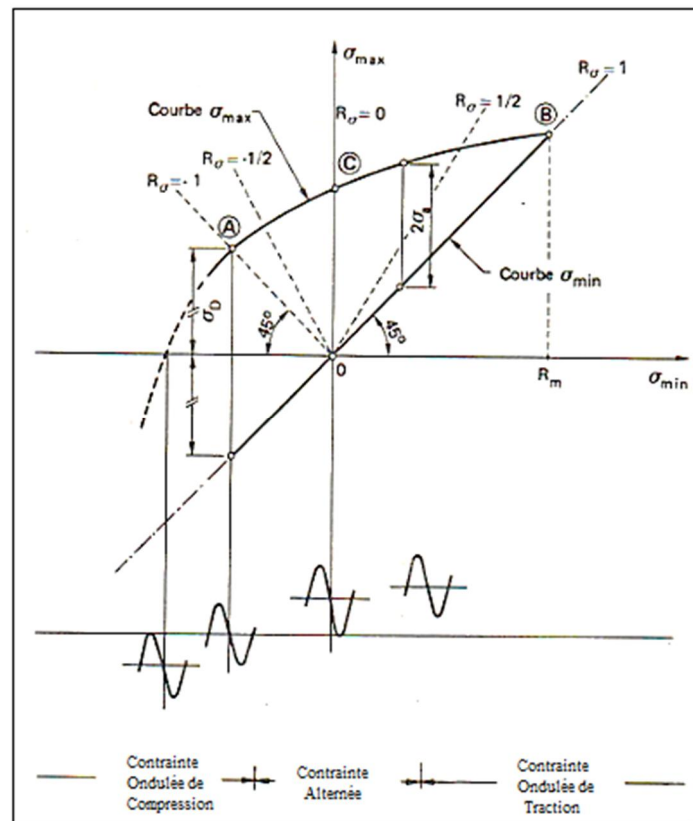


Fig. II.23. Diagramme de Goodman-Smith. [CAZ 1969].



### II.5.1.3. Diagramme de RÖS

La contrainte maximale  $\sigma_{\max}$  est reportée en fonction de la contrainte minimale  $\sigma_{\min}$ . Ce diagramme est principalement employé dans les pays anglo-saxons. **Figure. II. 24.**

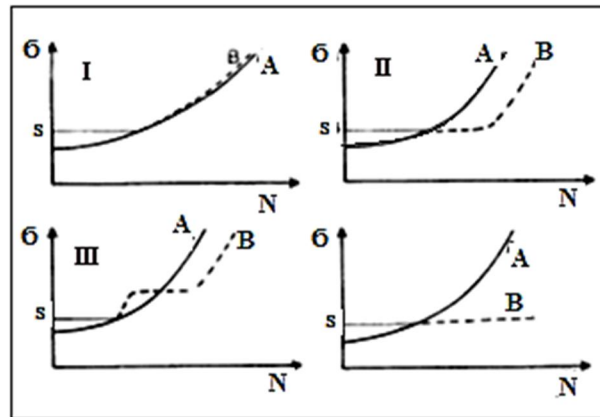


**Fig. II. 24.** Diagramme de Rös. [CAZ 1969].

### II.5.2. Influence de la surcharge

Des accélérations ou des ralentissements significatifs peuvent être observés sur la vitesse de propagation des fissures suite aux chargement des structures par des contraintes à amplitudes variables dans le temps, l'application brusque d'une surcharge au cours d'un essai de propagation de fissure de fatigue sous un chargement d'amplitude constante provoque un retard sur la propagation de fissure, c'est à dire que la fissure s'arrête et ne redémarre qu'après un grand nombre de cycles. Ce phénomène est expliqué par la formation d'une zone plastique importante au moment de la surcharge et de contraintes résiduelles de fermeture importantes. De ce fait, la contrainte d'ouverture augmente beaucoup. De même, si la sous-charge intervient dans ce type de chargement, une accélération de la vitesse de propagation peut être observée. Par conséquent, par son effet bénéfique sur la durée de vie en fatigue, la surcharge peut être considérée comme un moyen de "réparation" lors de l'apparition d'une fissure. Toutes les études s'accordent pour confirmer que le retard est une fonction croissante de l'amplitude de surcharge. **Figure. II. 25.**

L'étude de **Decoopman** a montré que le retard occasionnel après une surcharge peut être expliqué par une combinaison des mécanismes suivants : les contraintes résiduelles à l'intérieur de la zone plastique, la fermeture induite par la plasticité et la déviation du trajet de la fissure. [GAD 2007, DO 2013].



**Fig. II.25.** Différents types du comportement au retard: I: retard perdu, II: retard, III: retard différé et IV: blocage. [GAD 2007]

### II.5.3. Influence des traitements

Le comportement de progression de la fissure des alliages d'aluminium soumis à un traitement thermique dépend principalement du mécanisme dominant de fermeture en plasticité ou la rugosité-induite. Le perfectionnement de la fermeture ou de la rugosité-induite favorise une résistance plus élevée de progression de la fissure pour l'alliage **2017-T4**.

### II.5.4 Influence de microstructure

Il est primordial d'identifier les caractéristiques microstructurales pour la compréhension du comportement en fissuration par fatigue des alliages d'aluminium. Cette identification couvre la présence des discontinuités microscopiques (joint de grains, inclusions, micro-vides, particules de seconde phase, précipités, etc.), la taille, la distribution et la nature des particules secondaires ou précipités ainsi que la structure de grains (la taille, la forme et l'état de recristallisation des grains), ces caractéristiques jouent un rôle assez important lors de la propagation des fissures. Certains de ces paramètres peuvent favoriser la propagation des fissures, alors qu'autres peuvent améliorer la résistance à la propagation de fissures. [DO 2013].

- **Joint de grains**

Les joints de grains sont des obstacles freinant la progression de fissure dans la plupart des structures métalliques. Avant que la fissure continue son parcours, le joint de grain reste stationnaire devant celui-ci et il réoriente sa trajectoire dans un grain voisin préférentiellement orienté. La **Figure. II. 26** illustre le mode de propagation d'une fissure à travers les grains, montrant deux différents stades de propagation ; le stade **I** et le stade **II**. Le stade **I** est caractérisé par une propagation le long des plans cristallographiques privilégiés faisant un angle de  $45^\circ$  par rapport à la direction de chargement; la propagation se fait en mode de cisaillement. Alors que, le stade **II** se caractérise par une propagation en mode d'ouverture suivant une direction perpendiculaire à la direction de chargement. [GOM 2014]

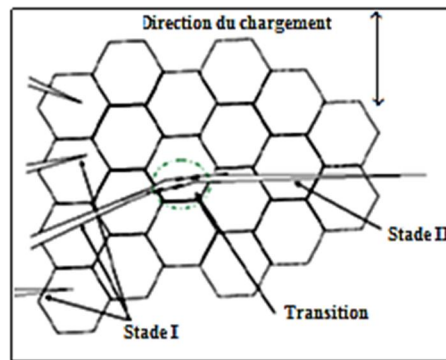


Fig. II.26. Mode de propagation de fissures ; stades I et II. [GOM 2014]

- **précipités et dispersoïdes**

L'effet des particules et des vides sur la progression de la fissure ne pourrait pas être négligé. L'interaction entre la propagation et les particules dépend de la cohérence de ces dernières avec la matrice en aluminium. En cas de l'incohérence, la fissure tend de se déviée vers autres chemins afin d'éviter ces obstacles, ce qui retarde la propagation, et améliore au maximum la tenue en fatigue. Si les particules sont cohérentes avec la matrice, la vitesse de propagation augment, ce qui réduit la tenue en fatigue. On note que les particules de taille microscopique "géante" sont d'effet néfaste sur la tenue en fatigue.

La Confirmation de l'effet et de la nature des précipites, dépendant du type de traitement thermique exercé, sur la tenue en fatigue sous contrainte imposée de l'alliage AA6110, a été présentée sur Fig. II. 27, par P. Juijerm, I. Altenberger, et B. Scholtes. [JUI et al 2006].

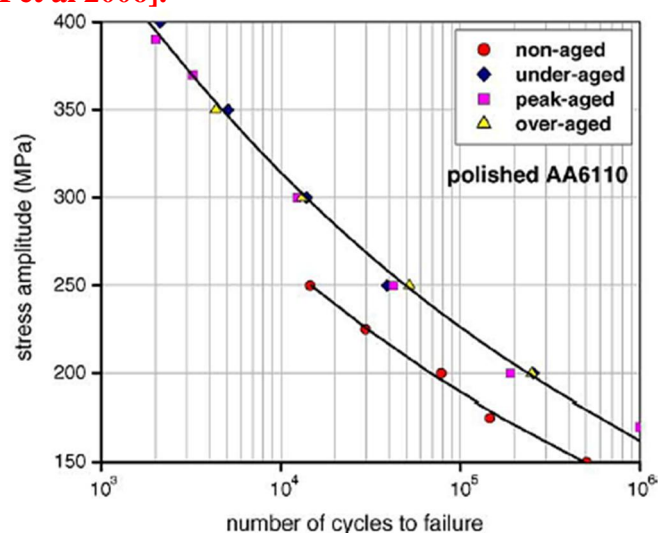


Fig. II.27. Effet de la nature de traitement caractérisé par la taille de particule sur la tenue en fatigue de l'alliage AA6110. [JUI et al 2006]

La comparaison présentée par Adnan N. Abood et al de l'effet du traitement thermiques artificiel et naturel, sur l'alliage 6061, par rapport l'état non traité, sur la tenue en fatigue sous déformation imposée, a confirmé la relation de la taille et nature des précipites, engendrés par le traitement et l'endurance de cet alliage. [ADN et al 2013].

- **Taille de Grain et éléments d'addition**

Généralement les propriétés en traction s'améliorent avec la réduction de la taille de grain. Cependant, les résultats concernant les propriétés de fatigue sont loin d'être unanimes. Il a été montré que la durée de vie était réduite avec la réduction de la taille de grain sous des chargements à amplitudes constantes dans les matériaux à faible énergie de défaut d'empilement, [GOM 2014]. Il est très important de montrer la relation inverse de la taille de grain à la longueur du joint de grain, plus les grains sont gros, plus les joints de grain sont petits, plus grande est la résistance à la fissuration. Cela peut être expliqué par la relation de **Hall- Petch**.

$$R_{p0,2} = \sigma_0 + k / \sqrt{d} \quad d: \text{Taille de grain}$$

La variation de la taille de grain peut être obtenue soit par traitement thermique par la variation de la vitesse de refroidissement, sur les alliages aptes aux traitements thermique ou mécaniquement par certaines opérations spécifiques telles que "SPD, ARB, ECAP,..."

**O Kessler, M Reich** ont confirmée l'effet de la vitesse de refroidissement "sensitivité" sur la taille de grain, et par suite sur les propriétés mécaniques de l'alliage *Al-0.6Mg-0.7Si*. [KES et al 2010]

**Ruslan Z. Valiev et al** ont traités l'effet de la taille de grain réduite par technique SPD "Severe Plastic Déformation" sur le comportement mécanique de l'alliage AA6061. [VAL et al 2009]

Le changement des propriétés mécaniques de l'alliage 6061 sous l'effet du changement microstructurale obtenus par ARB "Accumulative Roll- Bonding" a été confirmé par **S.H. Lee et al**. [LEE et al 2002]

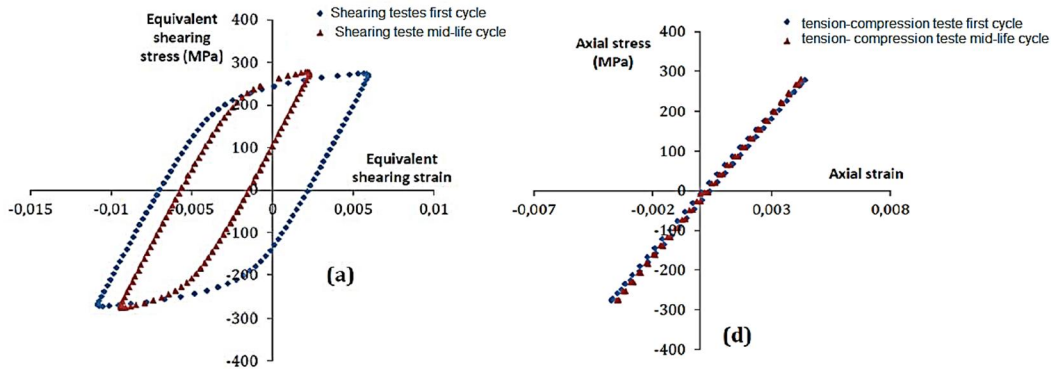
## II.6. Anisotropie des propriétés en fatigue

Plusieurs facteurs sont responsables de l'anisotropie des propriétés en fatigue des alliages d'aluminium. La texture et l'orientation cristallographique, sont probablement les plus importants, mais également la forme de grain, les précipités et les structures de dislocation peuvent influencer ces propriétés. [JIN 2007, RYE 2003]

L'étude approfondie de l'anisotropie d'aluminium et son influence dans le comportement cyclique élastoplastique et dans le comportement en fatigue du matériau, n'est pas encore bien investie. De plus, l'étude de l'influence de la direction du chargement sur l'évolution de la durée de vie en fatigue des alliages d'aluminium mérite d'être approfondie.

D'après le travail d'**A.May et al** réalisé sur des éprouvettes en aluminium 2017, celui-ci présente de l'anisotropie dès le premier cycle de chargement. En effet, des essais réalisés dans les deux directions de chargement "longitudinale et transversale", à déformation imposée, et avec la même machine, montrent qu'à une même déformation maximale (équivalente), les deux boucles présentent deux comportements largement différents en plasticité. Dans le même travail, il a été observé que pour la même direction du chargement (traction-compression), le comportement est similaire, que ce soit en commençant par la traction suivie de la compression ou inversement. Ceci, nous montre que l'anisotropie observée n'est pas un effet de pré-écrouissage dans la direction axiale. [MAY et al 2013]

Selon **Abdelghani May**, même à la suppression du chargement de 277 MPa lors d'un passage de 0 cycle à (mi durée de vie) cycles, pour deux essais de fatigue dont le premier est en traction- compression et le deuxième en torsion, il y a une déformation plastique pour l'essai sous torsion de quatre fois quantitativement parlant, nous pouvons traiter plus que la déformation plastique sous traction- compression, **Fig. II.28**. Ce qui confirme l'anisotropie de comportement élastoplastique lors d'un chargement cyclique du matériau. **[MAY 2014]**



**Fig. II.28.** Evolution de l'amplitude de déformation totale: (a) Essai de fatigue sous traction compression comparaison entre le 1<sup>er</sup> cycle et le 1600<sup>ème</sup> cycle, (b) Essai de torsion comparaison entre le 1<sup>er</sup> cycle et le 1600<sup>ème</sup> cycle. **[MAY 2014]**.

L'influence de l'orientation des spécimens atteste que la texture a un effet significatif sur les vitesses de propagation des fissures. L'observation de la propagation des fissures de fatigue en fonction de l'orientation des spécimens, des plaques laminées de l'alliage **7075** d'aluminium, avait indiqué quelques différences sur les vitesses de propagation de fissure dans les différentes directions. **[GOM 2014]**

## II.7. Modèles décrivant la propagation d'une fissure

Plusieurs modèles ont été proposés pour prédire la durée de vie et la vitesse de fissuration "da/dN" sous différentes conditions:

**II.7.1. Loi de Paris.** Cette loi convient pour les matériaux à comportement élastique, **Erdogan Paris** a proposé d'utiliser la variation du facteur d'intensité de contrainte  $\Delta K$  pour décrire la croissance stable des fissures par fatigue en élasticité linéaire (domaine II). **[COL 2000]**.

$$\frac{da}{dN} = C. (\Delta K)^m$$

Cette démarche empirique est justifiée dans le cas où il n'y a pas de fermeture à la pointe de la fissure. La loi proposée par **Paris** ne décrit pas la totalité de la courbe de propagation; cependant, d'autres lois empiriques ou analytiques ont été proposées pour décrire l'ensemble de la courbe de propagation. **[CAZ 1969, DO 2013]**.

**II.7.2. Loi de Forman.** Pour tenir compte de l'augmentation asymptotique de la vitesse de fissuration quand  $K_{max}$  tend vers  $K_{IC}$ , **Forman** a proposé la relation :

$$\frac{da}{dN} = \frac{[C. (\Delta K)^m]}{(1 - R). (K_{IC} - \Delta K_{max})}$$

Cette loi a été vérifiée sur plusieurs alliages d'aluminium couramment utilisés en aéronautique pour  $da/dN$  supérieure à  $10^{-5}$  mm/cycle et  $m$  de l'ordre de 4. Toutefois, cette loi ne semble pas décrire convenablement le comportement des aciers ou l'effet du rapport ( $R$ ) est généralement moins marqué. On remarque, que dans la relation précédente, le rapport  $da/dN$  tend vers l'infini quand  $K_{max}$  tend vers  $K_{IC}$ . De plus, cette relation ne tient pas compte de l'existence d'un seuil de fissuration. **[DO 2013]**.

**II.7.3. Modèle NASGRO.** L'élaboration du modèle de propagation a pris une grande vitesse afin de tenir compte de plusieurs paramètres et conditions imposés de service ou de laboratoire qui agissent sur la propagation des fissures. Les paramètres qui agissent peuvent être classés en deux catégories à savoir :

- Les paramètres intrinsèques qui dépendent du matériau : module de Young, limite d'élasticité, propriétés cycliques et état métallurgiques du matériau.
- Les paramètres extrinsèques qui dépendent des conditions de l'essai, différemment de la nature du matériau étudié : température, fréquence, environnement, dimensions des éprouvettes, rapport de charge...etc.

L'équation **NASGRO** est écrite sous la forme : **[BAR 1980]**

$$\frac{da}{dN} = C. \left[ \left( \frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \frac{\left[ 1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right]^p}{\left[ 1 - \frac{K_{max}}{K_{crit}} \right]^p}$$

"f" représente la contribution de la fermeture de la fissure. Les paramètres  $C$ ,  $n$ ,  $p$ ,  $q$  sont déterminés expérimentalement,  $\Delta K_{th}$  est l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte seuil pour des charges à amplitudes constantes.  $K_{max}$  et  $K_{crit}$  sont respectivement le facteur d'intensité de contrainte maximale et le facteur d'intensité de contrainte critique

**II.7.4. Lois de Sih.** **Sih** a proposé un remplacement, dans la loi de Paris, l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte  $\Delta K$  par l'amplitude d'intensité d'énergie de déformation minimale ( $\Delta S_{min}$ ), la loi proposée par **Sih** s'écrit donc :

$$\frac{da}{dN} = C. (\Delta S_{min})^m. \text{ [BAR 1980]}$$

## II.8. Les lois d'endommagement

Les lois d'endommagement permettent, par le calcul d'endommagement et son cumule, la détermination de la durée de vie du matériau relative à chaque cycle extrait. La variable d'endommagement "D" est une fonction des caractéristiques d'un cycle de chargement telles que "amplitude de contrainte, contrainte moyenne, contrainte maximale, ...." Pour un chargement cyclique. Suite à une séquence de chargement, l'endommagement cumulé conduit à l'estimation de la durée de vie du matériau en termes de nombre de répétitions de la séquence à l'amorçage d'une fissure macroscopique. Plusieurs lois sont proposées dans ce contexte:

- lois de **Miner**: très répandue suite à sa simplicité, facilite de mise en œuvre en traitement des séquences de chargement à amplitude variable, avec inconvénient de négligence de l'effet de petits cycles d'amplitude inférieure à la limite d'endurance.
- lois de **Lemaitre** et **Chaboche**: remplis partiellement les insuffisances de la loi de **Miner**.

**II.8.1. Loi de Miner et ses dérivés.** Cette loi est sans aucun doute la plus connue et la plus utilisée en bureau d'étude, du fait de sa simplicité. Il s'agit d'une loi de cumul linéaire d'endommagement. Le dommage associé à  $n_i$  cycles ( $n_i < N_{Ri}$ ), pour une sollicitation donnée, est déterminé par la fraction représentant le nombre de cycles  $n_i$  divisé par le nombre de cycles à rupture  $N_{Ri}$  associé au niveau de contrainte de la sollicitation, soit :

$$D_i = \frac{n_i}{N_{Ri}}$$

Cette règle propose ensuite que le cumul de l'endommagement, associé à plusieurs niveaux de contrainte, soit donné par l'addition linéaire des dommages élémentaires :

$$D = \sum_i D_i \quad \text{où la rupture se produit lorsque } D \text{ vaut } 1. \text{ [ALM 2005]}$$

**II.8.2. Loi de Lemaitre- Chaboche.** Suite aux problèmes présentés par la loi d'endommagement linéaire qui sont:

1. la somme des dommages est inférieure à l'unité dans le sens des séquences décroissantes.
2. la somme des dommages est supérieure à l'unité dans le sens des séquences croissantes.

Une loi a été proposée par **Lemaitre** et **Chaboche** et repose sur l'évolution non linéaire du paramètre d'endommagement en fonction du nombre de cycles, ainsi que sa dépendance vis-à-vis du niveau de chargement. Elle prend encore en compte l'effet de petits cycles, dont l'amplitude est inférieure à la limite d'endurance du matériau.

Cette loi est initialement dédiée aux chargements uniaxiaux aléatoires mais son utilisation a été étendue au cas de chargements multiaxiaux. Cette loi s'énonce suivant une relation différentielle entre l'accroissement du dommage  $D_d$  et le nombre  $dN$  de cycles identiques (d'amplitude  $\sigma_{ai}$ , de moyenne  $\sigma_{mi}$ ), comme l'exprime l'équation:

$$dD = [1 - (1 - D)^{\beta+1}]^{\alpha} \left[ \frac{\sigma_{ai}}{M_0(1 - b\sigma_{mi})(1 - D)} \right]^{\beta} \cdot dN$$

Ou 
$$\alpha = \alpha \left( \frac{\sigma_{ai} - \sigma_A(\sigma_{mi})}{R_m - \sigma_{ai} - \sigma_{mi}} \right) \quad \text{et} \quad \sigma_A(\sigma_{mi}) = \sigma_D(1 - b\sigma_{mi})$$

Avec  $\sigma_A$  ( $\sigma_m$ ) est l'amplitude du cycle d'endurance de contrainte moyenne  $\sigma_m$ , et  $\alpha$  peut prendre deux valeurs selon que le cycle est d'amplitude supérieure ou inférieure à  $\sigma_A(\sigma_{mi})$  :

- cas d'un grand cycle :  $\sigma_{ai} > \sigma_A(\sigma_{mi})$ , la valeur de  $\alpha$  est donnée par l'équation précédente.
- cas d'un petit cycle :  $\sigma_{ai} \leq \sigma_A(\sigma_{mi})$ , la valeur de  $\alpha$  vaut 1.

$\beta$ ,  $a$  et  $M_0$  sont des coefficients propres au matériau.  $R_m$  est la résistance maximale à la traction du matériau.  $\sigma_D$  est la limite d'endurance du matériau (en traction alternée symétrique).  $b$  est un coefficient du matériau représentant l'influence de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue.

L'intérêt relevé de cette loi tient à sa traduction de l'effet de séquence (ordre d'apparition des cycles), sa prise en compte systématique de l'influence de tous les cycles appliqués, y compris les petits cycles dès que le dommage est initié et enfin son évolution non linéaire du dommage, qui traduit mieux certaines observations faites en métallurgie. [JAB 2006].

### II.9. Aspect probabiliste de la courbe S-N

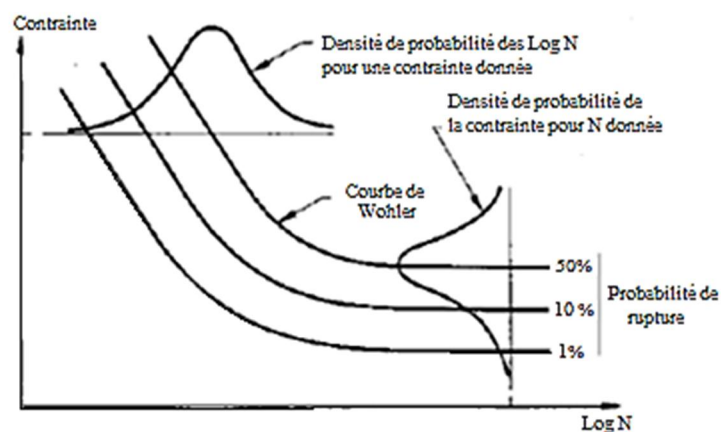
La fatigue est un phénomène probabiliste soumis aux conditions statistiques. L'expérience montre qu'il peut y avoir une dispersion importante dans l'obtention de la courbe S-N d'un matériau, en particulier lors des grandes durées de vie.

Pour un niveau de contrainte donné, le rapport entre la valeur  $N_{\max}$  maximale et la valeur  $N_{\min}$  minimale du nombre de cycles à la rupture peut dépasser 10. La dispersion des résultats peut être causée par plusieurs paramètres "hétérogénéité des matériaux, défauts superficiels, tolérances d'usinage et surtout à des facteurs métallurgiques". Il est défini une courbe associée à chaque niveau de probabilité de ruine ; celle qui est classiquement représentée est à un niveau de 50% de probabilité.

Dans ce concept, la courbe S-N ne représente plus que la frontière séparant le domaine où la rupture est la moins probable (à gauche de la courbe) du domaine où la rupture est la plus probable (à droite).

Les courbes d'équiprobabilité, en anglais courbes **P.S-N. (Probabilistics, Stresses-Number of cycles)** sont construites par association de chaque sollicitation ou nombre de cycles à rupture une probabilité  $p$ . Par suite la représentation S-N est faite par une courbe médiane à 50 % **Figure. II.29**. La courbe de **Wöhler** étant alors la courbe médiane à 50 %. Il est couramment admis, et vérifié pratiquement par :

- 1) la distribution de l'effort suit presque toujours une loi normale pour un nombre de cycles donné sur l'étendue des deux domaines d'endurance limitée et illimitée.
- 2) la distribution du logarithme des nombres de cycles ( $\log N$ ) suit une loi normale pour un effort donné dans le domaine d'endurance limitée.



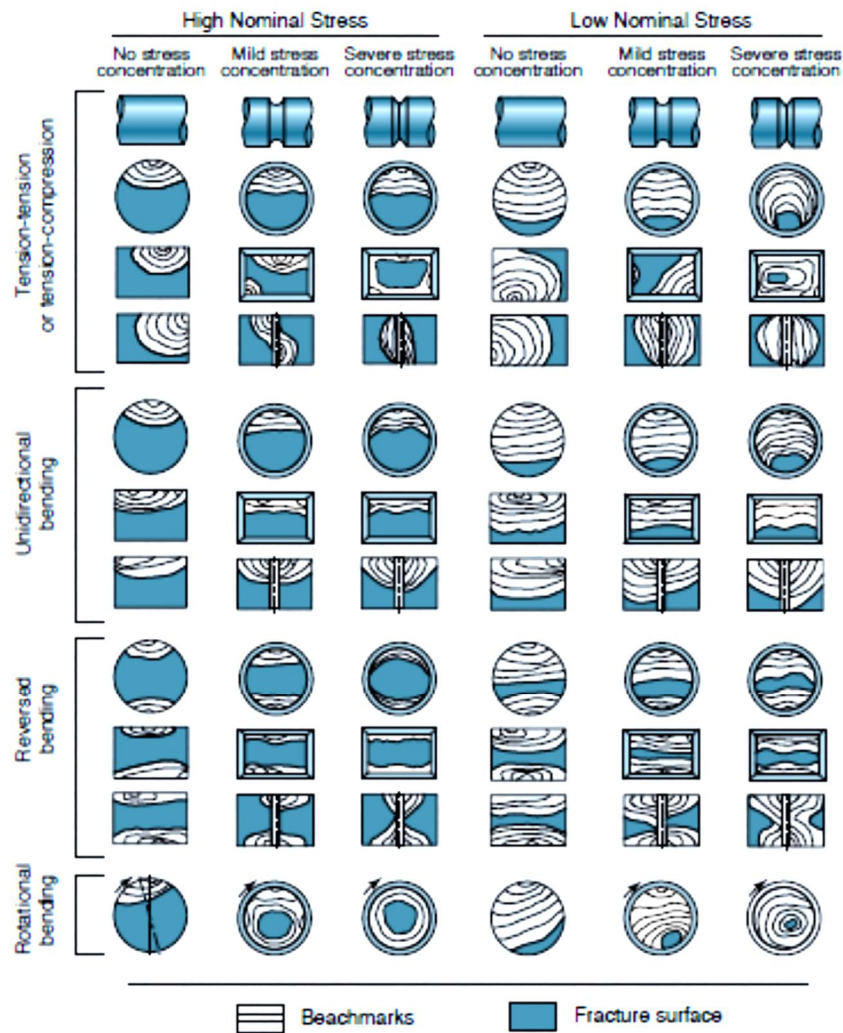
**Fig. II.29.** Courbe S-N probabilisée. [CAZ 1969].

### II.10. Phase d'endommagement intense et rupture brutale

La multiplication des microfissures est proportionnelle au nombre de cycles de la sollicitation, en se rapprochant de la rupture, ces microfissures deviennent plus longues, plus faciles à détecter mais moins striées. La possibilité d'avoir une propagation rapide de ces microfissures accompagnée d'une plastification de toute la zone qui entoure la pointe de la fissure, est très forte. Ce phénomène conduit de plus en plus à la diminution de la surface active de la pièce jusqu'à la rupture brutale de cette dernière. **Figure. II.30.** [BLA 2012].

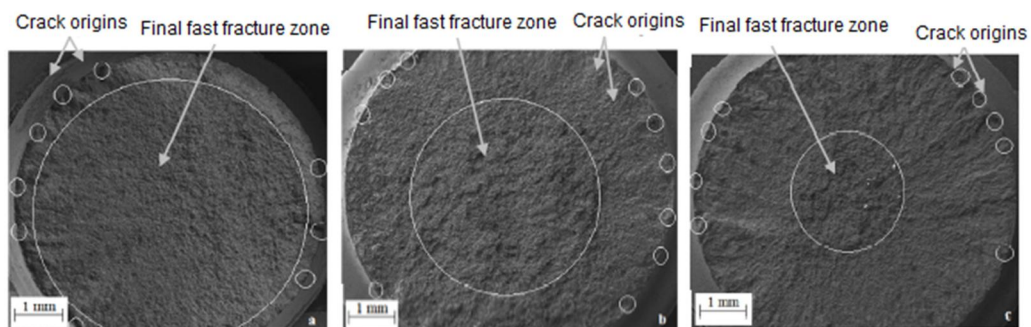


Sous anisotropie, la fatigue des alliages d'aluminium, dépendant de la texture, de la microstructure, l'état de contrainte, la forme, le mode de sollicitation,..., la zone de rupture brutale d'un facies peut se changer de position, de surface, d'orientation et de morphologie.



**Fig. II.30.** Facies de ruptures typiques obtenus sur des éprouvettes de laboratoire sollicitées en fatigue sous différents modes de chargement.

ADNAN et al ont présentés la différence entre les facies de rupture pour un alliage d'aluminium 6061 sur lesquels on peut remarquer l'effet de la nature du traitement sur la position et la surface de la zone de rupture brutale. **Figure. II.31.** [ADN et al 2013]



**Fig. II.31.** Facies de ruptures selon l'état du traitement, T6, T4, O. [ADN et al 2013]

## II.11. Superposition de la Corrosion à la sollicitation en fatigue des alliages d'aluminium

### Préliminaire : corrosion des alliages d'aluminium

Nous avons parlé au premier chapitre sur la corrosion des alliages d'aluminium qui peut être: corrosion généralisée, par piqûres, corrosion intergranulaire, corrosion galvanique et corrosion feuilletant. Les alliages d'aluminium résistent bien le phénomène de corrosion par la formation d'un film d'oxyde, se crée naturellement par une réaction entre le métal et l'oxygène, de type  $4Al + 3O_2 \rightarrow 2Al_2O_3$ . Ce film a une épaisseur de quelques nm et protège le matériau de la corrosion généralisée et des autres types de corrosion.

La fatigue sous corrosion est définie comme mécanisme de défaillance de matériaux, il dépend de l'action combinée des efforts cycliques répétés et d'un environnement chimiquement réactif. Tous les dommages dus à la fatigue par corrosion sont habituellement plus grands que les dommages des composants sous action mécaniques ou chimiques si chacun agissait indépendamment de l'autre. [SHR 2000].

#### II.11.1 corrosion avant la sollicitation de fatigue

Selon la famille de l'alliage, le film formé peut être fragilisé au niveau de précipités intermétalliques ou d'inclusions, ce qui facilite l'accès des espèces agressives. Ces précipités peuvent également avoir un potentiel différent du matériau, et accélérer l'attaque du film par corrosion galvanique. Une fois le film rompu, des cavités appelées piqûres peuvent apparaître et forment des sites privilégiés d'apparition de fissures de fatigue et peuvent donc fortement diminuer la phase d'amorçage de défauts mécaniques.

L'un des types de corrosion responsable de la formation des sites préférentiels d'amorçage est la corrosion intergranulaire basée sur l'attaque par l'environnement qui se concentre sur les joints de grain d'un matériau par la formation d'une zone anodique par rapport à l'intérieur des grains.

Selon la noblesse des précipités formées aux joints de grain, deux types de sites peuvent être présent :

- Si le ou les précipités se formant aux joints de grains sont constitués d'éléments plus nobles que le matériau de base, alors, entre ces précipités et une zone environnante appauvrie de ces éléments, une différence de potentiel va se créer. Cette zone appauvrie, moins noble que les précipités et l'intérieur des grains, constituera l'anode, lieu de la dissolution anodique. C'est l'attaque de type I.
- Si le précipité est moins noble, il constituera l'anode et sera dissout, tandis que la zone adjacente sera la cathode. C'est l'attaque de type II. **Figure. II.32.** [MEN 2008].

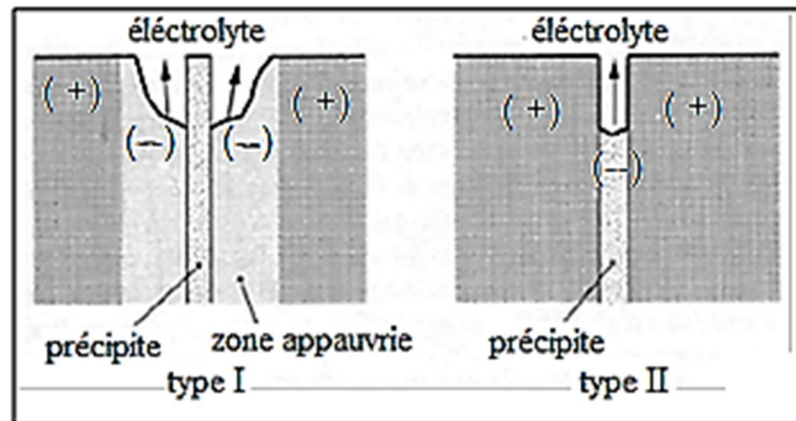


Fig. II.32. Types de corrosion intergranulaire. [MEN 2008]

### II.11.2. Phénoménologie de la corrosion sous contrainte

La corrosion sous contrainte résulte de l'action simultanée d'un environnement chimique agressif et de sollicitations mécaniques constantes ou lentement variables. La courbe de la **Figure. II.33** schématise la propagation de fissures de corrosion sous contrainte pour les matériaux métalliques, elle est caractérisée par quatre domaines distingués:

- Si la valeur du facteur d'intensité de contrainte  $K$  en pointe de fissure est inférieure à une valeur seuil appelée  $K_{IC}$ , la propagation de la fissure ne se produit pas, ou est tellement lente qu'on considère arbitrairement qu'il n'y a pas de propagation.
- Au-delà de cette valeur seuil, la vitesse de propagation augmente très rapidement avec  $K$  (**phase I**). Apparaît ensuite un plateau (**phase II**), où la vitesse de fissuration est constante et indépendante de la valeur de  $K$ .
- Au-delà d'une certaine valeur de  $K$ , la propagation devient instable et accélère fortement lorsque le facteur d'intensité de contrainte augmente (**phase III**).
- Lorsque la valeur de  $K$  atteint la valeur critique à rupture de la structure ou de l'éprouvette, il y a rupture catastrophique. [MEN 2008].

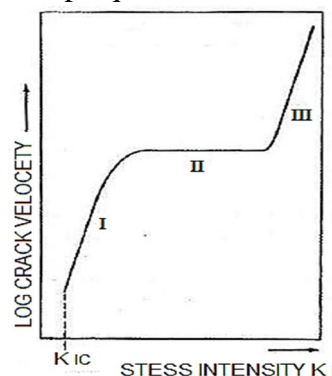


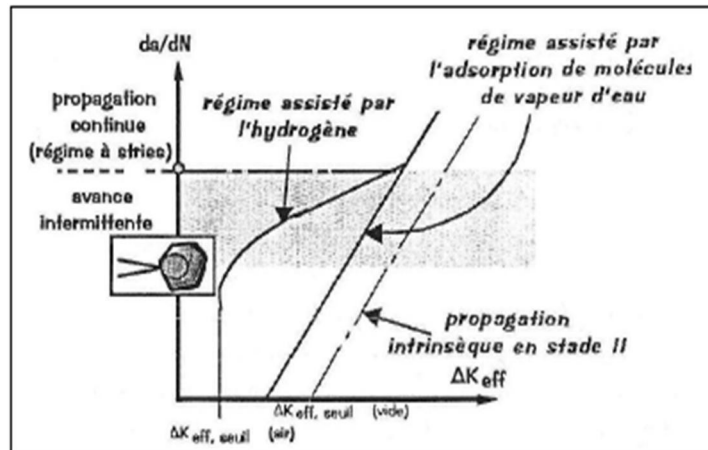
Fig. II.33. Schématisation de la propagation en corrosion sous contrainte. [MEN 2008]

### II.11.3. Phénoménologie de l'influence de l'environnement sur la propagation

#### II.11.3.1 Fissuration en milieu gazeux

La vapeur d'eau a un effet néfaste sur la fissuration par fatigue des alliages d'aluminium. Son effet devient plus important sur les fissures de faible facteur d'intensité de contrainte. La phase propagation est accélérée par interaction de la microstructure et ce milieu, cette

accélération peut influencer même le mécanisme de rupture, elle est due à la fragilisation par hydrogène. **Figure. II. 34.**

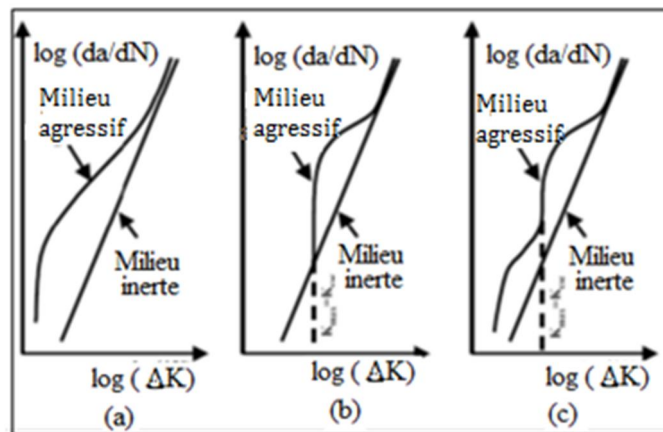


**Fig. II.34.** Influence d'un environnement gazeux sur la propagation de fissures.

### II.11.3.2. Fissuration en milieu aqueux

Deux effets peuvent traduire l'influence de la corrosion aqueuse sur la propagation de fissure sous fatigue –corrosion: **Figure. II.35.**

- Le premier est l'action des espèces agressives contenues dans la solution sur l'endommagement généré par la déformation cyclique en pointe de fissure, menant à une translation de la courbe  $da/dN-\Delta K$  vers des vitesses plus élevées (**Figure. II.35 a**).
- Le deuxième effet est la superposition d'un dommage de type corrosion sous contrainte au dommage de fatigue, qui se traduit par un plateau de la courbe  $da/dN-\Delta K$  lorsque  $K_{max}$  atteint  $K_{IC}$  (**Figure. II. 35 b**). Il est courant que les deux effets agissent simultanément pour donner naissance au comportement irrégulier de la **Figure. II.35 c**.



**Fig. II.35.** Schématisation de l'influence de l'environnement sur la propagation de fissures.

[MEN 2008].

Selon Y. Prawoto et al, l'aluminium de la série 6000 présente une vitesse de propagation pour fatigue - corrosion sous contrainte par l'hydroxyde de Sodium, supérieure à celle présentée par l'acier, alors que la propagation des fissures pour les deux matériaux est fortement influencé par la température. [PRA et al 2012],

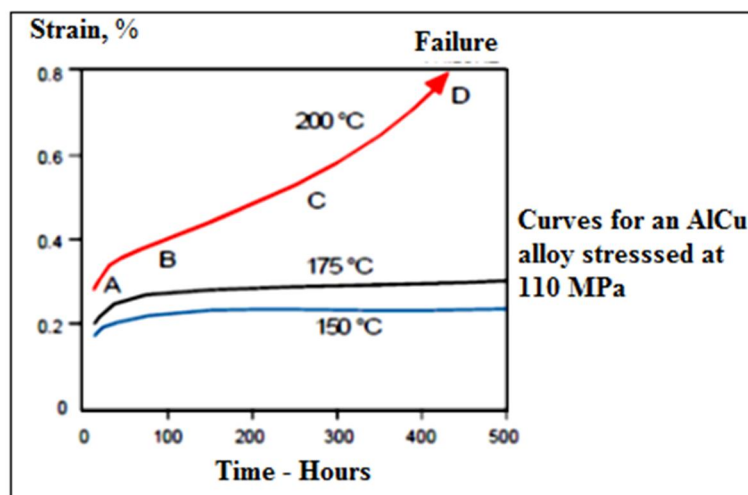
## II.12. Superposition du fluage à la sollicitation en fatigue des alliages d'aluminium

### II.12.1. Endommagement par fluage

Au-delà d'un certain domaine de température, généralement supérieur à la moitié de la température de fusion, on remarque que, sous une contrainte constante (souvent inférieure à la limite d'élasticité), un métal peut se déformer progressivement et même se rompre au bout d'un temps plus ou moins long (de quelques heures à plusieurs dizaines de milliers d'heures). Cette évolution, qui perturbe la mesure de la limite d'élasticité, est la conséquence d'un autre processus de déformation plastique à chaud : le « fluage ». Ce phénomène est d'autant plus rapide que la température est élevée et la charge est grande. Il est due au fait que l'élévation de température :

- libère tous les systèmes de glissement des cristaux tout en accélérant les mouvements des dislocations;
- permet que des glissements se développent aux joints des grains. [COB et al 1994].

La résistance au fluage des métaux réduit à mesure que la température de fonctionnement augmente, encore le comportement de l'aluminium est identique aux autres métaux. La température de fonctionnement, le temps et à la quantité de déformation sont des facteurs qui peuvent influencer la résistance au fluage. La **figure. II. 36** montre ces rapports pour un alliage d'Al-Cu.



**Fig. II.36.** Courbe de fluage de l'alliage Al-Cu sollicité à 110 MPa. [COB et al 1994].

### II.12.2. Interactions fatigue-fluage

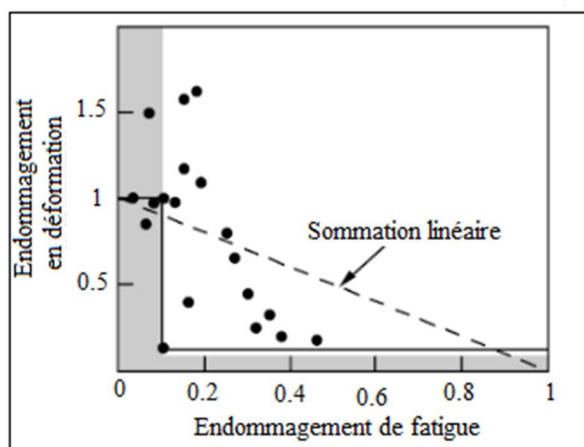
L'endommagement de fluage, se traduisant par une détérioration progressive des joints de grain sous haute température, ce qui modifie les propriétés mécaniques des matériaux et facilite la naissance, puis la propagation, des fissures de fatigue. Réciproquement, l'écroutissage cyclique, qui intervient au cours de la fatigue, modifie les conditions d'apparition des endommagements de fluage. Lorsque les fissures de fatigue se propagent, les zones plastiques cycliques en tête de fissure sont le siège d'endommagements de fluage accrus. Il y a donc des interactions entre fatigue et fluage avec des effets de synergie.

L'endommagement de fluage peut être caractérisé par un paramètre analogue au paramètre de **Miner** pour l'endommagement par fatigue. Ce paramètre n'est autre que le rapport du nombre de cycles à un niveau d'amplitude de sollicitation donné à la durée de vie à ce même niveau. En fluage, le paramètre correspondant, bien entendu sera le rapport du temps

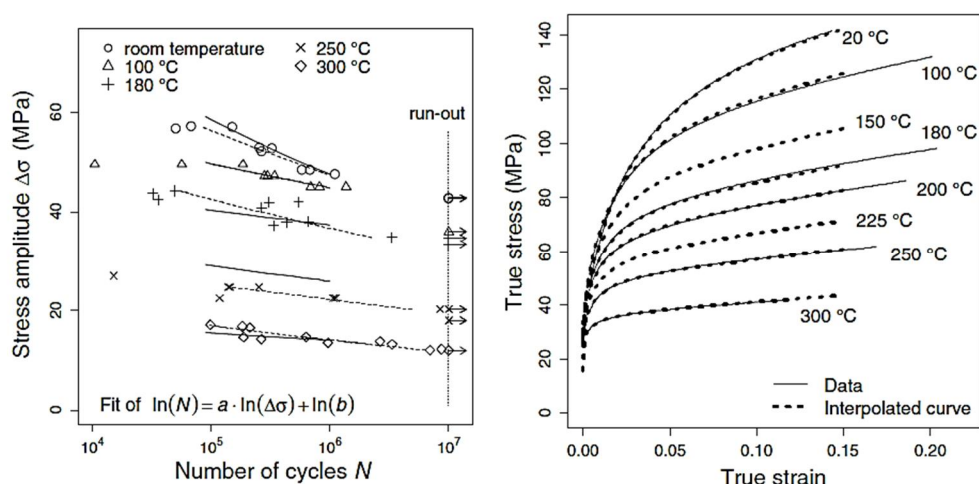
écoulé à un niveau de sollicitation donné à la durée de vie à ce même niveau, ou encore de la déformation subie à la déformation à la rupture. Les codes de construction utilisent la première définition du paramètre d'endommagement en fluage. Pourtant, il semblerait que la seconde définition, celle faisant intervenir la déformation, procure des résultats moins dispersés. Son inconvénient est qu'elle nécessite l'évaluation de la relaxation à chaque maintien. La **figure. II.37** montre des résultats de cumuls d'endommagements par fatigue et par fluage. On observe qu'un faible endommagement par fluage réduit considérablement la durée de vie en fatigue. **[FRA 2004]**.

**Sören Kahl et al** ont prouvé les fortes corrélations entre les propriétés statiques de traction, dynamiques de fatigue, sous haute température, pour les deux chargements sous fluage, **Figure. II.38**. **[SOR et al 2003]**

Le paramètre d'endommagement de fluage est le rapport de la déformation cumulée au cours des maintiens à la déformation à la rupture. **[FRA 2004]**.



**Fig. II.37.** Cumul des endommagements de fatigue et de fluage.



**Fig. II.38.** L'effet de la température sur les caractéristiques dynamiques 'gauche' et statiques 'droite' de l'alliage AA3003. **[SOR et al 2003]**

## II.13. Endommagement en fretting-fatigue

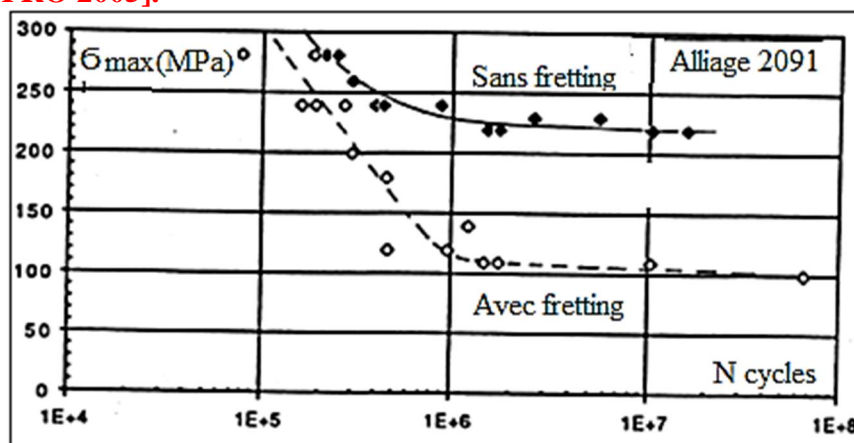
### II.13.1. Généralités sur le fretting

Le terme "fretting" est employé lorsque deux surfaces en contact sont soumises à des micro-déplacements alternés. Ce type de sollicitation mécanique est à l'origine de nombreuses avaries, de pertes de fonctionnalité et, dans le cas extrême, de ruptures catastrophiques. Suivant les conditions, il peut y avoir endommagement des surfaces par formation de piqûres de corrosion, de débris ou de fissures. Il est caractérisé par sa complexité car, d'une part, le contact réel entre deux corps est complexe et d'autre part il évolue au cours de l'essai. Par ailleurs, il existe une assez grande interactivité entre les différents paramètres tels que la dimension des éprouvettes, la rugosité des surfaces, les conditions environnementales.

### II.13.2. Interaction fretting- fatigue

L'addition d'une contrainte de fatigue au fretting peut entraîner une forte réduction de résistance à la fissuration et de durée de vie du matériau. En effet, une des spécificités de ce type de sollicitation par rapport au fretting simple est que l'application de l'effort de fatigue entraîne une propagation des fissures jusqu'à rupture de l'échantillon. Le vocabulaire habituellement utilisé pour la fatigue est à nouveau applicable : durée de vie, courbe de Wöhler. Cependant les mécanismes fondamentaux mis en jeu tout au long de la fissuration en fretting-fatigue sont encore assez mal connus car la durée de vie totale de l'échantillon constitue souvent la seule information disponible.

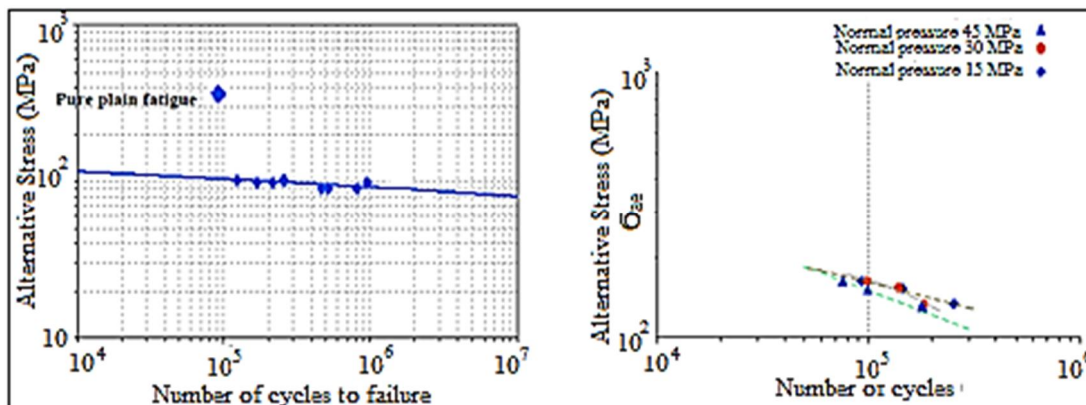
Le fretting est considéré comme dégradation critique dans les secteurs industriels tels que l'aéronautique, le nucléaire ou le transport ferroviaire. On le rencontre au niveau des rivets sur les ailes d'avion, au niveau du contact entre aube et rotor dans les turbopropulseurs ou encore dans les liaisons entre roues et axes de transmission sur les trains ; il peut également être la cause d'une importante réduction de la résistance en fatigue de ces structures. Cette diminution significative représentée sur la **figure. II.39** est appelé facteur d'abattement. **[DEL 2011, PRO 2005].**



**Fig. II.39.** Impact du fretting sur la réponse en fatigue pour l'alliage 2091 (1,9Li-2,1Cu) ( $\sigma_{\max}$  correspond à la contrainte maximale en traction), les conditions sont les suivantes :  $R=0.1$ ,  $f=100$  Hz, pression maximum de 30 MPa. **[DEL 2011].**

**S. Eslamian et al** ont confirmés l'effet néfaste du fretting sur le comportement en fatigue de l'alliage AA5083, par la réduction de la limite d'endurance suite à l'augmentation de

l'amplitude de la pression au cours de la sollicitation de fatigue. **Figure. II.40.** [ESL et al 2011]

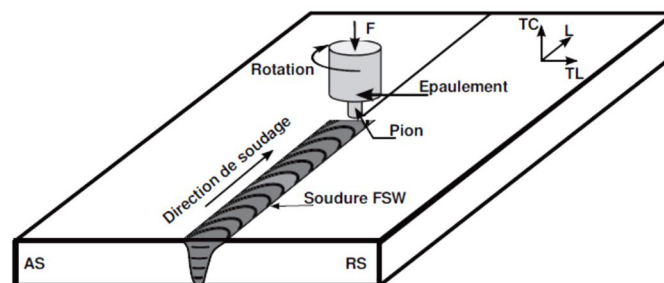


**Fig. II.40.** Le comportement en fatigue et en fretting –fatigue de l'alliage AA5083H321. [ESL et al 2011]

## II.14. Endommagement par fatigue des assemblages soudés

### II.14.1. Justification de soudage

L'allègement des structures constitue aujourd'hui l'un des enjeux principaux de l'industrie. Les alliages d'aluminium présentent une instabilité avec les procédés de soudage traditionnels (MIG, TIG ...), mais Le soudage par FSW " Friction Stir Welding " dite soudage par friction malaxage, est particulièrement intéressant pour l'assemblage des alliages d'aluminium utilisés dans l'industrie aéronautique. Le remplacement des rivets par des soudures FSW, sur les voilures permettrait de gagner jusqu'à 20% de la masse totale de la voilure. Le principe de ce procédé consiste à brider solidement les deux pièces à souder en contact. Puis, l'outil constitué principalement d'un épaulement et d'un pion en rotation (400 à 1200 tours/min) pénètre dans la matière. Le frottement du pion sur les pièces provoque un échauffement qui entraîne un ramollissement de la matière. Cela permet d'insérer le pion à l'interface entre les pièces à assembler jusqu'à amener l'épaulement au contact de ces dernières **Figure. II.41.** L'outil se déplace le long du joint à souder à des vitesses de l'ordre de 100 à 1000 mm/min.



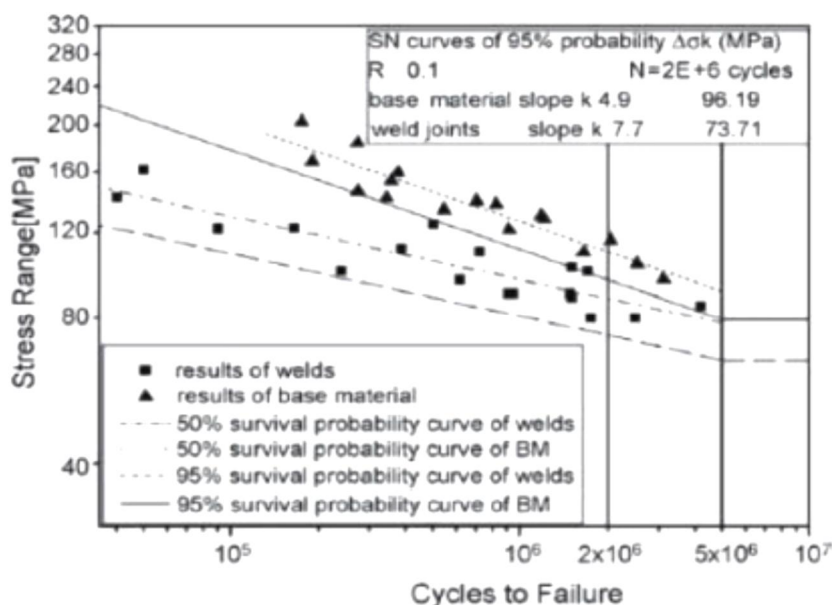
**Fig. II.41.** Paramètres du procédé de soudage mécanique par FSW.

### II.14.2. Durée de vie des joints soudés par FSW

Il est à noter que les hétérogénéités de microstructure le long et à travers les soudures rendent complexe l'identification des comportements locaux dans chaque zone. Mais une



comparaison présentée par **Y. DEMMOUCHE** entre des courbes (S-N) caractéristiques des joints soudés par **FSW** et de celles du matériau de base montre que la tenue en fatigue des joints soudés est nettement inférieure à celle du matériau de base à l'exception de quelques points dans le domaine des grandes durées de vie **figure. II.42. [DEM 2012]**



**Fig. II.42.** Comparaison des courbes S-N des joints soudés par **FSW** en alliage d'aluminium 2024-T4 avec celle du matériau de base. **[DEM 2012].**

CHAPITRE. III

MATERIAUX ET  
TECHNIQUES EXPERIMENTALES

### III.1. Matériaux étudiés

Dans le cadre de ce travail, trois alliages à base d'aluminium du système Al-Mg-Si (série **6xxx**), aptes au durcissement structural, le premier sous forme de barreaux industriels de diamètre 25 mm, le deuxième est sous forme de barre rectangulaire, alors que le troisième est sous forme du rond de diamètre 16 mm, ont fait l'objet de notre étude.

La désignation du premier alliage selon **PN-EN standard 573-3** est **AA6005**, dont la composition chimique, fait par spectroscopie, est indiquée dans le **tableau III-1**, avec un rapport (Mg-Si=1.69). Les conditions de la production de l'alliage étaient comme suit : un lingot était premièrement réchauffé à 500°C puis soumis au procédé d'extrusion des profils avec la section ronde de diamètre 25 mm. La température de l'extinction de profil de la presse était environ le °C 550, le refroidissement du côté de sortie de la presse n'était pas appliqué. Vue la présence du manganèse, l'alliage **AA6005** possède des meilleure formabilité et ductilité à chaud, car une petite addition de manganèse accélère de manière significative le processus d'homogénéisation.

L'alliage **6005A** est employé pour différentes applications structurales et architecturales, telles que : les équipements de transport, l'industrie des véhicules à moteur, industrie aéronautique, électrique. L'alliage 6005A peut être employé pour produire toutes formes de pièces d'extrusion standard "pleines et creuses". **[COL 2000]**

**Tableau III-1.** Compositions chimiques du premier alliage étudié **AA6005** (% en poids).

Al	Mg	Si	Mn	Ni	Fe	Cu	Cr	Zn	Sn	Ti	Na
98,561	0,690	0,408	0,109	0,002	0,199	0,004	0,001	0,01	0,001	0,01	0,001

La deuxième investigation a été effectuée sur un alliage d'aluminium laminé à chaud d'une barre rectangulaire **AA6082**. L'alliage a été obtenu de l'algérienne de l'aluminium « **ALGAL+** », avec une section transversale rectangulaire de dimensions (210× 80 millimètre). Les conditions de production de l'alliage étaient comme suite: un plat a été initialement chauffé jusqu'à 500°C pendant quatre heures et directement soumis au procédé de laminage avec un taux de laminage de 33% en épaisseur, pour obtenir le profil rectangulaire avec des dimensions mentionnées ci-dessus, puis la barre était refroidie en l'air libre. La composition chimique de l'alliage a été déterminée par analyse spectroscopique, désignée selon l'**ASTM-6082** standard et indiquée dans le **tableau III-2**.

Aluminium 6082 avec le magnésium, le silicium et le cuivre en tant qu'éléments d'alliage, et Le manganèse comme élément de modification de microstructure, est un alliage de corroyage développé particulièrement pour les applications liées aux constructions légères. C'est un alliage de propriétés mécaniques favorables, bonne résistance à la corrosion et bonne finition extérieure, forme complexe couplée la bonne résistance, soudabilité et formabilité. Il a une bonne aptitude au pressage, une bonne résistance mécanique, dans l'ordre de 320 MPa à état **T6** **[VAR 2004]**. L'addition des éléments d'alliage tels que le Cuivre et le magnésium améliore les propriétés mécaniques et rend l'alliage sensible au traitement thermique. La présence du silicium et du cuivre réduit l'expansion thermique, alors que le magnésium l'augmente. **[CHA 2013, RAN 2012]**

**Tableau III-2.** Composition chimique du deuxième alliage étudié AA 6082 (% en poids)

Al	Mg	Si	Mn	Fe	Cu	Cr	Zn
BAL	0.83	0.63	0.38	0,21	0.12	0.003	0.03

La troisième investigation, présentée dans ce mémoire, s'inscrit dans le cadre d'amélioration des propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium à durcissement structural dont les propriétés mécaniques sont étroitement liées à l'état de précipitation dans le matériau, cet alliage est désigné selon **l'ASTM-6061** standard, l'alliage, développé spécialement pour l'industrie automobile, est traité à l'état T6, puis sollicité à l'application d'une série de travail de compression mécanique "Cold Working (CW)". Ce travail de compression, s'applique sur des barreaux d'extrusion de diamètre de 16 mm, en plusieurs passes, produit un taux d'écroutissage de 3.5, 10,18.8 et 28 % sur la section initiale du barreau, la composition chimique de notre alliage est donnée au **tableau III-3**.

**Tableau III-3.** Composition chimique du deuxième alliage étudié AA 6061 (% en poids)

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Zn	Cr	Ni	Sn	Na
BAL	0,589	0,167	0,25	0,030	0,823	0,008	0,008	0,06	0,004	0,001	0,001

### III.2. Traitements thermiques appliqués à l'alliage AA6005

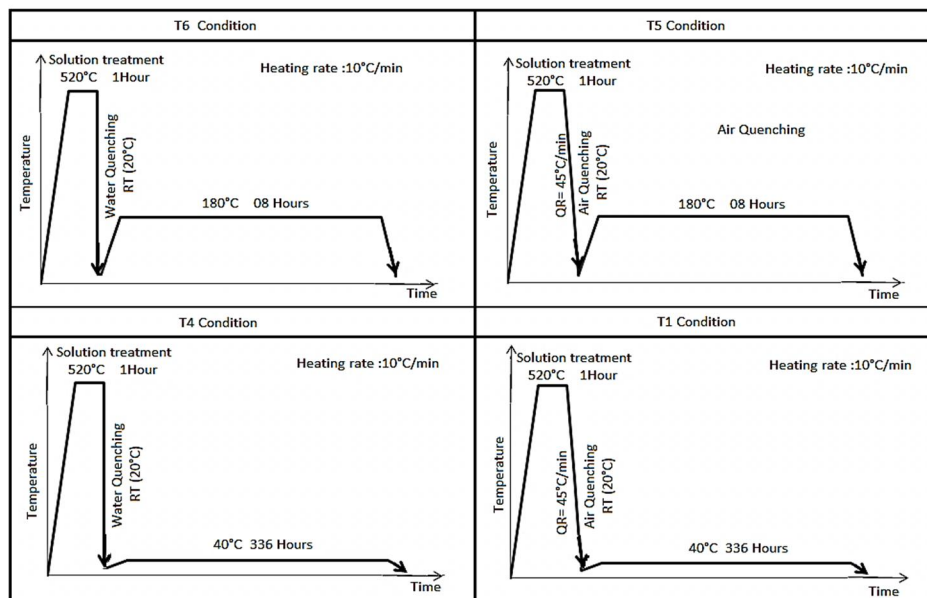
L'alliage du système Al-Mg-Si (avec manganèse) constitue une catégorie importante d'alliages industriels à caractéristiques mécaniques moyennes. La possibilité de traiter thermiquement cet alliage est due à l'augmentation de la solubilité en état solide des éléments d'addition avec la température. Ce traitement est appelé traitement de durcissement structural (par précipitation). Comme la précipitation joue un rôle primordial dans l'amélioration des propriétés mécaniques de notre alliage, le but de notre travail s'articule essentiellement sur l'étude des effets de précipitation dans l'alliage étudié lors des traitements thermiques appliqués sur les caractéristiques mécaniques statiques et dynamiques.

Des barreaux de diamètre 25 par 500 mm de longueur en alliage **AA6005** ont subi différents traitements thermiques. Ces barreaux sont homogénéisés à la température 520°C pendant 01 heure. Afin d'élucider l'effet de la vitesse de refroidissement sur l'état solide sur sature (SSSS) de notre alliage, nous avons procédé à un refroidissement dans deux milieux différents, lesquels, nous présentons ci-dessous :

- 1- Un lot de moitié de ces barreaux suit une trempe à l'ambiante rapidement à l'eau froide.
- 2- Le reste est trempé aussi à l'ambiante par l'air comprimé froid avec une vitesse de 45°C/min.

Le premier lot est divisé en deux parties, dont la première est traité immédiatement artificiellement "vieillissement artificiel" à la température de 180°C pendant une durée de 08 heures, elle sera désignée par **AA6005 T6**. Alors que la deuxième est traitée naturellement "vieillissement artificiel" à la température de 40°C pendant 336 heures "deux semaines" et désignée par **AA6005 T4**. La deuxième moitié du lot sera aussi divisée en deux parties dont la première est immédiatement traitée artificiellement à la température de 180°C pendant 08 heures et désignée par **AA6005 T5**, alors que la dernière partie sera traitée naturellement à la température de 40°C pendant 336 heures, elle sera désignée par **AA6005 T1**.

On note que les températures d'homogénéisation TH et de vieillissement TV sont choisies à partir du diagramme d'équilibre **Figure. 1.15**, où TH = 520 °C et TV = 150 - 200 °C. Les différents cycles de traitement sont présentés dans la **figure. III.1**.



**Fig. III.1.** Les cycles de traitements appliqués sur l'alliage AA6005.

### III.3. Traitement thermomécanique appliqué à l'alliage AA 6061

Le traitement thermique de l'alliage **AA 6061** à l'état **T6** a pour but d'augmenter les performances mécaniques par l'application d'un cycle de mise en solution à 520°C plus un maintien isotherme afin de dissoudre les intermétalliques ensuite une trempe à l'eau pour figer l'état SSSS, ce cycle primaire doit être suivi par un deuxième cycle de maturation artificielle à 180 °C pour 8 heures pour activer le phénomène de précipitation.

La réduction de la taille des grains à l'ordre nanométrique (**UFG** "Ultrafine-grained"), **Figure. III.2**, est l'une des trois méthodes adaptées pour l'amélioration des propriétés mécaniques des alliages d'aluminium série 6000 [**Genki Horii et al**], soit par précipitation structurale (**HT** "Heat treatment"), par écrouissage (**SPD** "Several Plastic Deformation") ou par (**CW** "Cold Working"). Pour cette dernière, plusieurs techniques sont maintenant disponibles comme (**ECAP – PC** "Equal channel angular pressing with parallel channels"), (**ECAE** "Equal Channel Angular Extrusion"), (**THP** "Torsion under High Pressure"), (**MM** "Mechanical Milling"), (**ARB** "Accumulative Roll Bonded"). Le travail à froid par compression sous haute pression (**CW -CHP**) peut être appliqué en plusieurs cycles en fonction du comportement au durcissement du matériau. L'influence de la taille fine des grains produite par le (**CW -CHP**) d'une rouleuse cylindrique avec quatre passes de **SPD**, **Figure. III.3**, dont les rapports de réduction sont (3.5, 10, 18.8 et 28 %), sur le comportement mécanique de l'alliage **6061**, a été analysée par détermination de la résistance mécanique maximale  $R_m$ , la limite d'élasticité  $R_{p0,2}$ , le potentiel de durcissement par déformation ( $R_m - R_{p0,2}$ ), le coefficient d'écrouissage  $n$ , le module d'écrouissage  $K$ , et la déformation limite  $\epsilon_f$ .

Quatre passes de compression sont appliquées successivement, permettant un passage du diamètre 16 au diamètre 12, avec un taux de réduction surfacique présenté au **tableau III-4**.

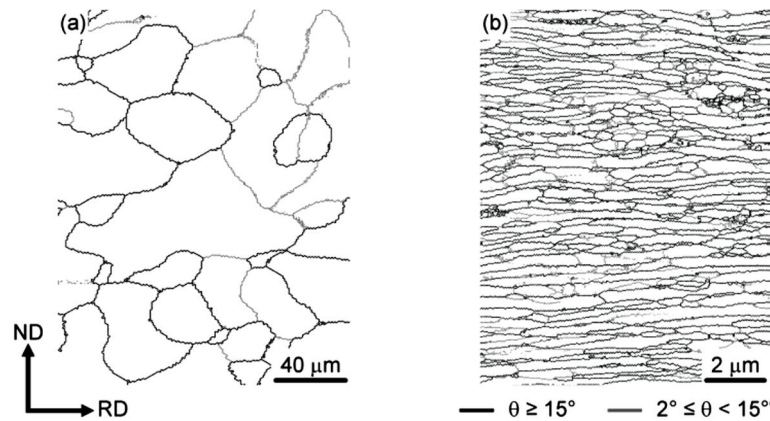


Fig. III.2. Génération d'UFG par la haute pression [GEN et al 2010].

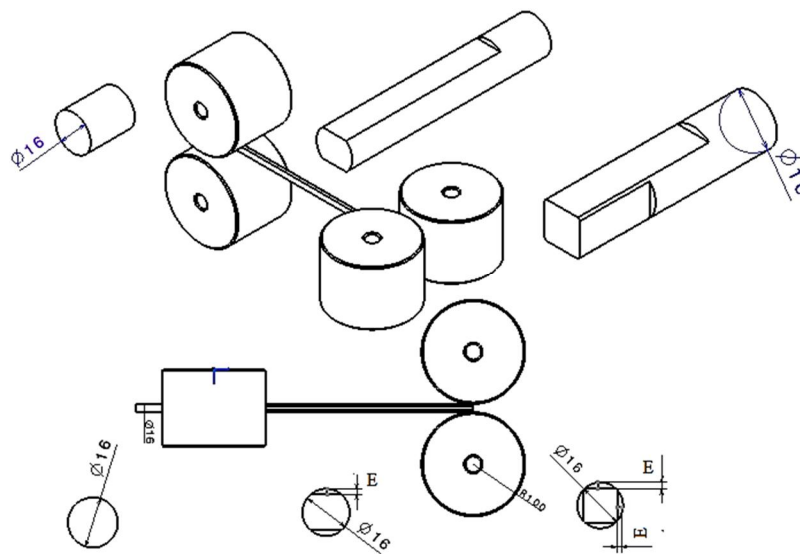


Fig.III.3. Principe de CW utilisé pour SPD de l'alliage 6061T6

Tableau III-4. Taux de réduction surfacique des échantillons.

Rond au diamètre 16mm				
E "flèches de réduction"	0,5mm	1,0mm	1,5mm	2,0mm
Taux de réduction surfacique	3,5%	10%	18,8%	28%

### III.4. Préparation des éprouvettes et échantillons

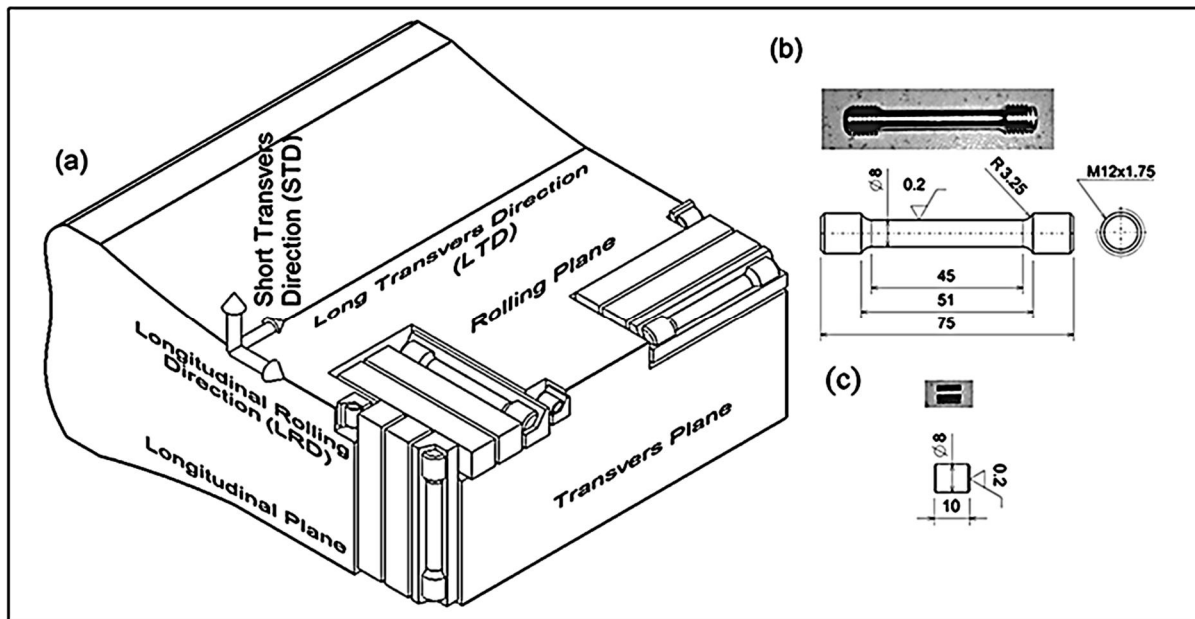
#### III.4.1. Usinage des éprouvettes

##### III.4.1.1. Eprouvettes de l'alliage AA 6005.

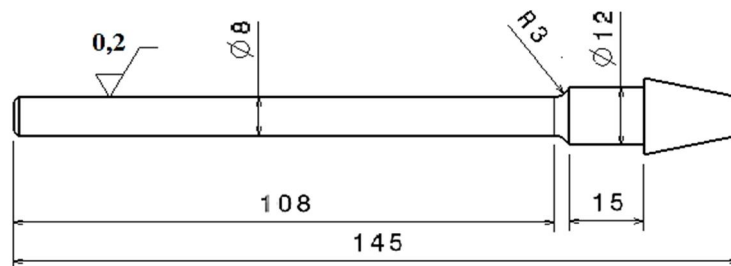
Des éprouvettes cylindriques ont été réalisées, à partir des barreaux déjà traités, et utilisées pour les essais de traction unidirectionnel et de fatigue en flexion rotative, dont la géométrie a été caractérisée par des rayons de raccordement entre les têtes d'amarrage (filetées pour la traction et lisses pour la fatigue) et les parties actives afin d'éviter les concentrations de contrainte au maximum [éprouvette de traction **Figure. III.4b**], [éprouvette fatigue, **Figure III.5**]. Ces éprouvettes ont été ébauchées sur un tour conventionnel puis finies sur un tour à commande numérique. L'usinage de finition a été réalisé avec lubrifiant de façon à

éviter une augmentation de la température au cours de réalisation, puis elles sont polies successivement jusqu'à l'obtention d'une bonne finition, avec état de surface de  $0.2 \mu\text{m}$ . Ce polissage a pour but de diminuer les effets néfastes de la rugosité en chargement monotone et cyclique et par conséquent retarder au maximum son influence sur la phase amorçage en traction comme en fatigue.

On note que le choix de la géométrie des spécimens a été basé en tenant compte de l'applicabilité de la machine d'essais disponible et de la géométrie des profilés du matériau, desquels des éprouvettes, souvent simples, à usiner avaient été prélevées.



**Fig. III.4.** (a) Schematic of different directions and planes in the as rolled 6082 aluminum alloy plate, (b) tensile test piece; (c) CTE specimen (all dimensions in mm).



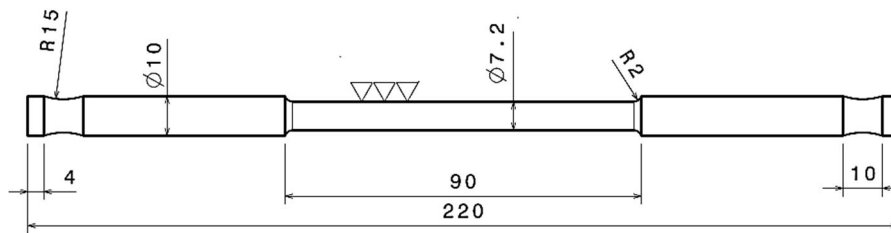
**Fig. III.5.** Epreuve de fatigue

#### III.4.1.2. Epreuves de l'alliage 6082.

Le comportement mécanique de l'alliage, en état de réception, a été étudié par les essais de tension. Au moins de neuf spécimens ont été coupés en morceaux avec les dimensions ( $14 \times 14 \times 80$  millimètre) ; chaque trois spécimens représentent l'une des trois directions orthogonales (laminage longitudinal "LR", laminage transversal "TR", courte transversale "ST") par rapport la direction de laminage (Rolling direction **RD**) suivant les indications de la **figure. III.4a**. Des éprouvettes cylindriques de mêmes dimensions que celles du premier alliage, ont été usinées et rectifiées parallèlement aux axes de sollicitation, **figure. III.4b**.

### III.4.1.3. Eprouvettes de l'alliage 6061.

Des éprouvettes cylindrique pour essais de traction ont été prélevées et réalisées à partir des échantillons traitées selon la **figure. III.6**.



**Fig. III.6.** Eprouvette de traction pour l'alliage AA 6061 "dimensions en mm"

### III.4.2. Prélèvement des échantillons

#### III.4.2.1. Echantillons en AA6005

La découpe des échantillons se fait à l'aide d'une scie fine ; on obtient généralement des échantillons dont les dimensions (diamètre x épaisseurs) :  $\varnothing 20 \times 3$  mm pour les observations au microscope optique, au microscope électronique à balayage, et des disques minces ayant 5 mm de diamètre et 3 mm d'épaisseur pour les analyses thermiques par **DSC**, alors que pour les l'analyse aux rayons **X**, les échantillons sont de forme disque de diamètre 20 mm et épaisseur de 2 mm.

#### III.4.2.2. Echantillons en AA6082

Pour l'analyse calorimétrique, deux échantillons aux dimensions ( $\varnothing 5 \times 3$ mm), avec un poids de 160 mg, ont été coupées de la barre d'aluminium. Le premier échantillon est utilisé à l'état de réception, alors que le deuxième est traité à l'état trempé, avec un échauffement à 550°C, puis trempé à l'eau.

Pour l'observation microscopique, trois échantillons de forme rectangulaire ont été coupés dans les trois plans orthogonaux (plan de laminage "RP", plan longitudinal "LP", et plan transversal "TP").

Pour l'analyse aux rayons X, deux échantillons ont été coupés du la barre, dont le premier est utilisé à l'état de réception, alors que le deuxième est analysé a l'état traité **T6**. L'état **T6** est un échauffement à 530 °C pour une heure, trempe à l'eau puis une maturation artificielle à 180°C pour 6 heures.

Trois échantillons aux dimensions ( $\varnothing 8 \times 10$ mm), dont chacun représente une direction, ont été coupés de la barre, usinés et rectifiés de la même manière que les éprouvettes de traction. Ces échantillons sont utilisés à l'état de réception pour détermination du coefficient de dilatation thermique de l'alliage **AA6082**, **figure. III.4c**.

### III.4.3. Préparation des échantillons

Afin d'effectuer des observations et des analyses de qualité de nos échantillons, conformément aux recommandations métallographiques standard du référence **[ASM V9 2004]**, il n'est souvent pas possible de les utiliser à leur état brut. Une phase préalable de préparation adéquate est nécessaire. Cette préparation consiste à:



- Polissage mécanique grossier en utilisant du papier émeris et de l'alumine  $Al_2O_3$  pour la finition, ce polissage se fait par la mise en contact des particules abrasives avec l'échantillon en présence de l'eau courante qui assure simultanément l'évacuation des copeaux et le refroidissement de l'échantillon et de l'abrasif.
- Lavage des échantillons afin d'éliminer les débris de polissage.
- dégraissage des impuretés organiques attachées aux surfaces d'analyse par l'utilisation d'un diluant spécifique aux alliages d'aluminium "acétone".

Une attaque chimique de suite a pour but de révéler les joints des grains par corrosion sélective. La méthode consiste à tremper la face à attaquer dans le réactif choisi pendant un temps convenable. L'attaque a lieu généralement à la température ambiante. Le réactif utilisé est de type **Keller**, dont la composition chimique est :

- eau distillée ( $H_2O$ ) : 180 ml
- acide fluorhydrique (HF) : 2 ml
- acide chlorhydrique (HCL) : 2 ml
- acide nitrique ( $NHO_3$ ) : 2 ml.

### III.5. Matériel d'essai et démarches

#### III.5.1. Banc d'essais de traction et déroulement

La traction est un essai fondamental. Il sert à déterminer les principales caractéristiques mécaniques telles que le module d'élasticité "E", le coefficient de Poisson "ν", la limite d'élasticité "Re", la résistance à la rupture "Rm", l'allongement à la rupture "A%" et la capacité et l'exposant d'écrouissage "HSC" et "n", **figure. III .7** . Cet essai est réalisé sur une machine de traction servo-hydraulique de type **MP 12**, modèle **Zi** de 100 KN de charge, **Figure. III.8**, équipé d'un dispositif de mesure d'allongement et Dispositif d'enregistrement de diagramme plus un capteurs de force, et un système d'amarrage coaxiale adapté à la forme des éprouvettes filetées. Le capteur d'allongement mesure instantanément l'allongement  $\Delta l$  alors que le capteur de force indique la charge appliquée. Afin de pouvoir utiliser les courbes brutes de traction, on doit les modifier pour que les résultats obtenus ne soient fonction que du matériau étudié et non de la géométrie de l'éprouvette. Pour ce faire, on rapporte la charge F à la section initiale  $S_0$  de l'éprouvette en vue d'obtenir la contrainte nominale  $\sigma$  :

$$\sigma_{nom} = \frac{F}{S_0}$$

Et on rapporte l'allongement  $\Delta l$  à la longueur initiale entre repères  $l_0$ , pour obtenir la déformation nominale  $\epsilon$  Tel que:

$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0}$$

Le calcul de A :

$$A = \left[ \frac{(l_f - l_0)}{l_0} \right] 100\% = \left( \frac{\Delta l}{l_0} \right) 100\%$$

le coefficient de striction:

$$Z = \left[ \frac{(S_0 - S_f)}{S_0} \right] 100\% = \left( \frac{\Delta S}{S_0} \right) 100\%$$

L'expression utilisée pour le calcul, du coefficient d'écrouissage K et l'exposant d'écrouissage n, est celle de **Lüduik**:  $\sigma_v = \sigma_0 + K(\epsilon_v)^n$

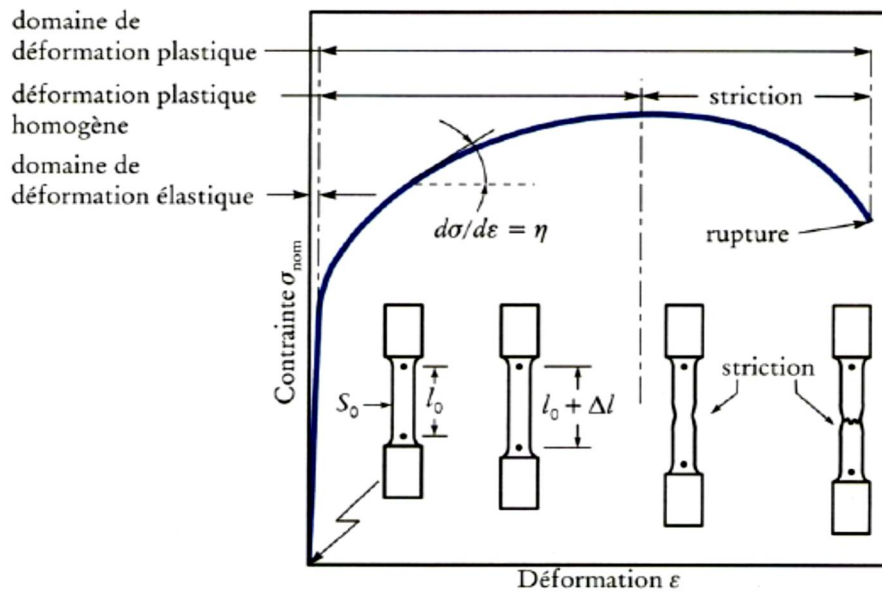


Fig. III.7. Représentation conventionnelle d'une courbe de traction

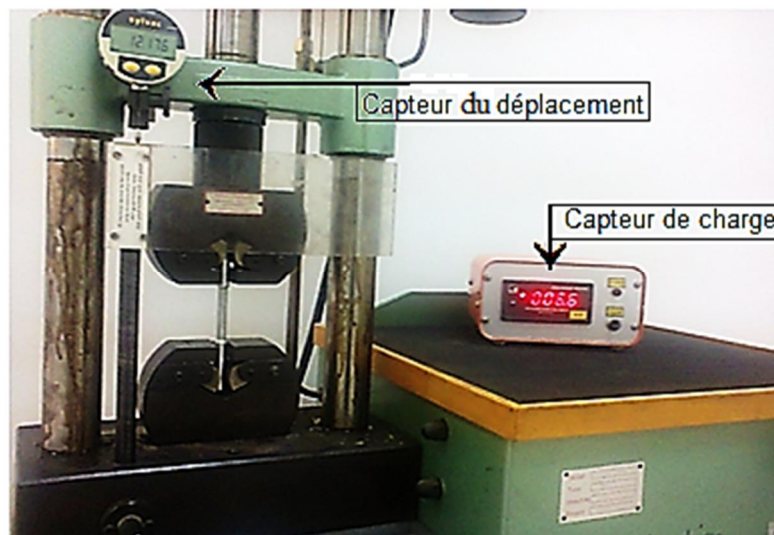


Fig. III.8. Banc d'essai de Traction MP 12.

Conformément à la norme [ASTM B557-84], les éprouvettes de traction, non traitées (as received) ainsi que sous différents états de traitement (**figure. III .1**) du premier alliage, des trois directions pour deuxième alliage, et traites thermomécaniquement du troisième alliage, ont été examinés à la traction jusqu'à la rupture à la température ambiante avec une direction de chargement parallèle à la direction d'extrusion, sur le banc d'essais, à une vitesse de déformation de  $(d\varepsilon / dt = 10^{-3} / s)$ , avec une valeur moyenne de trois éprouvettes pour chaque état de traitement thermique.

### III.5.2 Banc d'essais de fatigue et déroulement

En flexion rotative (**FR**), toutes les fibres consécutives, sauf la fibre neutre, sont successivement tendues puis comprimées, ce mode de sollicitation par la rotation de l'éprouvette soumise à un effort de flexion de direction fixe. L'éprouvette est montée en porte

-à-faux, l'effort est appliqué en un point, le moment de flexion varie linéairement le long de l'éprouvette, la rotation de l'éprouvette indique la fréquence, on utilise un roulement à billes orientable afin d'assurer un axe d'application de l'effort vertical à l'axe de rotation de l'éprouvette.

La contrainte agissant sur chaque fibre varie en fonction du temps suivant une loi sinusoïdale avec une valeur moyenne nulle, et un rapport de charge ( $R_{\max} / R_{\min} = -1$ ), chaque révolution correspond à un cycle d'effort. Les fibres externes sont les plus sollicitées, l'amplitude de variation de l'effort est maximale.

La contrainte de la fibre externe se calcule par la formule de Navier:

$$\sigma = \frac{(M \cdot y)}{I}$$

( $M = P \cdot l$  : moment fléchissant,  $I$  : moment d'inertie de la section d'éprouvette)

Les essais de fatigue en flexion rotative sont exécutés sur un banc d'essai de fatigue de type **WP 140 [GUNT]**, sous chargement à amplitude constante. Le rapport de chargement est maintenu à ( $R = -1$ ), les éprouvettes de fatigue (**figure. III.9**) sont sollicitées avec une fréquence de 28 Hertz, conformément à la norme [ASTM E 466-82]. Ce mécanisme est équipé par un système de chargement de (0 à 300 N), un capteur tachométrique de cycle.



**Fig. III.9.** Banc d'essais de fatigue : **marque WP 140 [GUNT]**.

### III.5.3 Microscopie Optique

Afin d'entreprendre une caractérisation microstructurale du premier alliage étudié (**AA6005**) en différents états, état de réception, états traités, les échantillons des trois directions pour le deuxième alliage (**AA 6082**), ainsi que les faciès de rupture des éprouvettes déformées plastiquement du troisième alliage, le point de départ consiste à faire une étude métallographique optique de ces matériaux. Cette étape a pour but principal d'obtenir des informations sur les éléments constitutifs de la microstructure. On note que l'attaque chimique est indispensable afin de révéler des traces d'impuretés non observées, ainsi que la morphologie des précipités. Le principe consiste à augmenter le pouvoir séparateur de l'œil. Ce pouvoir séparateur est de l'ordre de grandeur de la longueur d'onde vraie. Il permet

l'observation par réflexion d'une surface métallique parfaitement plane, obtenue par polissage mécanique.

Les observations optiques sont suivis par un microscope métallographique à grand champ, type "Metallographic Microscopy **A13.1013-B**", **figure. III.10**. Ce microscope optique muni de lentilles qui permettent le grossissement de l'image ( $\times 100$ ,  $\times 200$ ,  $\times 500$  et  $\times 1000$ ) et est équipé d'une caméra photographique connectée à un ordinateur dans lequel le logiciel "**TOUPE VIEW**" était installé. Ces observations sont faites sur les sections transversales des cinq échantillons (**AS-R** plus les quatre traitées) de l'**AA6005**, les trois échantillons des trois directions du **AA 6082**, et les facies de rupture des éprouvettes déformées plastiquement.



**Fig. III.10.** Microscope Optique type: **A13.1013-B**.

#### **III.5.4 Microscopie Electronique à Balayage (MEB)**

La recherche d'une technique plus puissante que la microscopie optique pour la caractérisation microstructurale peut être révélée dans les échantillons traités ont été étudiés par microscope électronique à balayage (**MEB**) couplé à un système d'analyse **EDX** (**Energie dispersive X ray**), ce dernier donne plus de détails sur la répartition et la nature chimique des particules, composés intermétalliques et dispersoïdes. La technique est basée sur le principe des interactions électrons-matière. La remise des particules, par la rétrodiffusion des électrons de balayage de la surface analysée, aux détecteurs permet la reconstruction de l'image de cette surface. Un **MEB** équipé de détecteurs d'électrons secondaires permettent l'obtention des images avec un pouvoir séparateur de l'ordre de 20 nm, une grande profondeur de champ et un grossissement (bien que ce facteur soit moins important) qui peut aller jusqu'à 300 000 fois. Nous avons utilisé un microscope électronique à balayage **JEOL- JSM 7001F** **figure. III.11**, avec une tension d'accélération de 20 KV, équipé d'un système **EDX**.



Fig. III.11. MEB JEOL- JSM 7001F.

### III.5.5 Calorimétrie différentielle à Balayage

Les transformations de phase, par précipitation ou dissolution ainsi les cinétiques engendrées dans les alliages sous traitement thermique, sont caractérisées soit par une absorption ou dégagement de l'énergie. Ces changements peuvent être étudiés par la méthode d'analyse calorimétrique différentielle (DSC), elle consiste à mesurer la différence en flux thermique entre l'échantillon et la référence en fonction de la température de chauffage ou de refroidissement ainsi que du temps au cours d'un cycle thermique programmé. La sensibilité de technique permet la détection de très faible flux de chaleur de réaction.

La méthodologie d'analyse par DSC, consiste à mesurer qualitativement et quantitativement la chaleur échangée entre un échantillon et son environnement en fonction de la température suite à une fusion ou cristallisation induites respectivement par absorption ou dégagement de flux chaleur [BOU 2013], Le terme "différentielle" indique que ce type d'analyse utilise deux détecteurs, l'un associé à l'échantillon, l'autre à une substance inerte de référence et le signal enregistré  $dH/dt$  (m.W) correspond alors à la différence entre les signaux des deux détecteurs, l'échantillon et la référence. **Figure. III.12.**

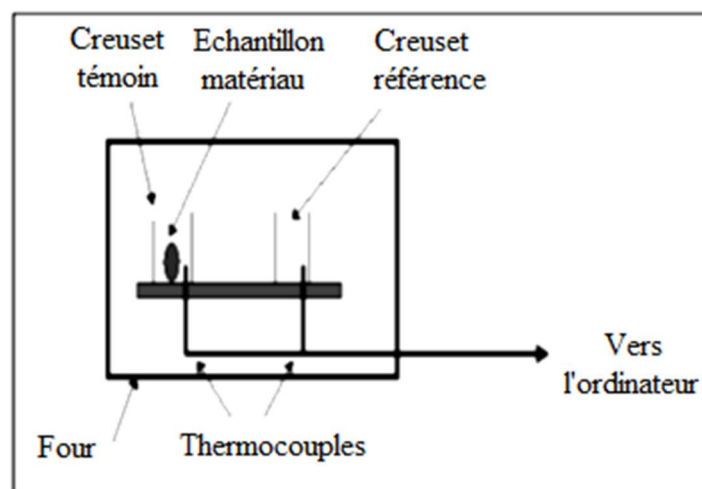
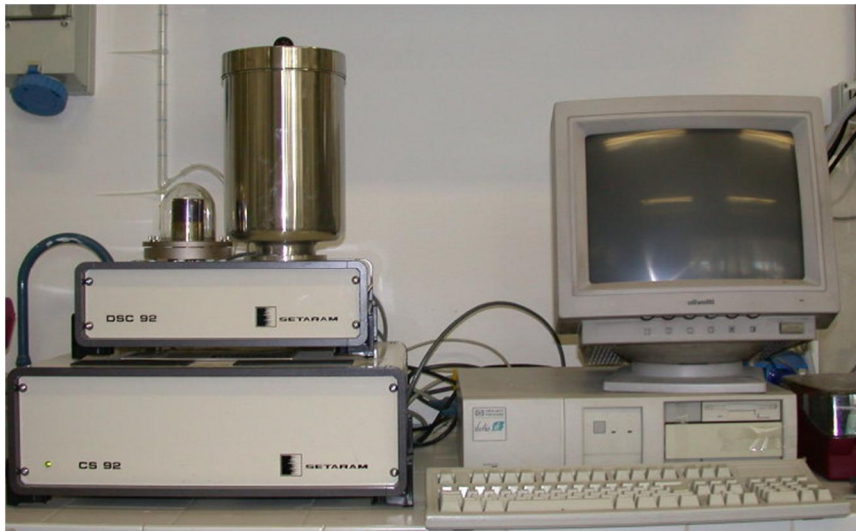


Fig. III.12. Principe d'un dispositif de mesure DSC.

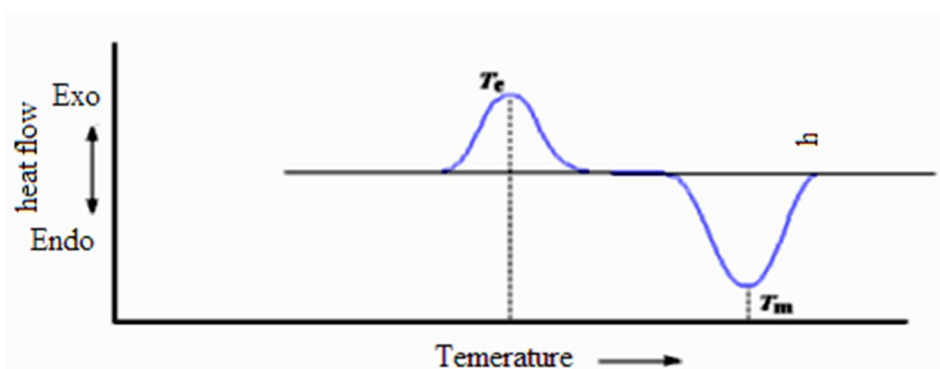
Les essais calorimétriques ont été réalisés sur les échantillons trempés à l'eau, à l'air, états T4 et T5 pour l'AA 6005, et sur l'état de réception et trempé à l'eau pour l'alliage AA6082. Ils sont traités par un analyseur calorimétrique différentiel à balayage de type **SETARAM-DSC 92**, composé d'une cellule de mesure reliée à un ordinateur sur lequel est installé un logiciel de traitement permettant l'affichage et l'analyse des résultats obtenus. **Figure. III.13.**

La courbe, thermogramme "DSC" enregistré consiste en un fond lisse sur lequel se superposent des pics correspondant à un dégagement ou une absorption de chaleur par l'échantillon.

Les pics enregistrés au-dessus du fond lisse sont appelés exothermiques " précipitation d'une phase ou recristallisation". Ces pics sont caractérisés par un dégagement de chaleur. Alors que les pics au-dessous de la ligne de base sont endothermiques et correspondent à une dissolution de phase, et indiquent une absorption de chaleur. **Figure. III.14.**



**Fig. III.13. SETARAM -DSC92-**



**Fig. III.14. Courbe type DSC**

Le logiciel de traitement permet de connaître la température de chaque pic et le résultat du calcul de l'aire formée par le pic avec la ligne de base du Thermogramme par la relation:

$$\Delta C_p = f(T), \text{ soit } \Delta H = \int C_p \cdot dT$$

Les faibles vitesses de chauffage, ou de refroidissement, garantissent un état plus proche de l'équilibre. En revanche, les grandes vitesses ont l'avantage de requérir un temps réduit pour l'essai.

La démarche consiste à mettre des échantillons, de dimensions  $\varnothing 5 \times 3\text{mm}$  et de masse d'environ 160 mg, sous des cycles thermiques appliqués comprend respectivement un chauffage avec une vitesse de  $10^\circ\text{C}/\text{min}$  pour l'alliage **AA 6005** et de  $5^\circ\text{C}/\text{min}$  pour l'alliage AA 6082, de l'ambiante jusqu'à  $550^\circ\text{C}$  avec un temps de maintien de 5 min, suivi d'un refroidissement jusqu'à l'ambiante. La mesure obtenue est un flux de chaleur en fonction de la température T (programme en chauffage et/ou refroidissement continu) ou du temps t. Plus exactement on mesure une puissance, le dégagement de chaleur par unité de temps,  $\frac{dQ}{dt}$ .

### III.5.6 Microdureté

La réponse au durcissement de l'alliage étudié est une caractéristique extrêmement importante dans notre étude. En effet, le rôle des traitements de vieillissement par précipitation dans ces alliages c'est l'amélioration davantage des propriétés mécaniques. Le durcissement de l'alliage **AA6005** a été étudié par les mesures de la micro dureté. On définit la dureté d'un métal comme le potentiel de résistance qu'il oppose à la pénétration d'un autre corps plus dur que lui. Expérimentalement, la dureté du métal est d'autant plus grande que la pénétration du corps est plus faible.

La technique micro dureté permet la mesure de la dureté des matériaux sans les endommager. Le principe de l'essai consiste à exercer sur la surface de l'échantillon à étudier une force constante pendant un temps (t) donné à l'aide d'un poinçon en diamant très dur appelé pénétrateur, ce dernier a une forme pyramidale à base carrée, la dureté Vickers (**Vicker's Hardness**) est alors définie par le quotient de la charge appliquée **F** par la surface de l'empreinte permanente **S** (**F** : la charge appliquée (en kg) par le pénétrateur ; **S** : la surface latérale (en  $\text{mm}^2$ ) de l'empreinte pyramidale. Elle est définie par :

$$H_v = 1.854 \times \left( \frac{F}{d^2} \right). \text{ L'angle } \theta, \text{ au sommet entre deux faces opposées, de } 136^\circ \pm 0,5^\circ.$$

Le principe consiste à mesurer la longueur de la diagonale de la base carrée de l'empreinte pour accéder à la valeur de la dureté Vickers ; on tire les valeurs de la dureté à partir de deux longueurs  $d_1$  et  $d_2$  des deux diagonales et on fait la moyenne et ceci est répété pour trois empreintes ; on prend ensuite la valeur moyenne de ces trois mesures, laquelle sera prise comme la valeur de  $H_v$  pour l'alliage AA6005 à l'état de réception et sous différents états de traitement.

L'appareil utilisé est un microduromètre du type **Wilson Hardness model TUKON 2500**, à pénétration Vickers sous une charge de mesure de 0.5 N pour 15 Secondes sur trois points de mesure, lié à un micro-ordinateur qui permet la mesure automatique de Microdureté grâce à un logiciel approprié. **Figure. III.15.**



Fig. III.15. Microduromètre de type WILLSON HARDNESS type TUKON 2500.

### III.5.7 Diffraction des rayons X (DRX)

La diffraction des rayons X (DRX) est une méthode d'analyse non destructive permettant l'évaluation qualitative et quantitative de la structure cristalline d'un matériau par diffraction des phases en présence (Spectre: I,  $2\theta^\circ$ ) et ceux par détermination de leurs caractéristiques paramétriques cristallines **figure. III.16**.

L'analyse par diffraction des rayons X repose sur l'interaction élastique d'un faisceau monochromatique de photons X avec la matière cristallisée. Le résultat de cette diffraction aboutit à l'obtention d'un diffractogramme et permet la confirmation de présence des phases précipitées avec leurs natures, la présence des composés intermétalliques et le suivi de leur évolution en différents états de traitement de vieillissement et de maturation appliqués aux échantillons étudiés dans la matrice et la détermination des distances réticulaires des plans de diffraction ainsi que l'arrangement des atomes dans les réseaux cristallins. La **DRX** est effectuée sur des échantillons préparés en coupe (surfaces polies miroir).

Certaines applications développées permettent, d'identifier les formes cristallographiques ou phases, de déterminer les contraintes internes, résiduelles et les textures, ou encore de caractériser la surface d'un matériau. La technique la plus importante pour détermination et l'analyse des contraintes à travers le matériau est celle des **rayons X**, dont le principe est porté sur la mesure des variations de certaines propriétés internes ou structurales du matériau pour déterminer l'état de contraintes, mais cette technique reste limitée à des couches superficielles et nécessite l'enlèvement successif de celles-ci si l'on désire connaître la répartition volumique des contraintes.



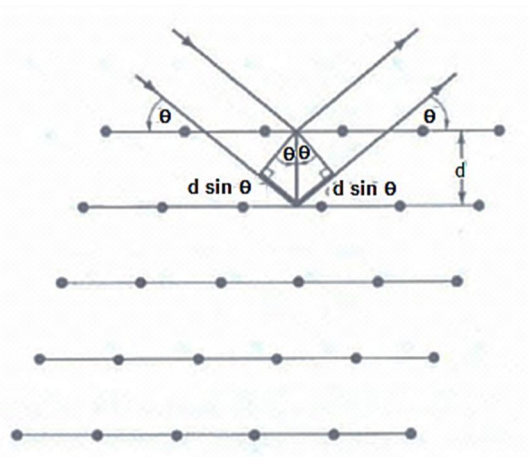


Fig. III.16. Phénomène de diffraction des rayons X.

En faisant interagir sous un angle  $\theta$ , avec un cristal qui peut être composé d'une famille des plans atomiques parallèles situés à la même distance réticulaire, un faisceau parallèle de rayons X monochromatique de longueur d'onde  $\lambda$ . Le rayonnement diffracté doit vérifier la condition de Bragg :

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

Avec:

- $d$  : distance interréticulaire entre deux plans cristallographiques de la famille  $\{hkl\}$ ,
- $\theta$  : angle de Bragg (angle entre le faisceau incident et les plans cristallographiques),
- $\lambda$  : longueur d'onde des rayons X,
- $n$  : ordre de la diffraction. En diffraction X, "n" est égal à 1 pour tenir compte des propriétés périodiques des familles de plans réticulaires : ainsi, la diffraction à l'ordre 2 sur des plans (100) est équivalente à la diffraction à l'ordre 1 sur des plans (200).

Les essais de diffraction **RX** sont réalisés à l'aide d'un diffractomètre de poudre, type **PANalytical X'pert PRO**, Figure III.17, monté en géométrie à haute résolution. L'intervalle angulaire qu'il permet de mesurer s'étend de 30 à 90° sur l'échelle  $2\theta$ . Le balayage de cet intervalle se fait pas à pas, la longueur du pas étant 0,02° toujours sur l'échelle  $2\theta$ . La source de rayonnement X utilisée à une cible en Cu, la radiation émise est le doublet  $K \alpha_1 - K \alpha_2$  du cuivre (notée Cu-  $K\alpha$ ). La recherche de phase s'effectue par analyse du spectre et comparaison à des fiches **ASTM** (JCPDS-ICDD) en attribuant un facteur de mérite qui qualifie la justesse de la comparaison.

Une carte JCPDS-ICDD (Joint Committee on Powder Diffraction Standards - International Center for Diffraction Data) fournit une liste de valeurs mesurées  $d_{hkl}$  (ou  $\theta_{hkl}$ ) associées à des intensités relatives  $I$ . Les diffractogrammes étalons des espèces cristallines connues sont classés dans un fichier de cartes constitué par l'A.S.T.M (American Society for Testing Materials), les distances réticulaires de toutes les raies observées sont rangées en ordre décroissant et l'intensité de chaque raie est indiquée par le rapport ( $I = I_1$ ) avec l'intensité la plus intense prise comme unité, en posant  $I_1=100$  arbitrairement. La base de données la plus complète à l'heure actuelle (2013) est la Powder Diffraction File (2013) en (PDF) de l'ICDD, avec plus de **150000 cartes**.

L'ensemble des spectres de diffraction ont été réalisés sur un diffractomètre « **PANalytical X'pert PRO** », lié à un micro-ordinateur pour enregistrer les diffractogrammes. Le traitement des spectres de **DRX** est effectué par le logiciel **X'pert Highscore plus**.



**Fig. III.17. DRX PANalytical X'pert PRO.**

### III.5.8. Dilatometrie, Dispositif expérimental

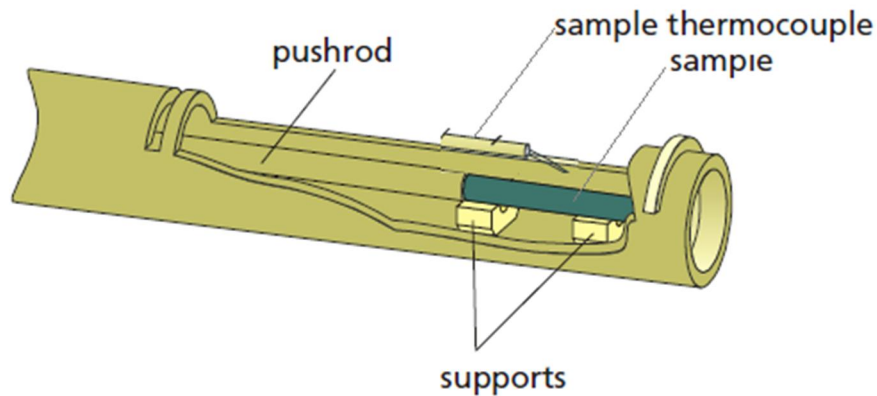
Afin de mieux comprendre l'évolution du système et ainsi apporter de meilleures réponses pour l'effet de la direction de prélèvement des échantillons de l'alliage AA6082 laminé à chaud, des études de dilatométrie en température ont été réalisées à l'aide d'un **NETZSCH-DIL 402PC** (figure. III.18).

La dilatométrie autant qu'analyse thermomécanique (**TMA**) est une technique mesurant la déformation d'un échantillon sous contrainte non oscillatoire lorsqu'il est soumis à une programmation en température, sous atmosphère contrôlée.



**Fig. III.18. Dilatomètre NETZSCHCH- DIL 402PC.**

Le dilatomètre permet de mesurer de façon précise les changements dimensionnels d'un échantillon en fonction de la température, du temps et de la nature de l'atmosphère. Il est constitué d'un four et d'un capteur pour la mesure des variations de longueur. Le capteur, qui mesure en continu la position du palpeur reposant sur l'échantillon, est fondé sur un système électromagnétique de compensation de forces. Ce dispositif permet de solliciter l'échantillon avec des forces constantes. **Figure. III.19.**



**Fig. III.19.** Tige porte échantillons en alumine munie de thermocouple.

Lors de nos travaux sur le **NETZSCH-DIL402PC**, tous les échantillons étudiés par dilatométrie suivront la même procédure de la norme **DIN 51045-1**. C'est-à-dire, une charge appliquée de 0.25 N, et un chauffage de 20 °C à 550 °C à une vitesse de 5 ° K/min. La taille des échantillons est de 10 mm de longueur et 8 mm de diamètre. La gamme de mesure est de  $\pm 2$  mm.

### III.5.8.1. Dilatation thermique et coefficient de dilatation

L'espacement interatomique entre les atomes de la matière est une fonction de la température. À 0°C, ces atomes sont au plus bas de leur position d'énergie (état fondamental). L'énergie accrue résultant de l'augmentation de température provoque la vibration des atomes et des amplitudes de mouvement plus importantes. La moyenne des augmentations des distances interatomiques est ce qui est observée comme dilatation thermique. La dilatation des solides est un problème récurrent qui peut être l'origine de modifications au niveau des contraintes internes du matériau. Ils sont eux souvent source d'une plastification pouvant mener même parfois à la rupture. Le coefficient de dilatation thermique permet de quantifier l'augmentation relative du volume par rapport à un paramètre déterminé. Ces paramètres sont la plupart du temps soit la température, soit la pression ou encore la concentration.

### III.5.8.2. Définition et importance

Souvent noté coefficient de dilatation thermique (**CTE**), la variation de la longueur relative à la température à pression constante est représenté par la lettre ( $\alpha$ ) et se calcule de la façon suivante :

$$\frac{l - l_0}{l} = \alpha (T - T_0)$$

Avec  $L_0$  la longueur initiale de l'éprouvette et  $\Delta l$  et  $\Delta T$  sont le changement de longueur par rapport et de température. Différentiellement ce coefficient est définie par:

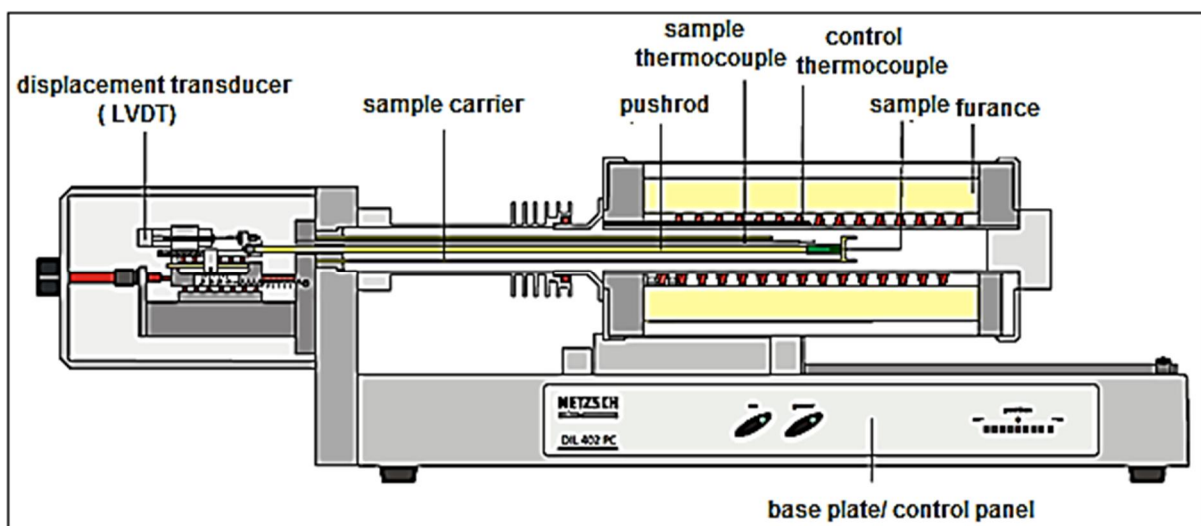
$$\alpha = \frac{1}{l} \left( \frac{dl}{dT} \right)$$

La dilatation thermique est un phénomène qui touche beaucoup de domaines de travail de l'ingénieur, les plus remarquables étant le génie civil et le génie mécanique. Lors de cette application aux matériaux à haute résistance mécanique, ce sont en grande partie des calculs de structures et d'assemblages qui interviennent. Si c'est un calcul de frettage ou de rétrécissement des poutres du pont Champlain pendant l'hiver, cette constante s'avère néanmoins très présentes dans la vie de tous les jours. Pour l'anecdote, cette caractéristique physique explique également pourquoi la Tour Eiffel peut varier en hauteur jusqu'à 15cm dans une même année.

### III.5.8.3. Méthode d'obtention

L'obtention du coefficient de dilatation thermique se fait par dilatométrie. Le fonctionnement est légèrement simple. L'échantillon, de géométrie connue ( $\varnothing 8 \times 10\text{mm}$ ), est placé dans un contenant contrôlé en température autour duquel se situe un four mobile. Un palpeur est positionné en contact avec l'échantillon et transmet la variation en longueur directement à un transducteur linéaire variable de déplacement (TLVD). C'est donc un signal électrique qui est enregistré à la sortie qui subira ensuite un traitement informatique. **Figure III.20.**

La mesure du coefficient de dilatation thermique  $\alpha(T)$  selon les trois directions LR, TR et ST. Elle permet de suivre les évolutions structurales à partir de la mesure des variations dimensionnelles ( $\Delta L$ ) en fonction de la température. L'alliage AA 6082 est susceptible d'être le siège de transformation de phase soit en condition isotherme soit en condition anisotherme, soit les deux en même temps.



**Fig. III.20.** Schéma de Principe du DIL 402 PC (unité de mesure fermée)

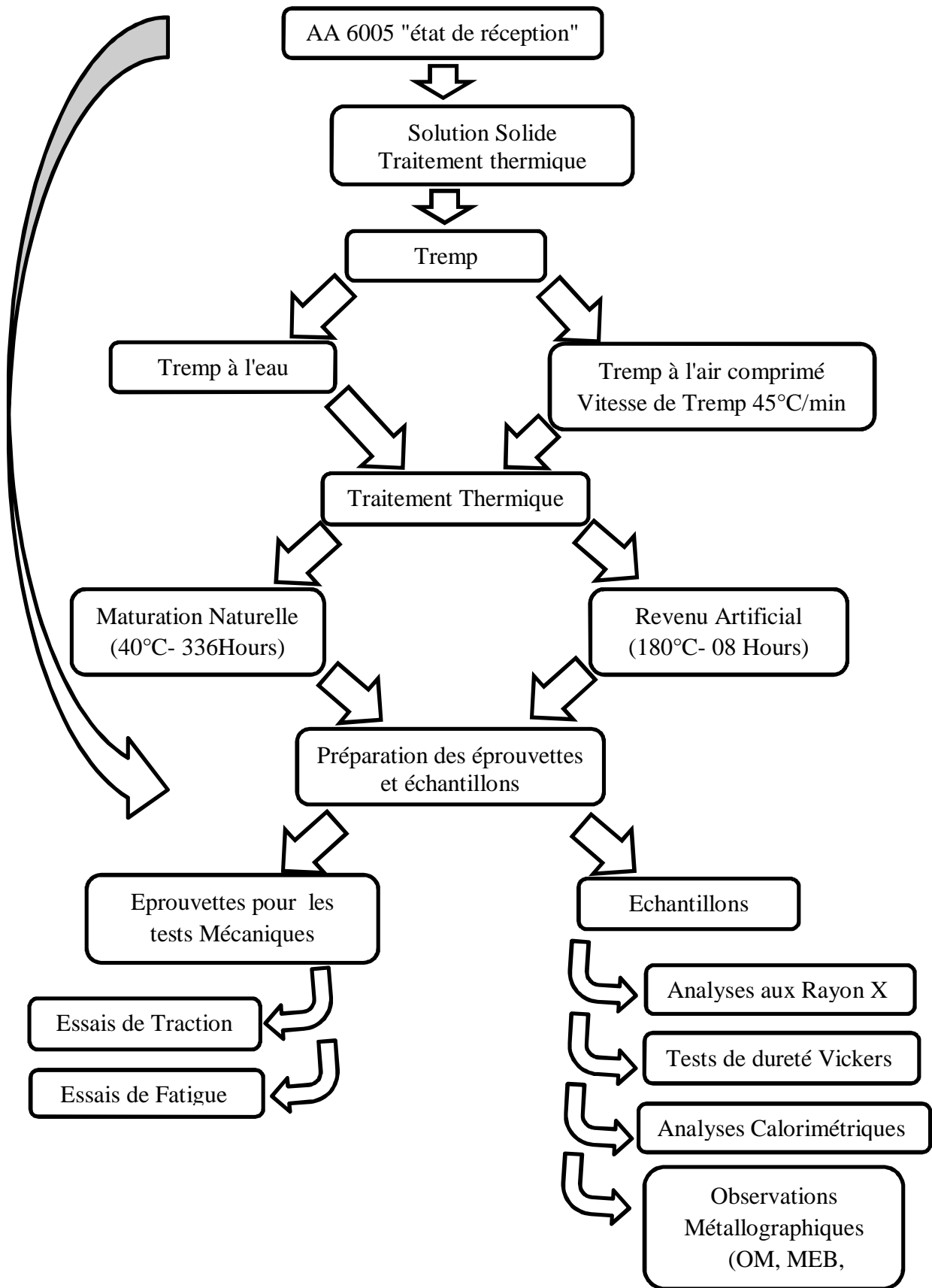
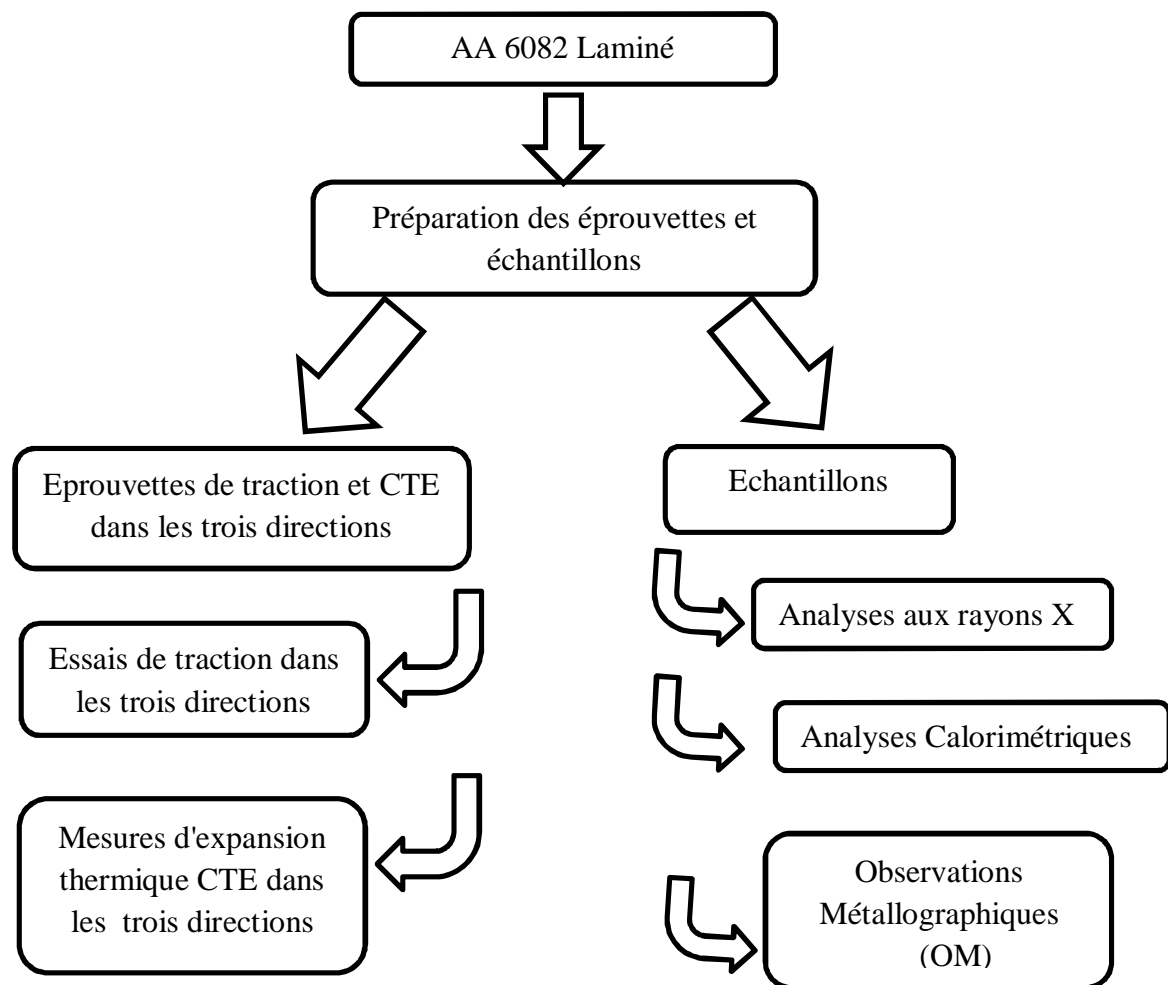
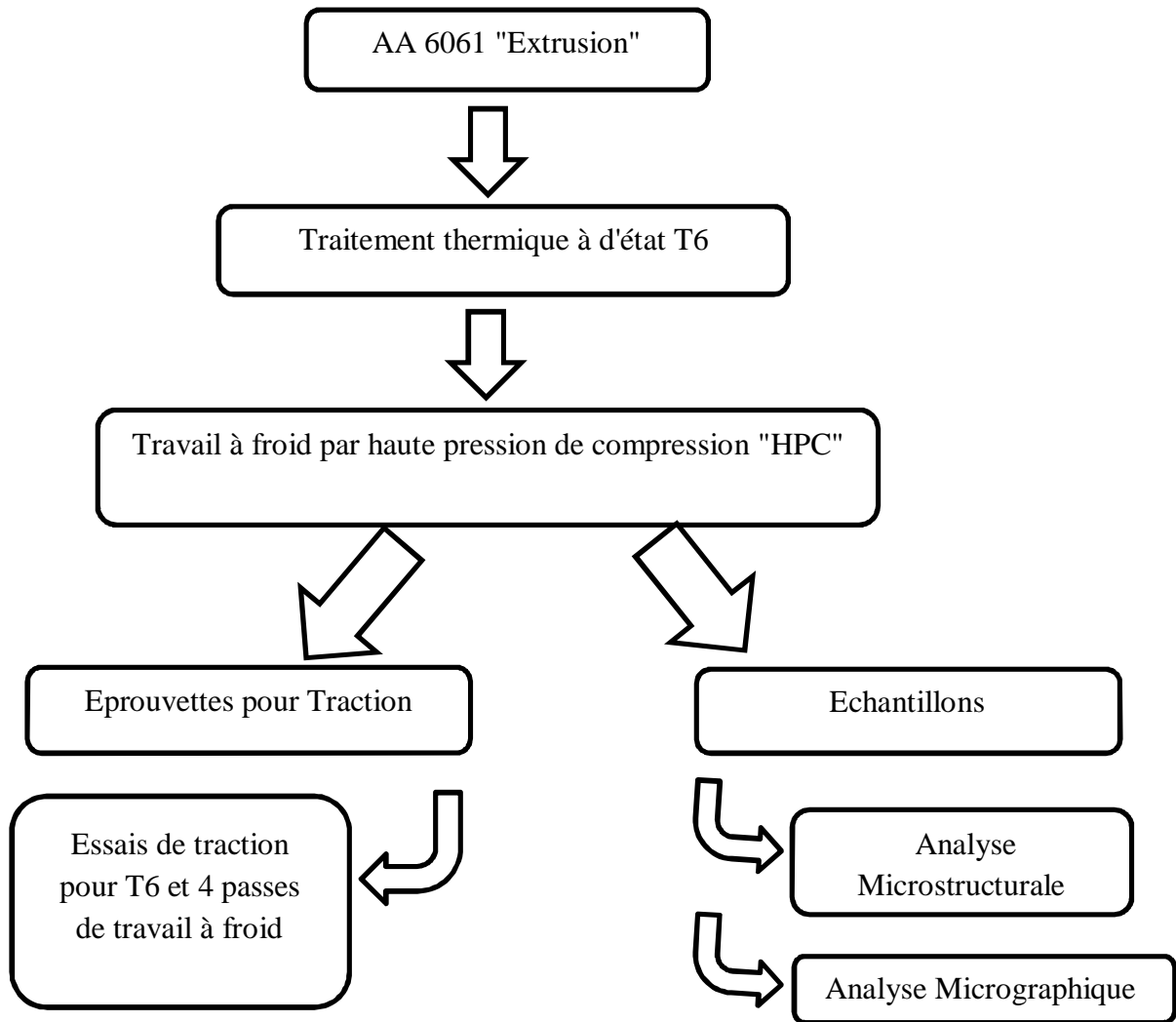


Diagramme -1-Processus expérimental et technique de caractérisation de l'alliage AA6005.



**Diagramme -2-** Processus expérimental et technique de caractérisation de l'alliage AA6082.



**Diagramme -3-** Processus expérimental et technique de caractérisation de l'alliage AA6061.

CHAPITRE. IV

RESULTATS ET  
DISCUSSIONS



## IV.1. Contexte de l'étude

La caractérisation des mécanismes d'endommagement et de rupture a constitué une part importante de ce travail de thèse. Pour les alliages d'aluminium à haute résistance, les particules intermétalliques situées en surface de pièce sont des sites communs pour l'amorçage de fissures.

Dans le cadre de recherche, la première partie du présent travail, **partie A**, porte sur l'étude et la caractérisation statique et en fatigue de l'alliage à base d'aluminium à durcissement structural de la série 6000, type AA6005. Les alliages du système Al-Mg-Si sont utilisés de manière croissante dans la carrosserie industrielle afin de réduire le poids des véhicules ce qui réduit la consommation de carburant. La présence d'une petite addition de manganèse accélère de manière significative le processus d'homogénéisation (transformation de la phase bêta- $AlFeSi$  "plate-like" à Phase alpha  $AlFeSi$  plus arrondi) ce qui donne une meilleure formabilité et ductilité à chauds.

L'idée fondamentale de notre premier travail est d'étudier les différentes réactions régissant le processus de précipitation continue dans l'alliage AA6005 selon deux vitesses de refroidissement, un tel processus étant à l'origine d'améliorer les propriétés mécaniques par durcissement structural et d'illustrer les effets particuliers du vieillissement artificiel, de la maturation naturelle, et de la présence du manganèse sur la réponse au durcissement de l'alliage stœchiométrique étudié.

La deuxième partie de ce travail, la **partie B**, nous avons présenté l'anisotropie thermomécanique d'une barre d'aluminium laminé à chaud. Un alliage de la série 6000, type AA6082, est examiné en traction uniaxiale et en dilatation thermique linéaire. Les essais sont pour examiner l'effet de la direction de prélèvement, suite à un travail d'écrouissage "**Work Hardening**" par laminage, sur le comportement thermomécanique de l'alliage AA 6082.

La troisième partie de cette **thèse**, **partie C**, est consacrée à l'étude de l'effet de la déformation extensive "**SPD**" produite par un travail à froid "**CW**" dans l'alliage **AA 6061** déjà traité à l'état T6, un travail à froid "**CW**", sur le comportement mécanique du même alliage.

En effet, les alliages (**AA6005**, **AA 6082** et le **AA 6061**) sont destinées notamment pour la fabrication des voilures et pièces d'assemblage de carrosserie, les ouvrants, panneaux internes et externes, ces alliages présentent un bon compromis entre les diverses propriétés requises, en assurant notamment une meilleure formabilité, en particulier pour le sertissage.

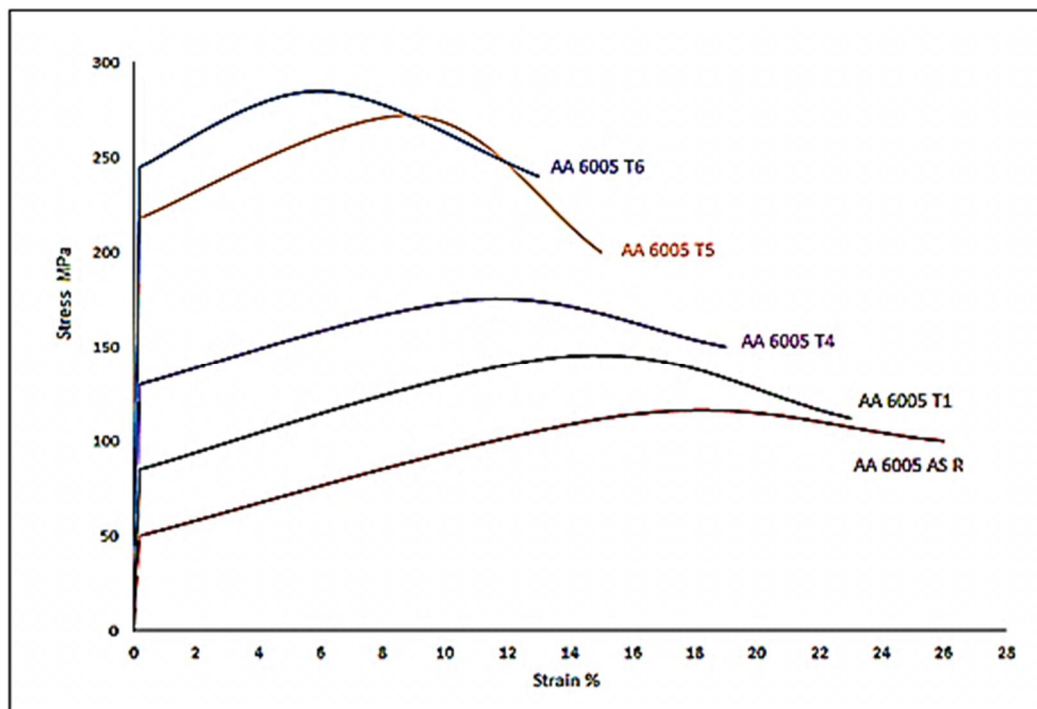
A cet égard, des techniques de caractérisation ont été utilisées à savoir, la calorimétrie différentielle à balayage **DSC**, la diffraction des **rayons X**, la microscopie électronique à balayage (**MEB**) équipé par le système **EDX**, la microscopie optique (**OM**), les mesures de la micro-dureté et la dilatométrie.

## IV.2. Résultats obtenus sur l'alliage AA 6005

### IV.2.1. Résultats des essais de traction

Afin de déterminer les lois de comportement monotone, identifier l'effet des traitements de vieillissement sur les caractéristiques mécaniques de notre alliage, des essais quasi statique connus sous le nom essais de traction ont été réalisés sur des éprouvettes cylindriques ayant

subi différents traitements thermiques. Les résultats de ces essais sont présentés sur la **Figure IV-1** et le **Tableau IV-1**. Par des courbes conventionnelles de traction. Compte tenu du nombre important de traitements thermiques étudiés et par mesure de lisibilité et de comparaison, il n'a pas été jugé nécessaire de présenter une courbe représentative pour chaque type de traitement, mais les présentées en superposition. Ces essais ont été réalisés avec une vitesse de déformation ( $d\varepsilon/dt=10^{-3} s^{-1}$ ). Les courbes ont été tracées avec une moyenne de trois éprouvettes pour chaque essai. Les courbes montrent que les comportements quasi statique sont affectés par le type de traitement par des évolutions en augmentation de la contrainte maximale, de la limite conventionnelle d'élasticité et en diminution de l'allongement à rupture **Figure IV.2**, pour l'ensemble des traitements T6, T4, T5, T1 par rapport l'état de réception. Le module d' Young est approximativement identique pour les différents états de traitement.



**Fig. IV.1.** Courbes conventionnelles de traction de l'alliage AA6005 sous les différents états de traitement.

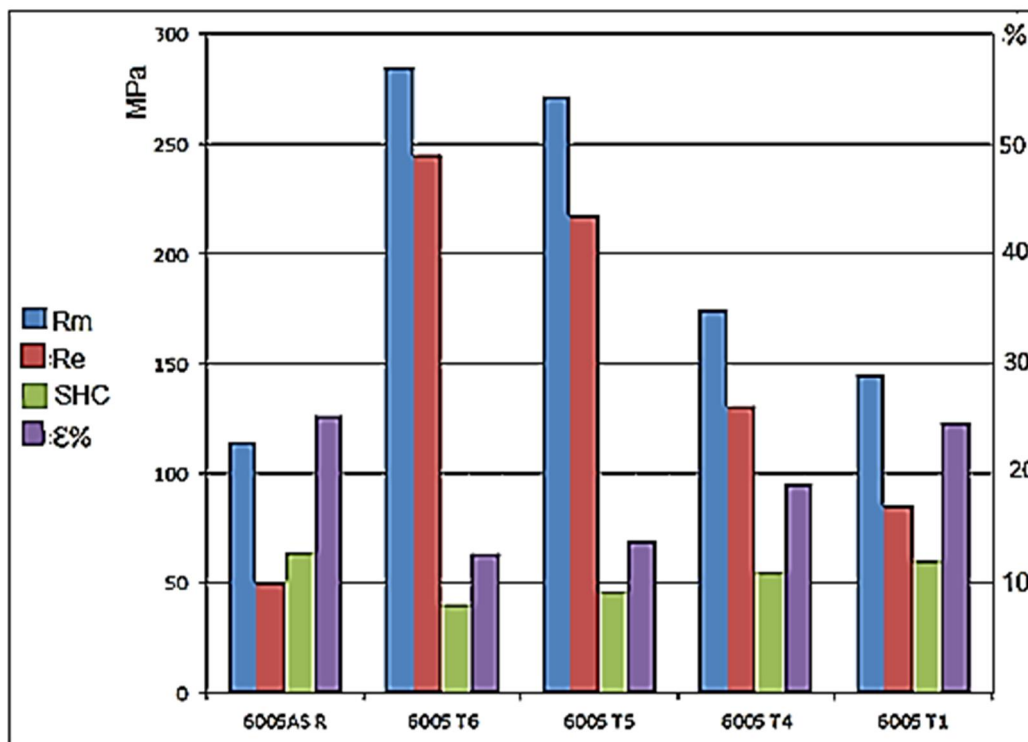
**Tableau IV-1.** Paramètres et propriétés mécaniques de l'alliage AA 6005 sous différents états de traitement thermique.

Condition	quenching Media	Aging parameter	UTS	YS	A%	SHC	UTS/ YS	n	K
6005AS R	/		114	50	26	64	2,28	0,16	150
6005 T6	Water	180°C-8h	285	245	13	40	1,16	0,06	340
6005 T5	Cooled air	180°C-8h	272	218	15	46	1,24	0,09	335
6005 T4	Water	40°C - 336 h	175	130	19	55	1,34	0,11	225
6005 T1	Cooled air	40°C - 336 h	145	85	23	60	1,70	0,14	190

#### IV.2.1.1. Discussion des essais de traction:

Une première observation sur l'effet du taux de refroidissement, mis en évidence que les limites d'élasticités et les résistances mécaniques des éprouvettes trempés à l'air sont réduites par rapport à ceux qui sont trempés à l'eau, Contrairement aux allongements à rupture. Cela ne peut être expliqué que par la sensibilité à la trempe (Quench Sensitivity), fonction de la vitesse de refroidissement entre (état T6 et T5) d'un cote et (état T4 et T1) d'autre.

Pour une même vitesse de refroidissement entre (T6-T4) et (T5-T1), les limites d'élasticités et les résistances mécaniques des premiers états sont élevés par rapport aux deuxièmes états, par contre qu'aux allongements à rupture. Ces résultats sont justifiés par le type de vieillissement appliqué (Artificiel ou Naturel) attaché à l'effet de la cinétique de précipitation fonction de la température et du temps de traitement.

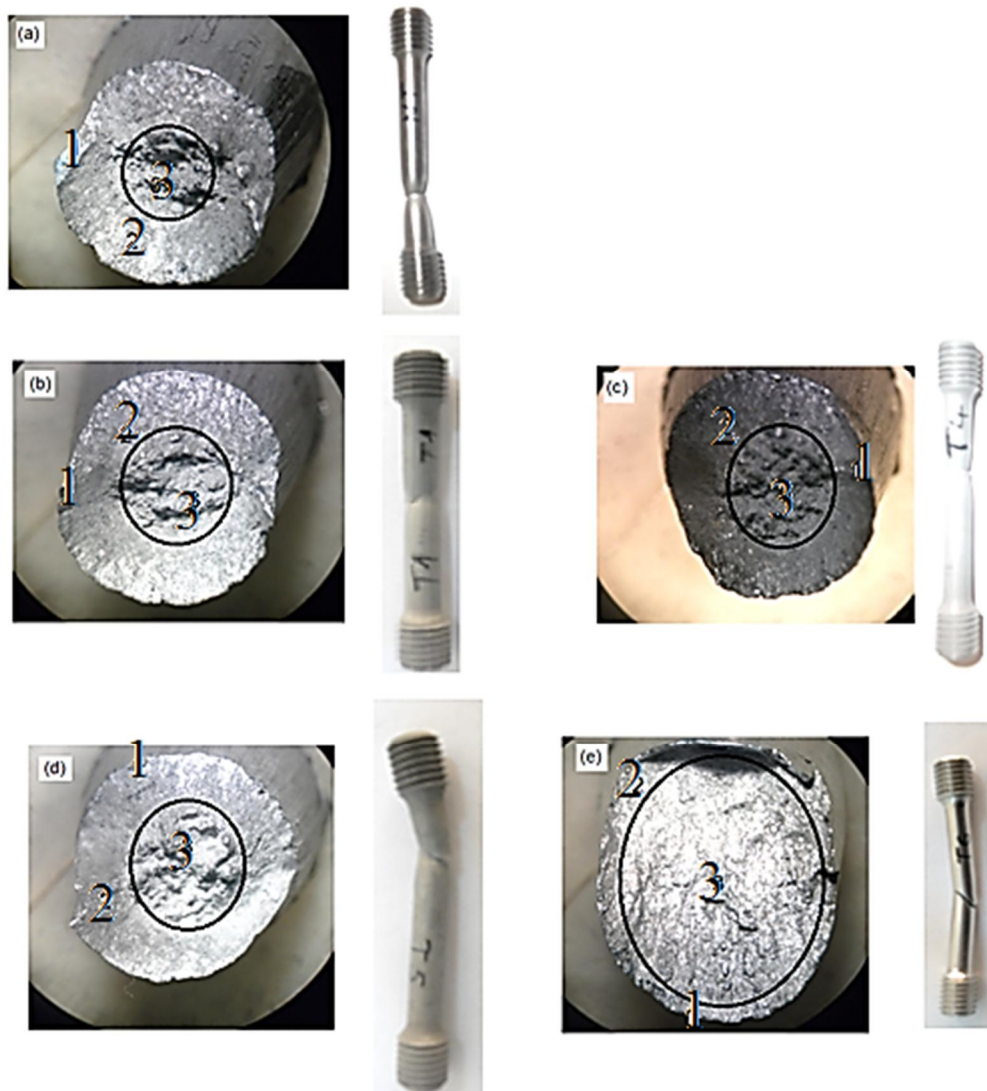


**Fig. IV.2.** Histogramme de variation des propriétés mécaniques de l'alliage AA6005.

Le rapport  $R_m/Re$  et la capacité de durcissement par déformation (Strain Hardening Capacity) sont inversement proportionnels, ces deux paramètres caractérisent le domaine de déformation plastique, une SHC élevée (64 MPa pour l'état de réception) indique le comportement ductile à rupture sous sollicitation monotone, **Figure IV.3 (a et b)**, et aussi un comportement durcissant sous sollicitation cyclique, inversement aux petites valeurs de SHC (40 MPa pour l'état T6) qui peuvent indiquer un comportement fragile sous sollicitation monotone, **Figure IV.3 (d et e)** et un comportement adoucissant sous sollicitation cyclique. **Figure IV.3.**

Le coefficient d'érouissage ( $n$ ) et le module d'érouissage  $K$  sont aussi inversement proportionnels, les valeurs élevées de ( $n$ ), réduites de  $K$  pour les états de réception et T1 indiquent les grandes dislocations produites par les contraintes internes autour des précipités et les courtes longueurs des joints de grain ce qui favorisent la propagation des fissure. Le

phénomène inverse sera attaché aux états T5 et T6, pour les faibles valeurs de ( $n$ ) et grandes valeurs de  $K$ .



**Fig. IV.3.** Facies de rupture en traction des éprouvettes en AA6005 pour les états : (a) AA6005 AS-R, (b) AA 6005 T1, (c) AA6005 T4, (d) AA6005 T5, (e) AA 6005 T6, 1: amorçage, 2: propagation, 3: zone de rupture brutale.

On note qu'il y a une grande divergence entre les propriétés statiques sous différentes conditions de traitement, l'état de réception a eu les valeurs les plus faibles en résistance mécanique UTS et limite d'élasticité  $Y_S$  et la valeur la plus élevée d'élongation ( $\epsilon$  %) par rapport aux états traités. On peut justifier le phénomène par la grosseur de grain en état de réception ( $d=41.3\ \mu\text{m}$ ). **Figure IV.8.**

Les tailles de grain ( $d=27\ \mu\text{m}$  et  $d=39\ \mu\text{m}$ ), peuvent-être les mêmes justifications pour les hautes résistances mécanique et d'élasticité des états T6 et T5, ces résultats sont en concordance totale avec les travaux de **O. Kessler** et **M. Reich** sur *Al-0.6Mg-0.7Si* [**KES et al 2010**] et **K. Strobel** et al sur AA 6000 [**STR et al 2011**].

Les raisons des faibles résistances mécaniques et d'élasticité de l'état T1 par rapport à l'état T4 étaient les grandes tailles des grains ( $d=39.6\ \mu\text{m}$  pour état T1), et ( $d=29\ \mu\text{m}$  pour l'état

T4), ainsi que l'absence des obstacles en taille adéquates augmentant les résistances, la grosseur du grain du premier état est due à la faibles vitesses de refroidissement, le manque des précipités de tailles adéquates est due à la faible cinétique de diffusion à basse température.

#### IV.2.2. Résultats des essais de fatigue

Nous rappelons que dans le cas de notre alliage AA6005, les essais ont été réalisés en flexion rotative purement alternée ( $R = -1$ ), sous chargement constant et à l'ambiante. Les résultats des essais de fatigue obtenus pour une fréquence de 28Hz, sur des éprouvettes cylindriques à rugosité identique pour l'ensemble des états "réception et traités", sont présentés à la **figure IV.4**. Nous pouvons constater la forte influence des traitements sur la tenue en fatigue. Cette influence est faible pour les niveaux élevés de contrainte et se caractérise par une convergence entre les nombres de cycles à rupture de chaque type de traitement, alors elle est d'autant plus marquée "divergence" que le niveau de contrainte appliquée est faible "endurance". La diminution de l'abattement, lorsque le niveau de contrainte augmente, s'explique par le fait que, lorsque le niveau de contrainte augmente, la phase d'amorçage tend à perdre son caractère prédominant au bénéfice de la propagation, car les défauts métallurgiques situés en surface, comme les précipités, sont fortement sollicités et génèrent de fortes concentrations de contrainte, qui prennent le dessus sur la concentration de contrainte liée à la rugosité. Par contre, pour les faibles niveaux de contrainte, pour lesquels la durée de vie est essentiellement consommée par la phase d'amorçage des fissures de fatigue, ces défauts préexistants perdent leur caractère prédominant, laissant le contrôle de la phase d'amorçage à la rugosité d'usinage et ce d'autant plus que le niveau de contrainte diminue.

L'état de réception "AS-R" montre la plus faible résistance à la fatigue par rapport les autres états de traitement, ce niveau de résistance est due au faible longueur de joint de grain, fonction inverse de la taille de grain ( $d = 41.3 \mu\text{m}$ ), **Figure IV.8**, aussi au présence de précipités micrométriques  $Mg_2Si$  avec les dispersoïdes intermétalliques complexes composés de fer, manganèse et silicium dans la matrice (**analyse des Figures 13,14 et 15**), et la grande taille de cristallite détectée par **X-Ray** avec la présence de la microdéformation initiale en plus du comportement durcissant cyclique pendant la fatigue.

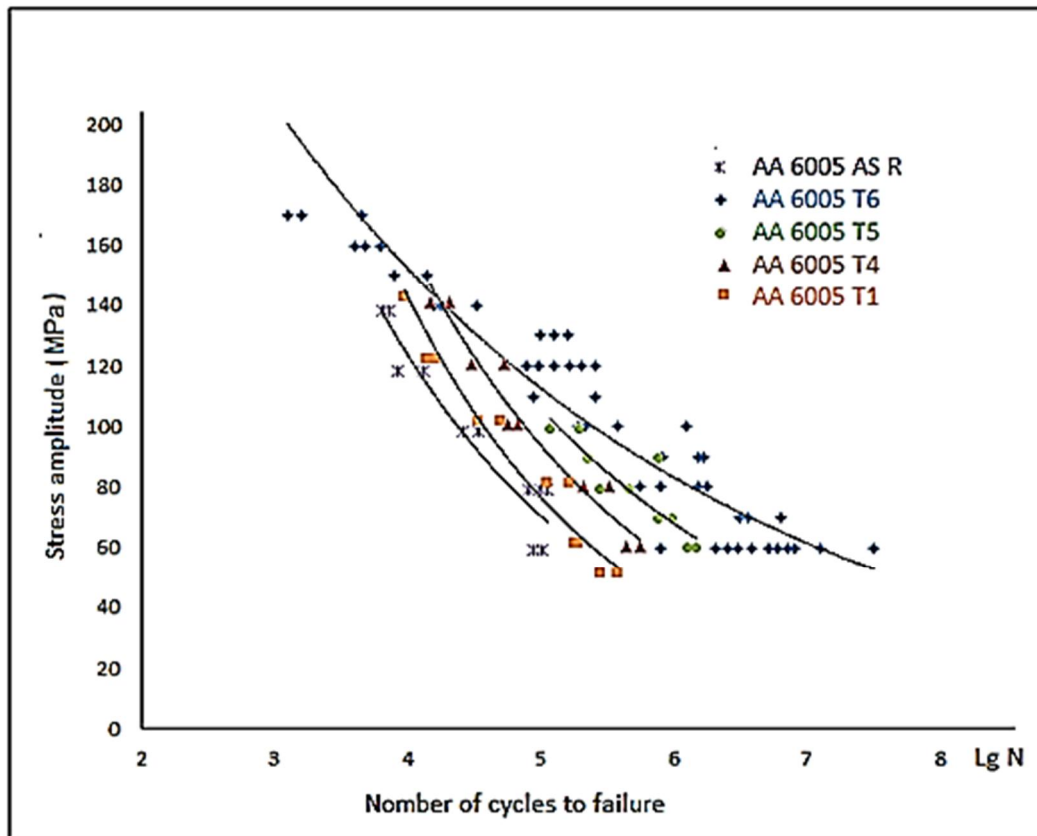
L'endurance maximale a été marquée pour l'état T6, cette augmentation est due à l'adaptation de la microdéformation initiale de l'adoucissement cyclique pendant la fatigue, et à la plus grande longueur du joint de grain ( $d = 27 \mu\text{m}$ ), **Figure IV.9**, le nombre élevé des précipités non-cisaillables  $\beta$  " et le  $\beta'$ , **Figure IV.16**, et la taille adéquate taille de cristallites (**Tableau IV-10**) qui peuvent augmenter la densité de dislocation donc les interactions précipités - dislocations et dislocations - dislocations. La vitesse de propagation des fissures vde fatigue dans les alliages Al-Mg-Si peut être fortement influencée par le contenu des dispersoïdes dû à la présence du manganèse, **Figure IV.16 et 18**, ceci est en bon accord avec les travaux de **[STR et al 2011]**.

La quantité modérée d'obstacles constitués par les précipités non cisaillables freinant la propagation des fissures (**Figures 16 et 19**), augmentations en taille des cristallites (**Tableau IV-10**), la réduction en longueur du joint de grain sont les raisons de la réduction de l'endurance de l'état T5 par rapport l'état T6.

Vue la petite taille des clusters et **zones GP**, qui sont cisaillables, formés par la faible cinétique de diffusion à basse température (air sous courbe de la **Figure IV.31 c**), le haut niveau des microdéformations préexistantes en plus du durcissement cyclique pendant la

fatigue, la petite taille des cristallites (**Tableau IV-10**). L'état T4 a eu une résistance à la fatigue très réduite par rapport l'endurance de l'état T6.

Dans le même contexte, L'état T1 présente la basse résistance a la fatigue par rapport à celle de l'état T5 ; ceci peut être expliqué par le nombre limité en précipités GP cisailables (**figure IV.31-d**), un niveau élevé en microdéformations (**Tableau IV-10**), durcissement cyclique pendant la fatigue et une grosseur de grain caractérisée par une courte longueur de joint (**figure IV.12**).



**Fig. IV. 4.** Courbes Contrainte-durée de vie de l'alliage AA 6005 en différents états de traitement.

### IV.2.3. Résultats des essais de Microdureté

Le principe de calcul de la dureté au cours des essais, suite à l'utilisation d'un pénétrateur de forme pyramidal de base carrée d'angle au sommet  $136^\circ$ , sous une charge constante pendant un temps (t), se fait par mesure de longueur d moyenne des deux diagonales de l'empreinte, à l'aide d'un système optique. La dureté Vickers "Hv" est donnée par la relation :

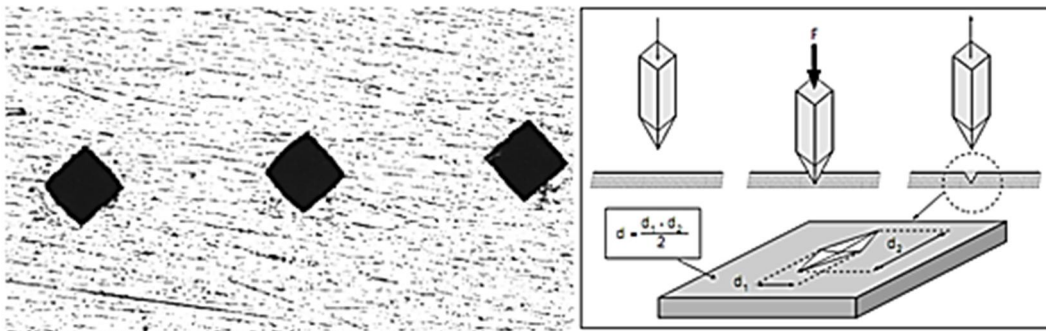
$$H_v = 1.854 \times \left( \frac{0.152 F}{d^2} \right)$$

F est une charge exprimée en N, et d en mm. (**Figure IV.5**)

les valeurs de la Microdureté des échantillons " état de réception et différents états de traitement sont présentées sur le **Tableau IV-2** et **Figure IV.6**, sur lesquels on peut remarquer une variation de ces valeurs.

On note que du point de vue scientifique, on peut séparer les essais de dureté des essais de Microdureté par le fait que les premiers intéressent un nombre quelquefois très important de grains de métal, alors que les seconds sont destinés en principe à définir les propriétés à l'intérieur des grains soit de la matrice, soit de ses divers constituants. Alors que les essais de dureté procurent une valeur moyenne des propriétés d'une zone de métal assez importante, les essais de Microdureté permettent de déterminer des caractéristiques locales. De ce fait cette distinction entre les valeurs de Microdureté est due à la variation en composition chimique, taille et en nombre des différents dispersoïdes et précipités, fonction des conditions de traitement de chaque échantillon testé.

La variation enregistrée en Microdureté traduit l'aptitude au durcissement structural par vieillissement selon les conditions imposées.



**Fig. IV.5.** Principe de calcul de la dureté Vickers.

La Microdureté est en relation directe avec le rapport (Mg/Si) de l'alliage à l'état de réception avec le même rapport au niveau des précipités en cas de traitement.

Notre alliage présente un rapport (Mg/Si) de  $(0,690 / 0,408 \approx 1,7)$  à l'état de réception, ce rapport rend notre matériau en alliage stœchiométrique. L'écart à la stœchiométrie  $< 1,7$ , implique une présence d'un excès de silicium, premier responsable de durcissement des alliages de la série 6000.

**Tableau IV-2.** Valeurs de Microdureté de l'alliage AA6005 sous différents états de traitement.

Condition	6005 T1	6005 T4	6005 T5	6005 T6	6005 AS R
Hv (MPa)	72.6	82.85	85.65	88.15	62.05

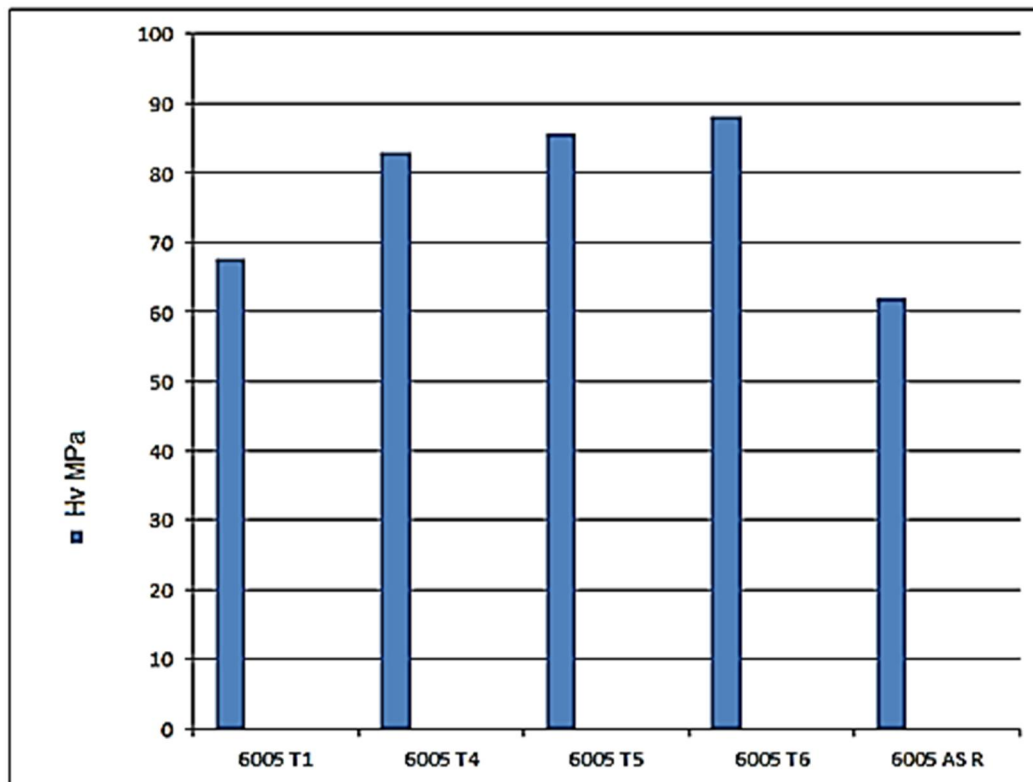
#### IV.2.3.1. Discussion Microdureté

L'alliage AA6005, montre un pic en Microdureté à l'état T6, elle est liée à la formation des phases  $\beta''$  et  $\beta'$ . Ces phases sont formées en grande quantité, due à la grande vitesse de précipitation à haute température. La valeur maximale de la micro dureté est de 88.15 Hv. **Figure IV.16.**

Le deuxième pic en Microdureté se présente à l'état T5, vue la quantité réduite en lacunes liée à la faible vitesse de refroidissement, **Figure IV.17.**

La présence des **zones GP**, caractérisées par leur faible dureté, même en quantité, en état T4, améliore la Microdureté de cet états par rapport l'état non traite, mais sans atteint les pics de dureté mentionnés pour T6 et T5. **Figure IV.31-(c)**.

La faible quantité en lacune, sous l'effet de faible vitesse de refroidissement, et la faible cinétique de précipitation due à la basse température (vieillessement naturel), indique la faible Microdureté de l'état T1. **Figure IV.31-(d)**.



**Fig. IV.6.** Histogramme de variation de Microdureté de l'alliage AA6005.

#### IV.2.4. Etude métallographique par M O de l'évolution microstructurale

Le changement microstructural des échantillons en alliage étudié, en différents états, états de réception et traités thermiquement, a été caractérisé et suivie au préalable par un Microscope Optique. L'observation métallographique, nous a permis de révéler des certains détails microstructuraux et en particulier de suivre la variation de la taille des grains et la présence des particules.

Nous avons utilisés la méthode de comptage basée sur la technique planimétrique, appelé de Jefferies, pour la détermination estimative de la taille des grains. Cette technique est la plus usuelle lorsqu'on cherche une estimation quantitative de la taille de grains, que ce soit dans le contrôle de la production ou dans la recherche.

Cette méthode consiste à inscrire sur l'image de l'échantillon un cercle d'aire connue tracé sur écran dépoli du microscope optique. On compte le nombre de grains situés entièrement à l'intérieur du cercle ( $N_i$ ) et on l'ajoute ensuite à la moitié du nombre des graines coupés par la circonférence ( $N_c$ ) de ce cercle. Le nombre total de grains, ( $N_T$ ) sera donc:



$$NT = Ni + \frac{Nc}{2}$$

L'aire vraie divisée par le nombre total de grains comptés donne l'aire moyenne des grains.

Si G est le grossissement de l'image qui apparaît sur l'écran dépoli, la vraie surface, Av explorée sur l'échantillon est :

$$Av = \frac{A \text{ observée}}{G^2}$$

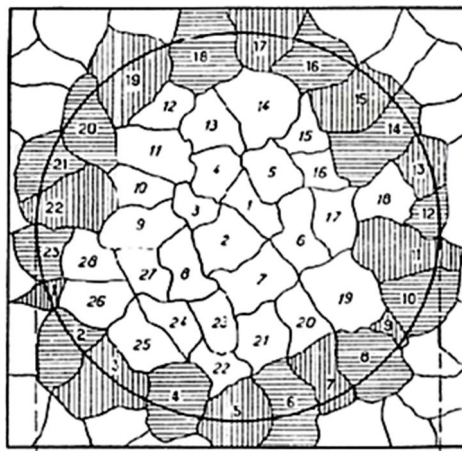
D'où l'aire moyenne réelle du grain qui est donnée par:

$$Ag = \frac{Av}{NT}$$

Le diamètre moyen en millimètres du grain de vraie grandeur est:  $d = \sqrt{\frac{Av}{NT}}$

On note que la détermination de la taille des grains sur des échantillons métallographiques est réalisée à un grossissement adapté à la taille de grains. Ce grossissement est choisi de façon à avoir un nombre suffisant de grains dans l'image. **Figure IV.7.**

L'utilisation de la méthode planimétrique de jefferies nous a permis de calculer estimatifement la taille des grains et suivre leurs variations. Les tailles moyennes des grains de l'alliage AA6005 à l'état de réception et sous différents états de traitement sont présentées dans le **Tableau IV-3.**



**Fig. IV.7.** Méthode planimétrique pour le calcul de la taille moyenne des grains.

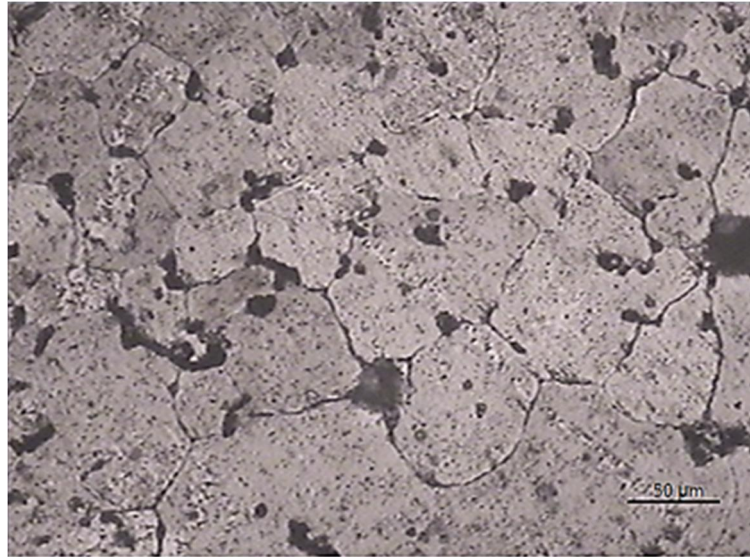
**Tableau IV-3.** Taille moyenne des grains de l'alliage étudié sous différents états de traitement.

Etat d'alliage	6005 AS-R	6005 T6	6005 T5	6005 T4	6005 T1
Taille moyenne du grain (µm)	41.3	27	39	29	39.6

**IV.2.4.1. Microstructure de l'état de réception:**

La **figure IV.8** présente la microstructure optique typique de l'alliage AA6005 étudié à l'état de réception, cet état qui dépend intimement de l'histoire d'obtention du matériau, se manifestent par l'existence des taches sombres et d'autres clairs repartis aléatoirement à l'intérieur des grains, pouvant être attribués aux particules, composés intermétalliques et

dispersoids présents à l'état de coulée. Certaines particules ont une taille micrométrique, elles sont formées durant l'élaboration des alliages étudiés. La taille moyenne des grains qui sont presque hétérogène, a été déterminée à partir d'une moyenne de plusieurs mesures prises simultanément, est de l'ordre de 41.3  $\mu\text{m}$ .

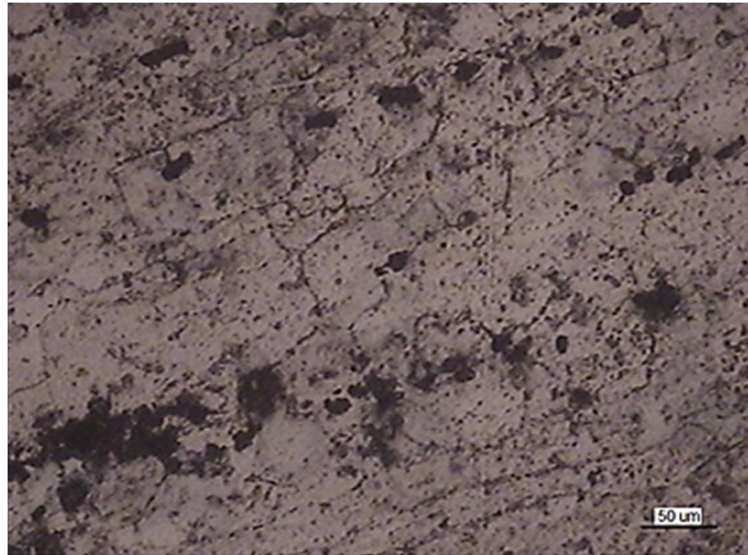


**Fig. IV.8.** Microstructure obtenue par M O de l'alliage étudié à l'état de réception.

#### IV.2.4.2. Etat vieillis artificiellement:

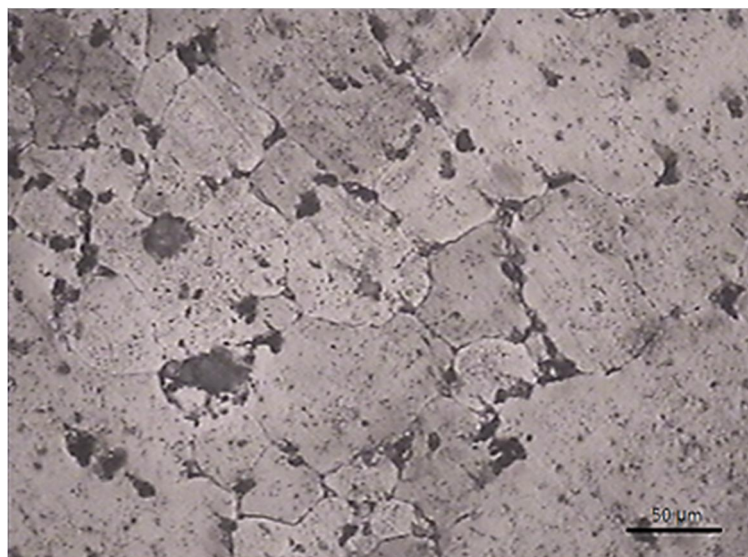
Après avoir homogénéisés à 520°C pendant 01 heure et trempés dans deux milieux différents " l'eau froide et l'air comprime" et avec deux différentes vitesses, la première est de plus de 3°C par seconde, la deuxième avec une vitesse de 45°C par minute, les deux états homogénéisés ont subi un traitement de vieillissement a la température 180°C pendant 8 h . Les microstructures obtenues par le microscope optique sont présentées sur les **Figures (IV.9 et IV.10)**.

**La Figure IV.9** présente la microstructure optique de l' alliage étudié homogénéisés à la température 520°C pendant une heure , trempé à l'eau froide puis vieillis à la température 180°C pendant 8heure, appelé état T6, sur laquelle nous pouvons observer, une nouvelle microstructure homogène , caractérisée par une taille de grain moyenne de 27  $\mu\text{m}$ , plus petite que la taille de l'état de réception et plus régulière , calculé par la méthode citée précédemment , aussi un changement en taille des taches sombres sur les joints de grain et la présence d'autres taches claires plus répandues et repartis aléatoirement à l'intérieur des grains avec des tailles différentes de celles observées dans la **Figure IV.8**. Cette nouvelle répartition des taches sombres et claires est due aux formations des phases métastables et stables par la cinétique de diffusion à haute température du traitement de vieillissement, la réduction en taille de grain est due à la grande vitesse de refroidissement, alors que la régularité de la taille de grain est due au même paramètre du rapport de refroidissement.



**Fig. IV.9.** Microstructure obtenue MO de l'alliage étudié à l'état de traitement T6.

On observe sur la **Figure IV.10**, la microstructure optique de l'alliage AA6005 homogénéisés à la température 520°C pendant une heure, trempé à l'air avec la vitesse de 45°C/min puis vieillis à la température 180°C pendant 8heure, appelé état T5, cette figure présente des grains légèrement grands et hétérogènes par rapport à ceux observés dans la **Figure IV.9**, avec une taille de 39 µm, on observe aussi la réapparition des particules observées dans l'état de réception **Figure IV.8**, ce qui signifie que ces particules restent insolubles même après ce traitement d'homogénéisation. Des taches sombres et claires avec une quantité réduite que l'état T6 due aux formations des phases métastables et stables par la cinétique de diffusion à haute température du traitement de vieillissement sur un nombre de lacune réduit suite à la vitesse modérée de refroidissement et avec une répartition hétérogène dans la matrice d'aluminium. Une irrégularité de la taille de grain est remarquée sur la microstructure de l'état T5, elle est due aussi à la vitesse modérée de refroidissement.



**Fig. IV.10.** Microstructure obtenue par M O de l'alliage étudié à l'état de traitement T5.

#### IV.2.4.3. Etat de vieillissement naturel

La Figure IV.11 présente la microstructure de l'alliage AA6005, ayant subi une maturation naturelle à 40°C pour une durée de 336 heures après une trempe à l'eau, état désigné par T4. Nous observons sur cette dernière une structure régulière et homogène avec une taille moyenne de 29  $\mu\text{m}$ .

Les deux types de particules sombres et claires sont réduits en quantité et en taille par rapport celles observés à l'état T6, distribuées de façon hétérogène aux joints des grains de la phase mère. La réduction de la taille des grains après la maturation naturelle est un résultat de la grande vitesse de refroidissement alors que la diminution de la taille et de la quantité des particules est provoquée par la faible cinétique de diffusion à basse température, ce qui réduit le nombre obstacles à la libre propagation des dislocations du réseau sous sollicitation statique et dynamique.

La Figure IV.12 présente la microstructure optique de l'alliage étudié homogénéisés à la température 520°C pendant une heure, trempé à l'air avec la vitesse de 45°C/min puis vieillis à la température 40°C pendant 336 heures, appelé état T1, sur laquelle nous pouvons observer, une structure hétérogène plus proche à celle de l'état de réception, cette microstructure est de taille moyenne de 39.6  $\mu\text{m}$ . Les particules sombres et claires sont presque de même nombre et taille que de l'état de réception réparties sur les joints des grains et parfois concentrer dans certaines régions à l'intérieur du grain, la grande taille du grain de la phase mère est due à la faible vitesse de refroidissement au cours de trempe, alors que le nombre réduit et la petite taille des particules sont due au faible cinétique de diffusion à basse température.

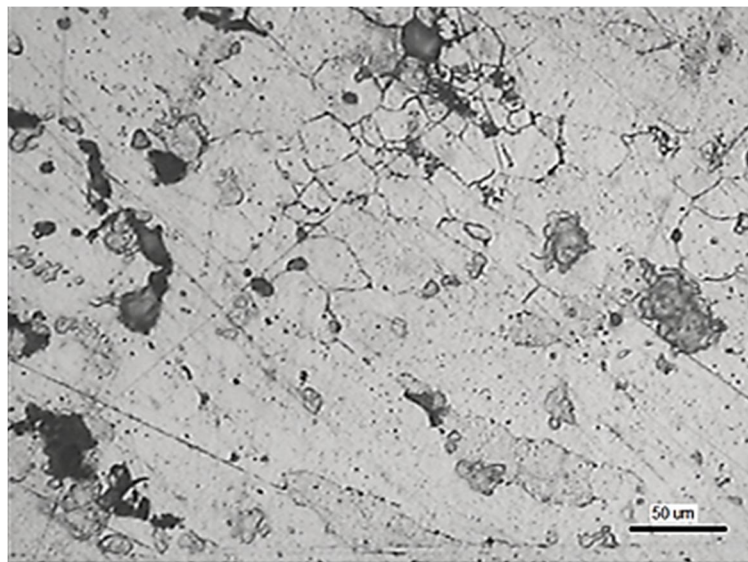
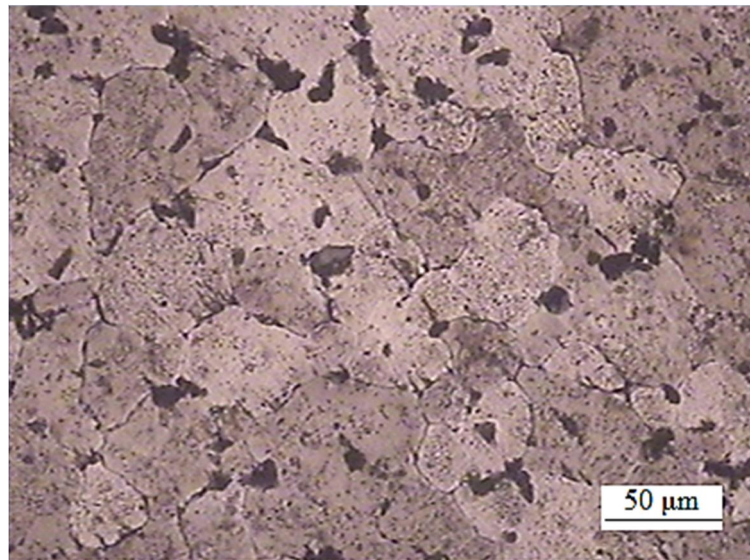


Fig. IV.11. Microstructure obtenue par M O de l'alliage étudié à l'état de traitement T4.



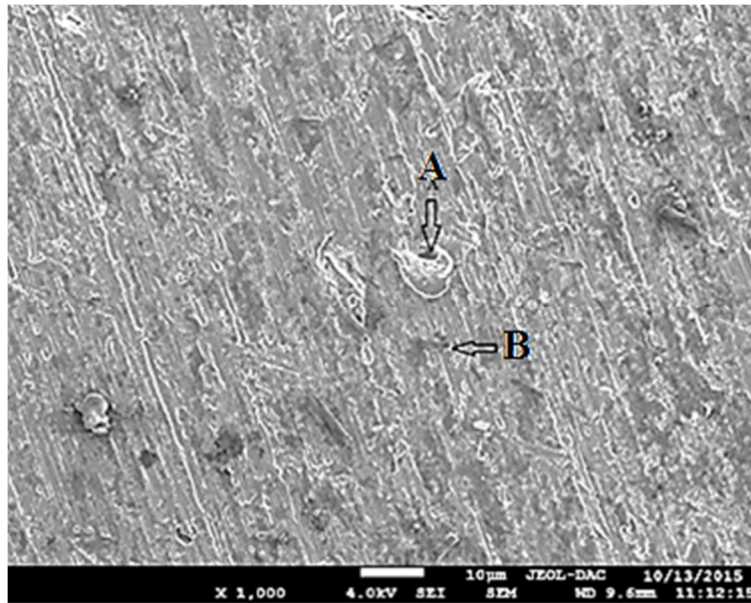
**Fig. IV.12.** Microstructure obtenue par M O de l'alliage AA 6005 à l'état de traitement T1.

#### **IV.2.5. Observations microstructurales par Microscopie électronique à balayage (MEB)**

Les observations microstructurales sont réalisées sur des échantillons polis et attaqués chimiquement par la solution Keller, sur un microscope électronique à balayage, alors que l'identification des particules par analyses de ses compositions chimiques est faite par le système de rayon X à dispersion d'énergie (EDX), attache au même équipement.

##### **IV.2.5.1. Microstructure électronique de l'état de réception**

La **Figure IV.13** montre la microstructure de l'échantillon non traité, obtenue par le microscope électronique à balayage (MEB), cette observation peut expliquer l'histoire d'obtention du matériau. Une coexistence des grosses et fines particules est observée dans la microstructure de cet état. Les fines sont de grande densité. Cependant une faible densité est observée pour les grosses particules. Les particules présentes sont réparties d'une façon aléatoire dans la matrice de l'alliage. La microstructure montre deux types de précipités, l'un apparaît clair et très fin et l'autre sombre et relativement gros. la détermination de la composition chimique de ces précipités nécessite d'en effectuer une analyse par **EDX** (*Energy Dispersive X-ray analysis*). Selon des travaux d'analyse des précipités effectués sur des alliages similaires [**ZAZ 2011, HAM 2014, SER 2014**], les deux types de précipités observés peuvent être attribués à la phase  $\beta$ - $Mg_2Si$  persistante même à haute température, et la phase  $\alpha$ - $AlFe(Mn)Si$ , phase stable à haute température d'élaboration. En effet, la présence du Mn et en plus du Fe dans les alliages Al-Mg-Si, favorise l'apparition de la phase du type  $\alpha$ - $AlFe(Mn)Si$ . Cette dernière phase est plus répandue après un traitement thermique à hautes températures. La présence du Mn peut contrôler la taille du grain et donner une meilleure résistance mécanique aux alliages d'aluminium. [**SER 2014**].



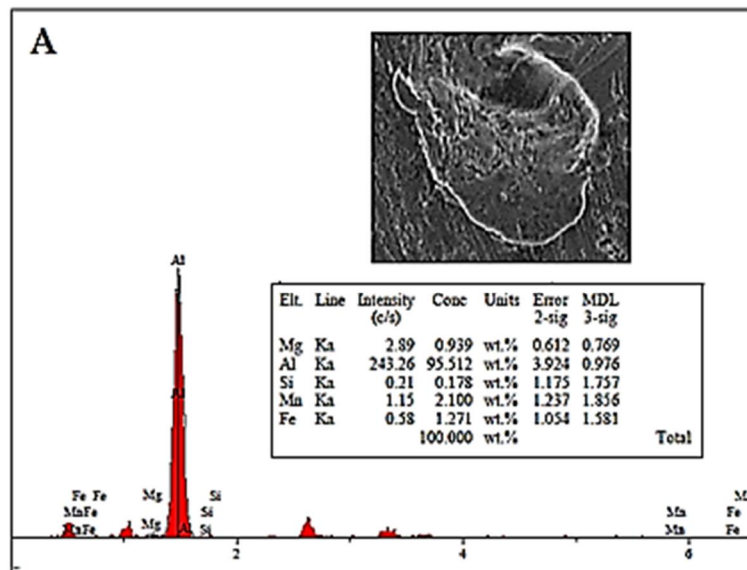
**Fig. IV.13.** Microstructure obtenue par MEB de l'alliage étudié à l'état de réception AS-R.

L'analyse par diffraction énergétique des rayons X nous a permis de connaître la composition chimique des deux types de précipités (particules) analysés.

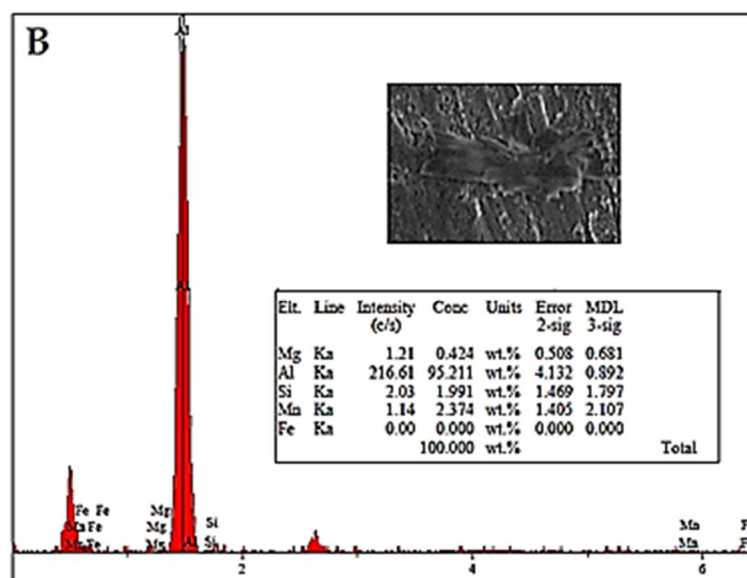
Les spectres d'analyse par l'EDX figurés en **Figs. IV.14 et IV.15**, sur deux points de notre alliage à l'état de réception, montre la présence des éléments d'addition Mg, Si, Mn et Fe avec de différentes teneurs sur les particules analysées. La présence du fer favorise la formation de précipités ( $\alpha$ -AlSiFe). En effet, le fer a une grande affinité au silicium. La présence du manganèse et en plus du fer favorise la formation des précipités  $\alpha$ -AlSi(Mn,Fe). L'incorporation du manganèse dans la phase du type  $\alpha$ -AlSiFe favorise l'amélioration des propriétés mécaniques alors que la présence des particules  $\alpha$ -AlSiFe dans l'alliage détériore ses propriétés mécaniques, ces résultats sont en concordance avec les résultats de **[Serradj 2014]**.

**La Figure IV.14** nous renseigne sur la composition qualitative de la particule "A", claire et riche en (Al-Fe-Mn-Si) "intermétallique de fer". La composition chimique de ces particules varie en fonction de l'histoire thermique (vitesse, température du chauffage et temps de maintien et la vitesse de refroidissement) au cours d'élaboration, ces particules sont de taille micrométriques, et d'effet nocif sur comportement à la fatigue, car elles constituent des amorces de fissuration.

**La Figure IV.15**, montre une particule "B" riche en (Al-Mg-Si), avec un rapport de Si/Mg $\approx$ 4  $\gg$  2 "rapport stœchiométrique", ce qui indique que cette particule plus riche en silicium, l'excès de Si augmente également le durcissement par vieillissement artificiel ou naturel ultérieurement. D'après l'analyse de cette composition, la phase est stable  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si.



**Fig. IV.14.** Analyse chimique par l'EDX de la particule "A" précipité intermétallique de fer dans l'alliage 6005 à l'état de réception.

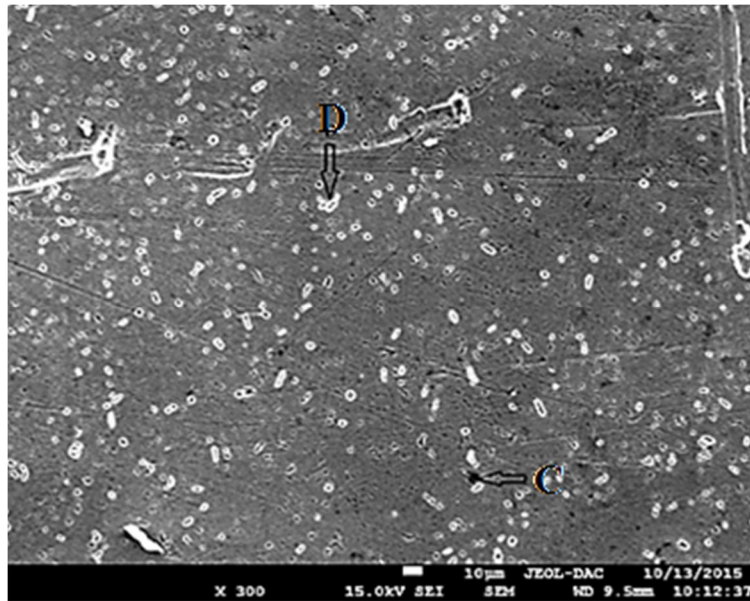


**Fig. IV.15.** Analyse chimique par l'EDX de la particule "B" précipité dans l'alliage 6005 à l'état de réception.

#### IV.2.5.2. Microstructure électronique de l'état T6

La Figure IV.16 montre la micrographie de l'échantillon en AA6005 à l'état vieillissement artificiellement à la température 180°C, maintenu au temps de 8 heures, suite à une trempe à l'eau, un grand nombre des différentes particules et précipités ayant des petites tailles, dispersées aléatoirement dans la matrice. La répartition et la densité de ces précipités varient intimement en fonction de la température du vieillissement et de la vitesse de refroidissement. La présence de ces fines particules dans l'alliage AA6005 T6 peut être expliqué par la variation du rapport Si /Mg et la présence du Manganèse. Les spectres d'analyse par EDX intégré au microscope électronique, pour la nature chimique des divers précipités, indiquent la présence de deux types de particules formées par les éléments d'addition Mg, Si, Mn et Fe

avec de différentes teneurs dont des particules de phase  $\alpha$ -AlFeMnSi riche en fer. **Figure IV.18** et d'autres qui ne contiennent que le magnésium et le silicium de phase  $\beta$ -Mg<sub>x</sub>Si<sub>y</sub>. **Figure IV.17**.

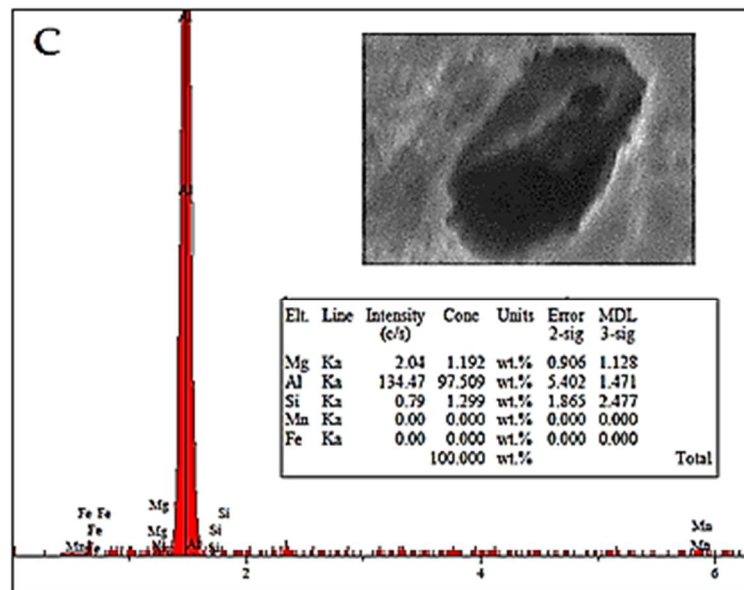


**Fig. IV.16.** Microstructure obtenue par le MEB de l'alliage AA 6005 à l'état T6.

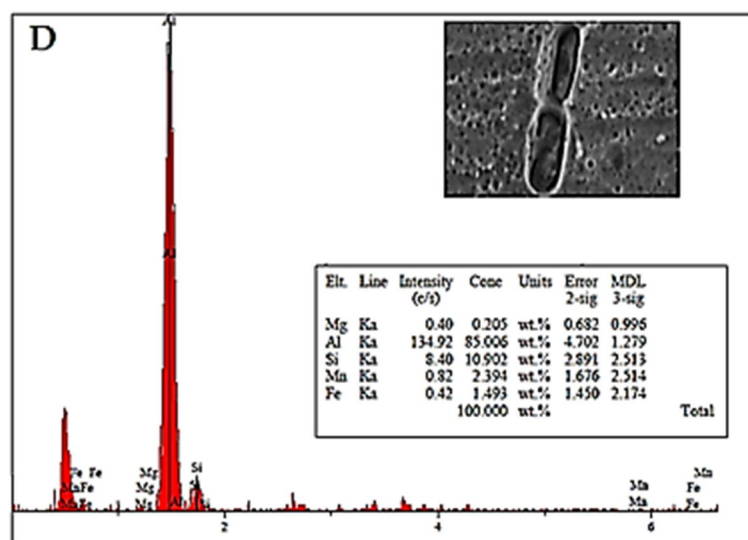
La **Figure IV.17** montre une particule "C" riche en (Al-Mg-Si), mais avec un rapport de Si/Mg $\approx$ 1 (< 2 "rapport stœchiométrique"), ce qui indique que cette particule est moins riche en silicium, la formation de ces particules provoque une diminution de la teneur en Si dans la matrice  $\alpha$  aluminium. En effet, les traitements thermiques favorisent la dissolution des particules du silicium formées pendant la coulée de l'alliage. D'après l'analyse de cette composition, ces précipités sont de la phase métastable  $\beta$ " la plus durcissant de la séquence de précipitation.

La **Figure IV.18** présente une particule riche en Si et Mn, particule intermétallique de fer de petite taille. Une densité plus élevée, en particules intermétalliques, augmente le nombre d'obstacles au déplacement des dislocations fraîches et préexistantes dans le matériau sous sollicitation.





**Fig. IV.17.** Analyse chimique par l'EDX de la particule "C" précipitée dans l'alliage 6005 à l'état T6.



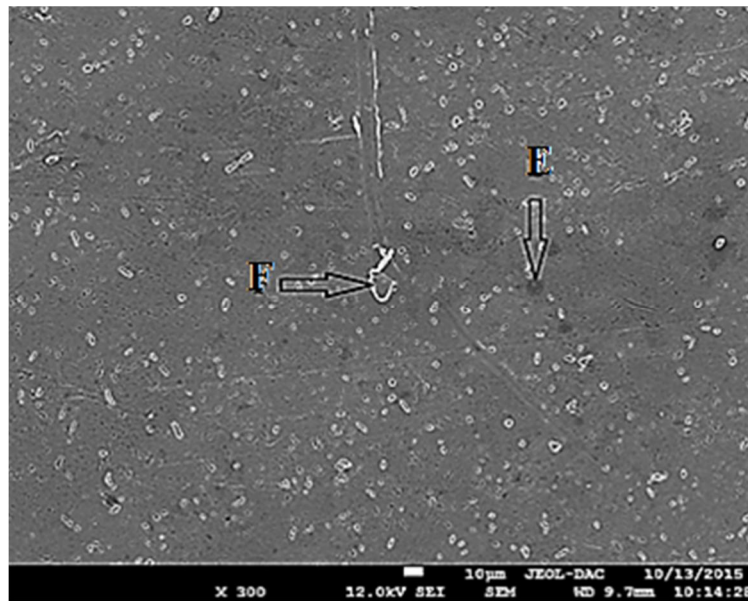
**Fig. IV.18.** Analyse chimique par l'EDX de la particule "D" précipité intermétallique de fer dans l'alliage 6005 à l'état T6.

#### IV.2.5.3. Microstructure électronique de l'état T5

La micrographie de l'échantillon en AA6005 vieillis artificiellement à la température 180°C, maintenu au temps 8 heures, suite à une trempe à l'air avec la vitesse de 45°C/min, état T5, est présentée sur la **Figure IV.19**. Selon la température du vieillissement et la vitesse de refroidissement, une quantité moins pour les particules et précipités avec des petites tailles, dispersées aléatoirement dans la matrice a été remarquée, le rapport Si/Mg et la présence du Manganèse sont les responsables de cette affinité des particules, alors que la vitesse de refroidissement influe le nombre de précipités. Cette densité modérée, en précipites et particules intermétalliques, améliore légèrement la résistance à la sollicitation statique et dynamique par le nombre modéré d'obstacle par rapport l'état non traité.

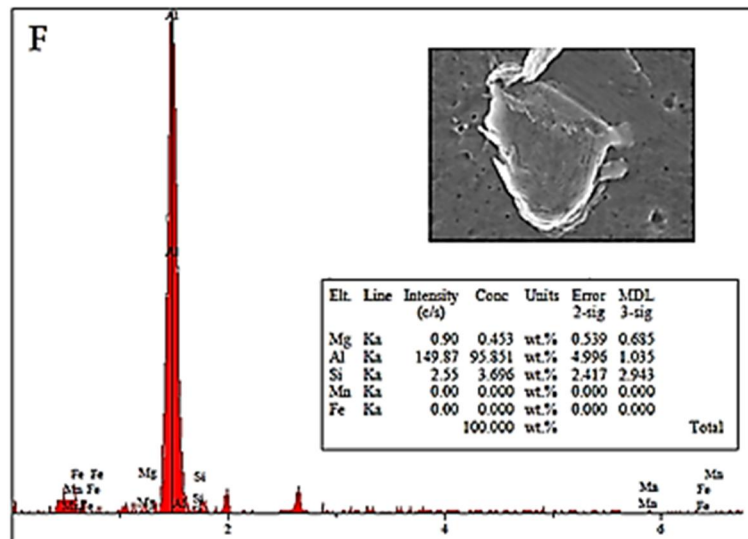
La **Figure IV.20** montre une particule "C" riche en (Mg-Si), mais avec un rapport de  $Si/Mg > 2$  "rapport stœchiométrique", ce qui indique que cette particule est plus riche en silicium, la formation de ces particules provoque une diminution majeure de la teneur en Si dans la matrice  $\alpha$  aluminium. D'après l'analyse de cette composition, ces précipités sont de la phase métastable  $\beta'$  probablement , phase légèrement moins durcissant de la séquence de précipitation.

La présence d'un taux élevé du fer, dans l'alliage AA 6005, est responsable de la formation des précipités typiques ( $\alpha-AlSiFe$ ), **Figure IV.21**, dont l'existence ne favorise pas l'amélioration des propriétés mécaniques de l'alliage à cause de l'asymétrie en morphologie de ces précipités. La présence du Mn en plus du Fe, favorise l'apparition de la phase du type  $\alpha-AlFeMnSi$ . Elle est plus répandue après un traitement thermique à hautes températures.

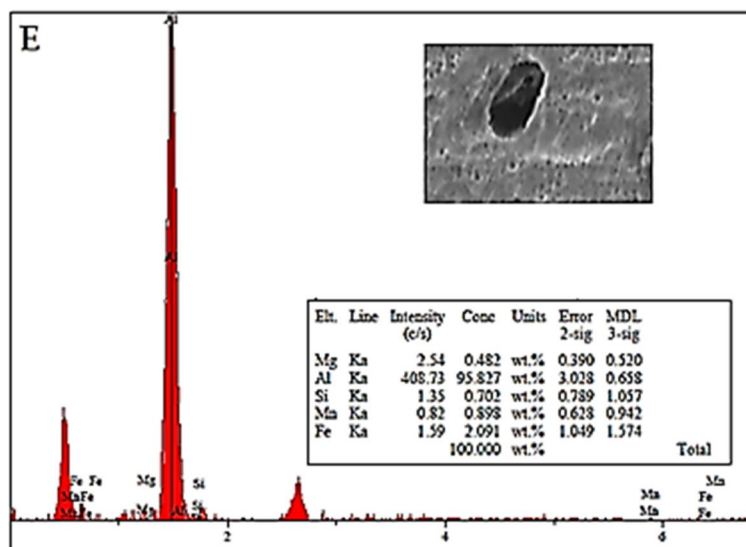


**Fig. IV.19.** Microstructure obtenue par le microscope électronique de l'alliage étudié à l'état T5.

Les traitements thermiques favorisent la dissolution des particules du silicium qui se forment pendant la coulée de l'alliage, le silicium réagit avec Al et Fe en formant les deux dispersoids cités auparavant. Il est important de remarquer que la formation de ces particules provoque la diminution de la teneur en silicium de la matrice.



**Fig. IV.20.** Analyse chimique par l'EDX de la particule "F" précipité dans l'alliage 6005 à l'état T5.



**Fig. IV.21.** Analyse chimique par l'EDX de la particule "E" précipité intermétallique de fer dans l'alliage 6005 à l'état T5.

#### IV.2.6. Etude par diffraction des rayons X

Afin de confirmer l'effet du changement structural, sous traitements thermiques, sur le comportement statico-dynamique de l'alliage AA 6005, nous avons étudié l'évolution de la microstructure de chaque échantillon de l'alliage étudié par l'analyse des spectres de diffraction obtenus par un diffractomètre de type « **PANalytical X'Pert PRO** » avec une anticathode en cuivre, une raie  $K\alpha_1$  de radiation  $\lambda_{K\alpha_1} = 0,15406$  nm et dont la raie  $K\alpha_2$  est isolée par utilisation d'un monochromateur arrière en graphite.

Les applications de la diffraction sur les matériaux sont multiples et ont pour but:

- 1- la détermination précise des paramètres de mailles.
- 2- l'identification et la quantification des phases connues dans un mélange ;
- 3- l'affinement des structures cristallographique ;

- 4- la détermination des structures des nouveaux composés;
- 5- l'estimation de la taille des mailles de la poudre ;
- 6- l'estimation des déformations élastiques internes.

#### IV.2.6.1. Distance inter-réticulaire, paramètres de maille et taille des cristallites

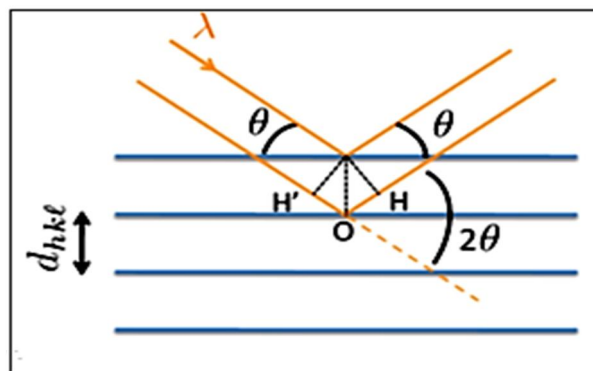
La loi de Bragg permet le calcul de la distance interréticulaire  $d_{hkl}$ , selon la **Figure IV.22**, si la différence de marche :

$$\delta = H'O + OH = 2OH, \text{ soit } \delta = 2d_{hkl} \sin \theta.$$

En cas d'accord de phase et si  $\delta$  est un multiple entier de la longueur d'onde  $\lambda$ :

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

L'analyse du spectre de diffraction, permet une identification précise de la position  $2\theta$  de chaque raie, de la connaissance des angles, on déduit ainsi les distances inter-réticulaires  $d_{hkl}$  on peut alors déterminer qualitativement les phases en présence par comparaison des distances inter-réticulaires calculées avec celles stockées dans des bases de données (fichiers JCPDS par exemple) si le composé est déjà connu et répertorié.



**Fig. IV.22.** Distance inter-réticulaire.

Cette indexation des pics permet la détermination des paramètres de maille "a" par: Dans le cas d'un système cubique:

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

La taille des cristallites "L" peut être déterminé par la formule de **SCHERRER** :

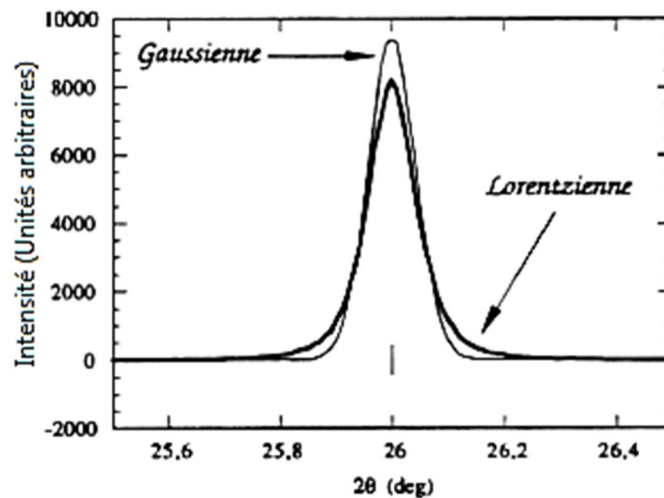
$$B(2\theta) = \left[ \frac{(K \cdot \lambda)}{(L \cdot \cos \theta)} \right] \quad \text{Avec:}$$

K: constante de **SCHERRER**=0,94 $\approx$ 1

B: largeur au pied de raie, L: taille de cristallite.

L'analyse des spectres, par le code de calcul "**Highscore plus**", permet la détermination de l'élargissement des raies de diffraction en raison de la taille finie des domaines diffractant à l'intérieur des grains. Pour de petites cristallites, le réseau cristallin ne peut pas être considéré comme infini et les tâches du réseau réciproque s'élargissent. Sous même analyse, le Profil des raies est déterminant pour la taille des cristallites.

Le profil expérimental d'une raie de diffraction est le produit de convolution d'une fonction instrumentale et du profil lié à la microstructure de l'échantillon. Généralement le profil de raies est décrit par un mélange de fonctions **Lorentzienne** et **Gaussienne**, **Figure IV.23**.



**Fig. IV.23.** Position du profil expérimental.

#### IV.2.6.2. Analyse et détermination des contraintes résiduelles

Nous avons utilisé la méthode non destructive basée sur les rayons X pour la caractérisation de contraintes, le principe est d'identifier l'état de contrainte interne des échantillons par la mesure des variations de certaines propriétés internes ou structurales du matériau.

Les longueurs d'ondes utilisées en diffraction des rayons X sont généralement du même ordre de grandeur que les distances interatomiques des métaux. La mesure de la déformation est effectuée à l'aide de loi de Bragg à partir de la mesure du déplacement d'une raie de diffraction correspondant à une famille de plans (hkl). Les déformations ainsi mesurées sont converties en contraintes du premier ordre "macro-contraintes" à l'aide des équations de l'élasticité, le seul inconvénient est la limitation de la diffraction sur les couches superficielles ce qui nécessite l'enlèvement successif de celles-ci si l'on désire connaître la répartition volumique des contraintes.

Les contraintes résiduelles macroscopiques sont calculées à partir des déformations en utilisant un modèle mécanique qui relie les déformations aux contraintes. Par suite, si le cristal est sollicité, les distances inter-réticulaires varient. Ceci entraîne une variation de la position des pics par rapport la position neutre. La déformation de la maille par changement des paramètres peut être déduite en mesurant les déplacements des pics, par suite, et sous application du model mécanique "coefficient d'élasticité", on peut déterminer les contraintes résiduelles dans le matériau.

La détermination des contraintes macroscopiques sous principe de la mesure des déformations par diffraction des rayons X est basée sur l'utilisation de la distance inter-réticulaire  $d_{hkl}$  d'une famille hkl de plans cristallographiques qui agit comme jauge de déformation, donc:

$$\varepsilon_{hkl} = \frac{(d_{hkl} - d_0)}{d_{hkl}}$$

Où  $\varepsilon_{hkl}$  est la déformation dans la direction normale aux plans hkl et  $d_0$  la distance Inter-réticulaire des plans hkl pour un échantillon non contraint.

La loi de Bragg permet de relier la distance inter-réticulaire des plans aux positions ( $2\theta$ ) des pics de diffraction :

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

Où n est l'ordre de réflexion et  $\lambda$  la longueur d'onde des rayons X. d'autre part la déformation  $\varepsilon_{hkl}$  s'exprime en fonction des angles de diffraction (pour  $\lambda$  constante) par:

$$\varepsilon_{hkl} = 1 - \frac{\sin \theta_{hkl}}{\sin \theta_0} \approx \text{Cotg } \theta_0 \text{ Avec } d\theta = \theta_{hkl} - \theta_0$$

**Remarque:** afin d'avoir un compromis entre la résolution spatiale et la précision de la mesure, nous choisissons des plans hkl avec un angle de diffraction proche de  $90^\circ$ .

#### IV.2.6.3. Identification des microstructures de l'alliage AA 6005 sous différents états de traitement

L'indexation des pics de diffraction a été faite selon les fiches ASTM (ICCD code 01-089-3657) présentés sur le **tableau VI. 4** et la **Figure VI.24**. Les pics de diffraction enregistrés correspondent à la structure de la matrice  $\alpha$  (CFC) de l'aluminium.

La **Figure IV.25** présente le spectre de diffraction des rayons X de l'alliage étudié à l'état de réception (brut) et leur grossissement (pour l'observation clairement des petites raies de diffraction des rayons X). La réflexion la plus intense est celle due aux plans (111), prescrite par les fiches ASTM. Ceci est lié généralement à l'absence des orientations privilégiées (texture), en autre terme la présence des faibles tensions internes suite à la faible vitesse de refroidissement au cours d'élaboration "sorte d'homogénéisation". Une petite variation de la distance inter-réticulaire au niveau de chaque raie de diffraction, et un décalage au niveau des positions des raies sont remarqués, ceci est expliqué par la présence des éléments d'additions et l'effet d'extrusion sur les microdéformations.

**Tableau IV-4.** Fiche ICDD de l'aluminium pure.

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	1	1	2,33800	38,473	100,0
2	2	0	0	2,02400	44,740	47,0
3	2	2	0	1,43100	65,135	22,0
4	3	1	1	1,22100	78,230	24,0
5	2	2	2	1,16900	82,438	7,0

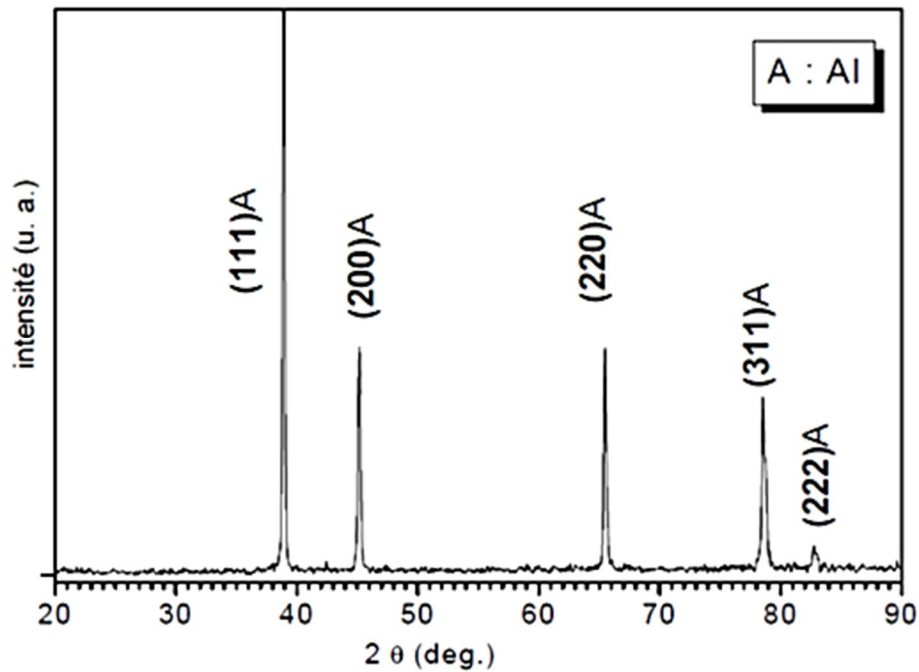


Fig. IV.24 Spectre DRX de l'aluminium pur.

Les **tableaux VI-5 à 9** et les **Figures IV.25 à 29**, montrent les spectres de diffraction des rayons X avec indexations des pics de diffraction à partir des caractéristiques cristallographiques de toutes les phases apparentes pour l'alliage AA6005 aux états brute et traités.

**Tableau IV-5.** Paramètres spectraux de AA6005 AS-R.

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	1	1	2,36983	37,919	100,0
2	2	0	0	2,05299	44,112	91,1
3	2	2	0	1,44154	64,661	1,7
4	3	1	1	1,22670	78,026	24,3
5	2	2	2	1,17419	82,242	7,3

**Tableau IV-6.** Paramètres spectraux de l'alliage AA6005 T6.

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	1	1	2,33796	38,472	0,6
2	2	0	0	2,02588	44,734	0,3
3	2	2	0	1,44154	65,092	0,1
4	3	1	1	1,22238	78,126	100,0
5	2	2	2	1,17070	82,292	0,01

**Tableau IV-7.** Paramètres spectraux d'AA6005 T5.

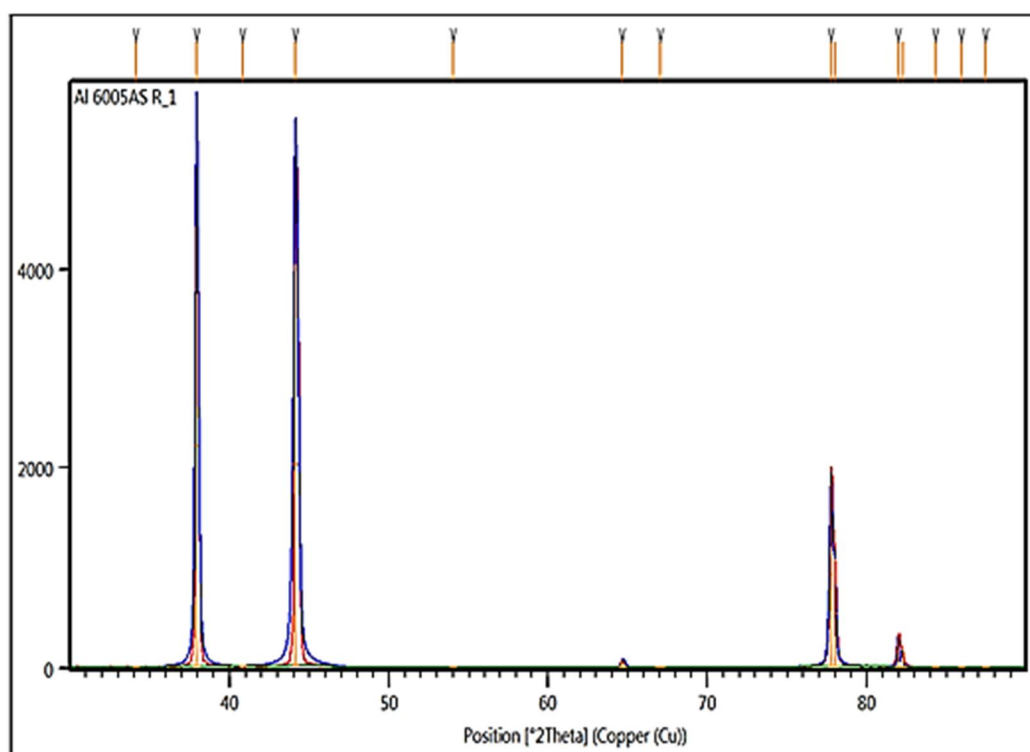
No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	1	1	2,35460	38,174	95
2	2	0	0	2,03541	44,475	39,3
3	2	2	0	1,43686	64,837	7,8
4	3	1	1	1,22213	78,143	100
5	2	2	2	1,17084	82,280	2,7

**Tableau IV-8.** Paramètres spectraux d'AA6005 T4.

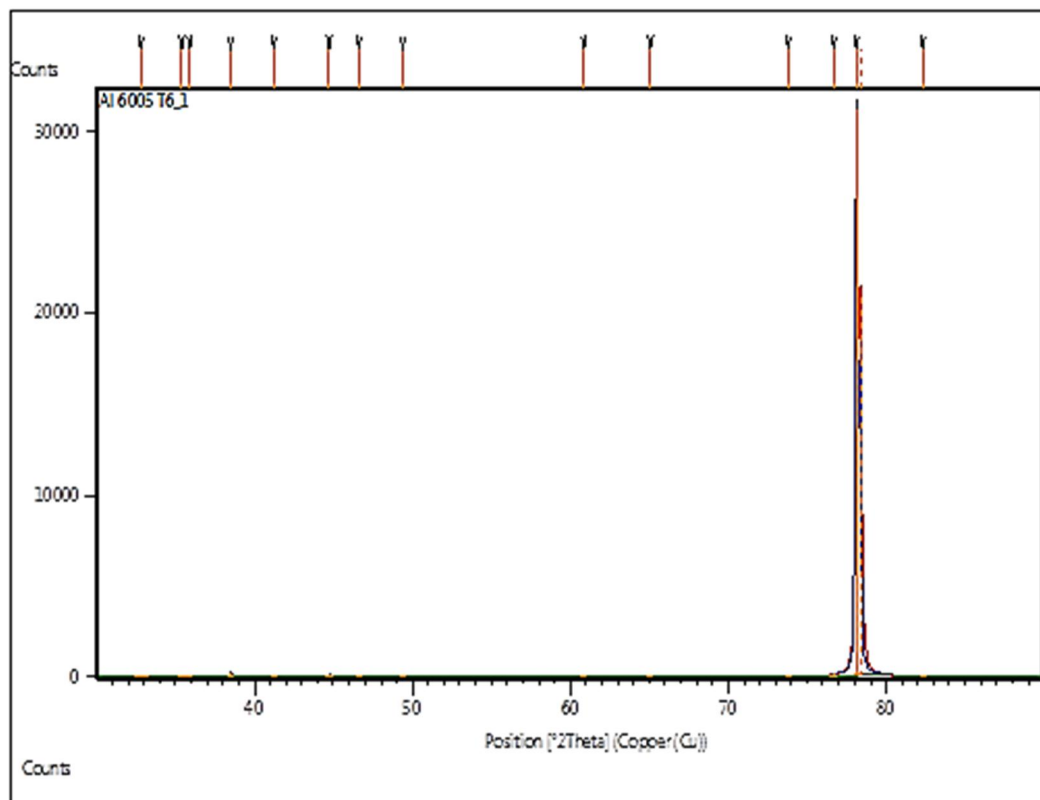
No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	1	1	2,36900	38,000	48,9
2	2	0	0	2,04534	44,475	25,6
3	2	2	0	1,44113	64,621	100
4	3	1	1	1,22677	77,791	12,4
5	2	2	2	1,17357	82,047	2,2

**Tableau IV-9.** Paramètres spectraux d'AA6005 T1.

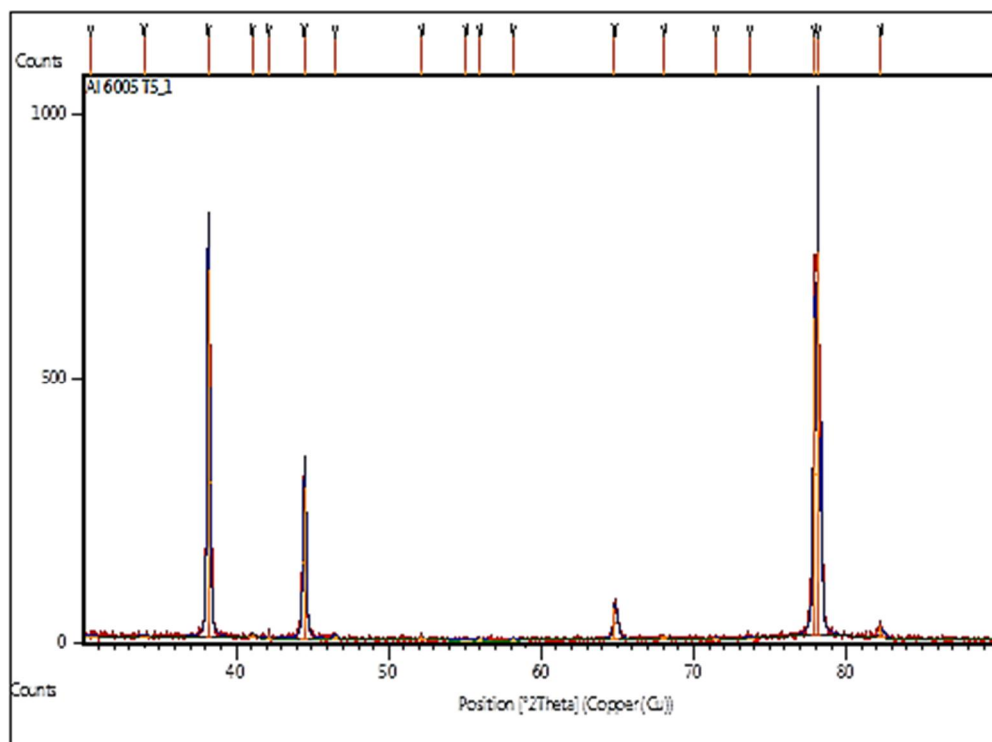
No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	1	1	2,35500	38,000	95,9
2	2	0	0	2,03568	44,507	100
3	2	2	0	1,44113	64,621	27,28
4	3	1	1	1,23157	77,791	16,3
5	2	2	2	1,17617	82,047	11

**Fig. IV.25.** Spectre DRX de l'aluminium 6005 à l'état brut "AS-R".





**Fig. II.26.** Spectre DRX de l'aluminium 6005 à l'état T6.



**Fig. IV.27.** Spectre DRX de l'aluminium 6005 à l'état T5.

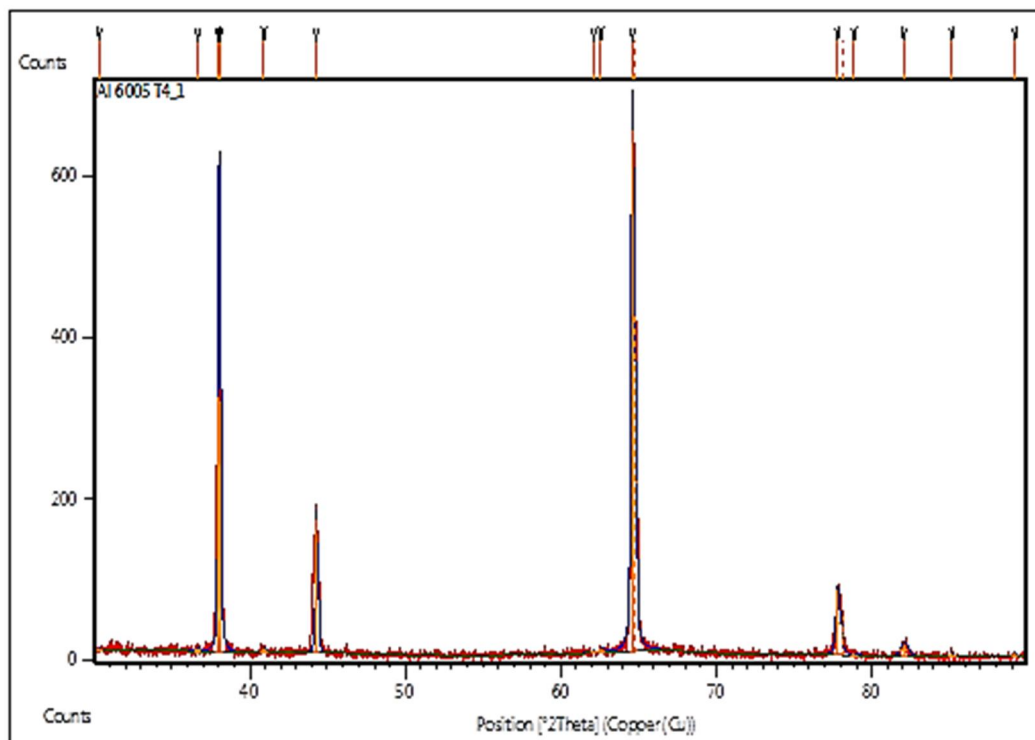


Fig. IV.28. Spectre DRX de l'aluminium 6005 à l'état T4.

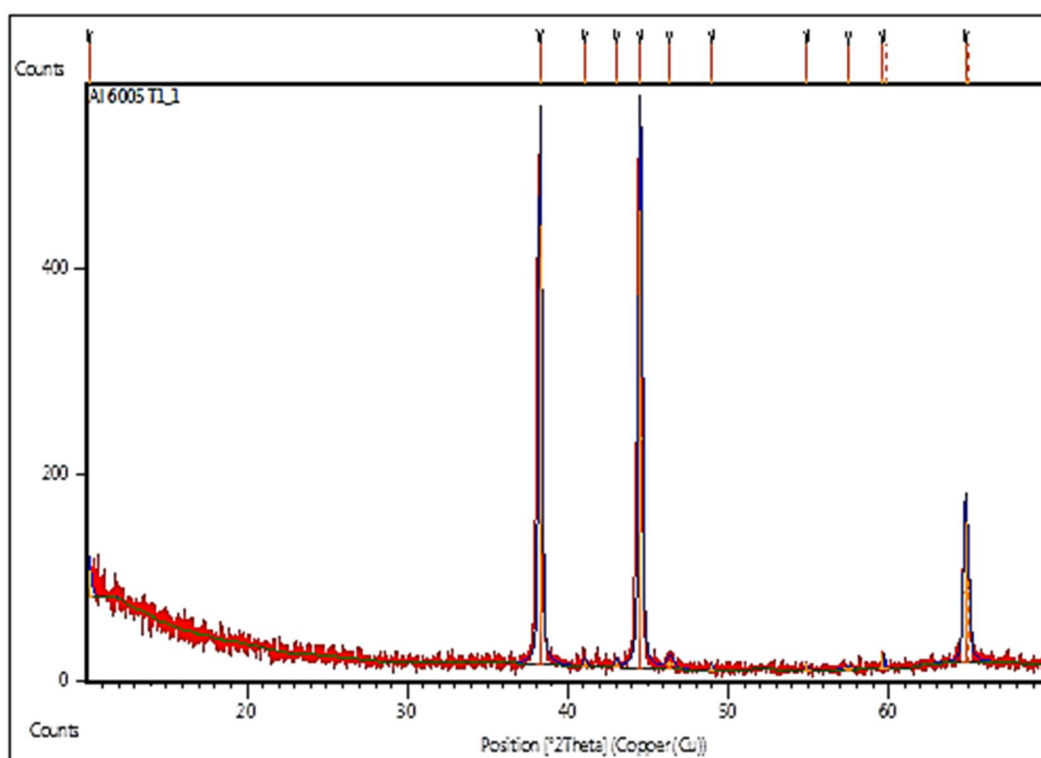


Fig. IV.29. Spectre DRX de l'aluminium 6005 à l'état T1.

#### IV.2.6.4. Superposition et dépouillement des diagrammes de diffraction des RX

La Figure IV.30 rassemble les spectres diffractogrammes DRX des états brut et traités de l'alliage AA6005. L'indexation des lignes (hkl) des pics de diffraction DRX a été faite à partir des caractéristiques cristallographiques de l'aluminium pur. Tous les diffractogrammes DRX ont été enregistrés sur le même diffractomètre, dans les mêmes conditions de caractérisation DRX.

En utilisant le logiciel **High Score**, on peut visualiser, sur le **Tableau IV- 10**, l'ensemble des paramètres liés au structure cristalline de la matrice d'aluminium; leur changement dû soit par la variation de la concentration des atomes solutés Mg et Si au cours de la précipitation de différentes phases, ainsi que le largeur à mi-hauteur *FWHM* (Full Width at Half Maximum) des pics de diffraction de la matrice  $\alpha$  d'aluminium, les tailles des cristallites et les contraintes internes et les microdéformations de chaque raie dans l'intervalle de diffraction de 30 à 90°.

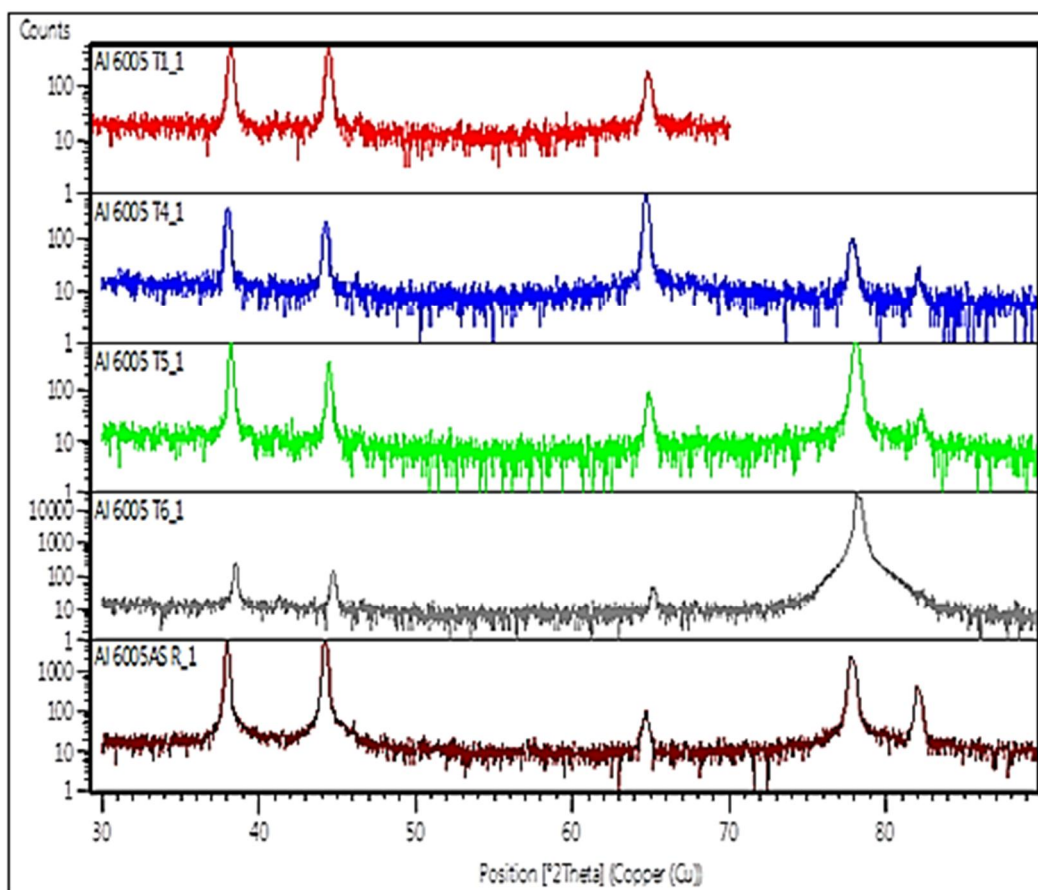


Fig. IV.30. Spectres comparatifs DRX de l'alliage AA 6005 en T6, T5, T4, T1, AS-R.

#### IV.2.6.5. Discussion des résultats de diffraction des rayons X

La Figure IV.25 présente le spectre de diffraction des rayons X de l'alliage étudié à l'état de réception (brut) et leur grossissement (pour l'observation clairement des petites raies de diffraction des rayons X). La réflexion la plus intense est celle due aux plans (111), prescrite par les fiches ASTM. Ceci est lié généralement à l'absence des orientations privilégiées

(texture), en autre terme la présence des faibles tensions internes suite à la faible vitesse de refroidissement au cours d'élaboration "sorte d'homogénéisation". Une petite variation de la distance inter-réticulaire au niveau de chaque raie de diffraction, et un décalage au niveau des positions des raies sont remarqués, ceci est expliqué par la présence des éléments d'additions, et l'effet d'extrusion sur les microdéformations. La phase  $Mg_2Si$  est présente sous pic à la position angulaire  $2\theta = 40.126^\circ$ , conformément à la fiche **ASTM ICDD** référence code 03-065-0970 (**Tableau IV-11**), selon l'observation électronique, cette phase est de taille micrométrique. Ces précipités grossiers constituent des sites d'initiation préférentiels de l'endommagement. **Figure IV.15**.

D'après les **Figures IV.26 et 27**, on constate que les cas de traitements T6 et T5, représentant les pics de dureté, la réflexion la plus intense remarquée c'est celle du plans (311) et non celle due aux plans (111), comme prescrite par les fiches **ASTM**. Ceci suppose l'existence d'une autre orientation privilégiée (texture). Les orientations qui possèdent relativement des proportions variables des grains se présentent en position de diffraction des familles des plans (111), (200), (220), (311) et (222). En revanche, l'apparition des pics caractéristiques sur les diagrammes **DRX** confirme l'existence des phases qui ont été développées lors des traitements de vieillissement et par conséquent, peuvent être identifiées en utilisant les cartes **ICDD** convenables. Les pics caractéristiques analysés révèlent la présence des précipités et dispersoïdes développés lors de la précipitation par vieillissement artificiel qui se résument comme suit :

- ☒  $\beta$  - ( $Mg_2Si$ ), l'analyse par DRX a toutefois mis en évidence une présence de précipités  $Mg_2Si$  de petites tailles aux joints de grains, issus de la coulée et non dissous par les traitements thermiques. Ces précipités se présentent sous pics de positions  $41,06^\circ$ , de rapport  $Si/Mg \approx 1$  pour l'état de traitement T6, et  $41,28^\circ$  de rapport  $Mg/Si > 2$  pour T5 autant qu'une phase intermédiaire. **Tableau IV-11**.
- ☒ **Phase GP primaire** - ( $Mg_5Si_6$ ), référence code: (ICCD, 01-088-1207), avec une très faible concentration et de pic de position  $46,820^\circ$  sur le plan (-313), **Tableau IV- 12**.
- ☒  $\alpha$ -( $AlFeMnSi$ ), Reference code:(ICCD00-042-1206), avec une très faible concentration et de pic de position  $43,370^\circ$  sur le plan (301). Pour le traitement T6, **Tableau IV-13**, la structure cristalline de cette phase est hexagonale avec paramètres de maille:

a (Å):	7,5198
b (Å):	7,5198
c (Å):	7,7688
Alpha (°):	90,0000
Beta (°):	90,0000
Gamma (°):	120,0000

**Tableau IV-10.** Paramètres cristallins de chaque état de traitement.(valeurs hors marge)

	6005 AS R	6005 T1	6005 T4	6005 T5	6005 T6
<b>Pic (111)</b>					
Pos 2 $\theta$ °	37,948	38,190	37,950	38,292	38,478
d Spacing	2,369	2,355	2,369	2,354	2,337
FWHM	0,190	0,28	0,27	0,206	0,180
Crystallite size	562,594	313,116	352,993	493,519	(600,123)
Microstrain	0,21055	0,37615	0,33557	0,23853	0,19476
<b>Pic (200)</b>					
Pos 2 $\theta$ °	44,112	44,507	44,268	44,475	44,734
d Spacing	2,052	2,035	2,045	2,035	2,025
FWHM	0,314	0,216	0,118	0,192	0,137
Crystallite size	313,299	467,596	(971,897)	515,847	(792,559)
Microstrain	0,32764	0,21767	0,10522	0,19728	0,12780
<b>Pic (220)</b>					
Pos 2 $\theta$ °	64,642	64,785	64,621	64,837	65,038
d Spacing	1,440	1,437	1,441	1,436	1,432
FWHM	0,072	0,096	0,192	0,240	0,110
Crystallite size	(33027,410)	(6751,896)	577,396	420,262	(6960,105)
Microstrain	0,00218	0,01064	0,12479	0,17094	0,01029
<b>Pic (311)</b>					
Pos 2 $\theta$ °	77,737	/	77,791	78,143	78,124
d Spacing	1,227	/	1,226	1,222	1,222
FWHM	0,216	/	0,240	0,120	0,168
Crystallite size	524,449	/	466,758	188,3577	(819,335)
Microstrain	0,11314	/	0,13141	0,03244	0,07459
<b>Pic (222)</b>					
Pos 2 $\theta$ °	82,026	/	82,047	82,280	82,356
d Spacing	1,173	/	1,173	1,170	1,169
FWHM	0,072	/	0,480	0,1920	0,192
Crystallite size	(36988,870)	/	204,913	684,586	685,227
Microstrain	0,00158	/	0,28635	0,08551	0,08536

**Tableau IV-11.** Fiche ICDD de la phase  $Mg_2Si$ .

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	1	1	3,66675	24,254	42,6
2	2	0	0	3,17550	28,077	11,9
3	2	2	0	2,245442	40,126	100,8
4	3	1	1	1,91490	47,440	14,2
5	2	2	2	1,83338	49,688	2,7

**Tableau IV-12.** Identification de la phase  $Mg_6Si_5$ .

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
31	3	1	2	2,08059	43,460	21,0
32	0	2	0	2,02500	44,716	74,8
33	-1	1	3	1,95391	46,437	1,3
34	2	0	3	1,94272	46,720	29,6
35	-3	1	3	1,93878	46,820	26,1
36	0	2	1	1,93338	46,959	9,0
37	-7	1	1	1,90718	47,644	3,9

☒  $\alpha$ -(AlFeMnSi), Reference code:(ICCD00-042-1206), avec une très faible concentration et de pic de position  $43,370^\circ$  sur le plan (301). Pour le traitement T6, **Tableau IV-13**, la structure cristalline de cette phase est hexagonale, avec paramètres de maille:

a (Å):	7,5198
b (Å):	7,5198
c (Å):	7,7688
Alpha (°):	90,0000
Beta (°):	90,0000
Gamma (°):	120,0000

**Tableau IV-13.** Identification de la phase  $Al_9Fe_{0,84}Mn_{2,16}Si$ .

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
12	2	1	1	2,34588	38,339	9,0
13	3	0	0	2,16994	41,585	26,0
14	3	0	1	2,08469	43,370	100,0
15	2	0	3	2,02648	44,682	73,0
16	0	0	4	1,94238	46,729	19,0
17	3	0	2	1,89419	47,991	14,0

On remarque que tous les échantillons traités montrent des pics caractéristiques ayant de fortes intensités de même que l'état de réception, attribués à la phase  $\alpha$ -aluminium

L'analyse par diffraction des rayons X montre que les raies de diffraction sont décalés vers les plus grands angles  $2\theta$  dans tous les cas de traitements notamment les états de vieillissement artificiels T6 et T5. Le **tableau IV-10** présente clairement les déplacements des raies de diffraction de rayons X entre  $30$  et  $90^\circ$ , respectivement. On remarque aussi qu'à l'état de vieillissement artificiel, les raies sont décalées vers les grands angles  $2\theta$  par rapport à l'état de réception et à l'état de vieillissement naturel. En effet, le traitement de vieillissement montre l'existence d'un changement de densité et taille des précipités dans l'alliage **AA6005**.

Les **Figures IV.28 et 29**, sur lesquelles nous avons présentés les diagrammes de diffraction des rayons X obtenus pour les échantillons ayant subi des maintiens, de 336 heures à  $40^\circ\text{C}$ , T4 et T1, Les diagrammes enregistrés révèlent toujours la présence des pics caractéristiques de la matrice  $\alpha$ -Aluminium, avec un petit décalage vers  $2\theta$  plus grand et avec des pic supplémentaires représentent les phases des précipités:

☒  $\beta$  - ( $Mg_2Si$ ): (ICCD référence code 00-017-0081 ), les précipités  $Mg_2Si$  de petites tailles positionnées aux niveau des joints de grains, issus de la coulée et non dissous

par les traitements thermiques. Ces précipités se présentent sous pics de positions 41,99° pour l'état T1 et, 36,49 et 41,99°, pour l'état T4, **Tableau IV-14**.

**Tableau IV-14.** Fiche référence code 00-017-0081 de la phase  $Mg_2Si$  pour T4 et T1.

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
3				2,80000	31,937	40,0
4	1	1	2	2,70000	33,153	60,0
5	2	0	2	2,46000	36,496	50,0
6	2	1	0	2,34000	38,439	30,0
7				2,20000	40,991	20,0
8	2	0	3	2,05000	44,142	50,0
9	0	0	4	2,03000	44,600	40,0

#### IV. 2.7. Etude par calorimétrie différentielle (DSC)

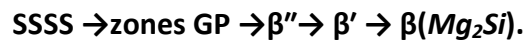
Sur matériel **SETARAM**, type **DSC-92**, une calorimétrie différentielle a été appliquée afin de détailler les cinétiques des réactions de précipitation. Ce travail permet la détermination des différentes séquences de précipitation pouvant se former dans les échantillons étudiés. En outre, cette technique peut faciliter la compréhension de la thermodynamique et la cinétique de processus de précipitation. Cette analyse nous a permis de détecter les réactions exothermiques et endothermiques qui se produisent lors des changements d'état des échantillons étudiés, après un traitement d'homogénéisation pendant une heure à la température 520°C suivi de la trempe à l'eau pour le premier échantillon et à l'air froid pour le deuxième. Une même analyse a été faite sur des échantillons qui ont subi le même traitement d'homogénéisation de plus qu'un traitement de vieillissement naturel (traitement T4 et T1), afin de confirmer la formation ou la dissolution de certaines phases non détectées par l'observation électronique sur le **MEB**, vue en agrandissement (x3000), ces phases ne peuvent être détectées que par microscopie électronique à transmission **MET** (x10000), cette dernière analyse sur les échantillons maturés peut être indicatrice sur l'effet de la maturation naturelle sur les traitements de vieillissement artificiel ultérieurs.

##### IV.2.7.1. Echantillon 01 "homogénéisé et trempé à l'eau":

Le Thermogramme de la **Figure IV.31-(a)** détaille la cinétique de précipitation de l'échantillon 01 homogénéisé à 520°C pendant une heure et trempé à l'eau froide. La vitesse de chauffage est de 10 °C/min, ce qui présente un cycle de traitement constitué d'une montée en température à partir de l'ambiante, jusqu'à une température de 550 °C, et sur lequel on remarque la présence de quatre pics exothermiques et trois pics endothermiques. Les pics exothermiques sont situés environ aux températures: 85°C attaché à la formation des clusters Si et Zones **GP**, dans l'intervalle thermique de (190–250°C), il se présente un pic exothermique à la température 213°C, correspond à la formation de la phase métastable  $\beta''$ , un autre pic exothermique se présente à l'intervalle (255-305°C), avec un angle vif à la température 285°C, Ce pic est associé à la formation de la phase métastable  $\beta'$  et le dernier pic s'est présenté à la température 435°C, correspond à la formation de la phase stable  $\beta$  ( $Mg_2Si$ ).

Les pics endothermiques sont situés aux plages de températures: (110-186°C), plage du premier pic endothermique, caractérisant la phase de transition à la dissolution des zones **GP**. Un pic de la dissolution totale de la phase métastable  $\beta''$  se centre juste à la température 250°C. Une large plage endothermique située entre (340-400°C), caractérisée par un pic

centré à la température 380°C, correspond à la dissolution totale de la phase métastable  $\beta'$ . Ces résultats sont en bon accord avec les travaux des auteurs [SER 2014, HAM 2014]. Par conséquent, nous pouvons conclure que la séquence de précipitation est la suivante :

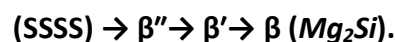


#### IV.2.7.2. Echantillon 02'' homogénéisé et trempé à l'air''

La **Figure IV.31-(b)** montre la courbe DSC de l'échantillon-2- de l'alliage **AA6005**, homogénéisé à 520°C pendant 1 h, puis trempé à l'air, ensuite chauffé à la vitesse de 10°C/min, sur laquelle on remarque aussi la présence de quatre pics exothermiques et trois endothermiques. Le premier pic exothermique, situé aux environs de 100 °C, est attribué à la formation de zones **GP**. Un large intervalle thermique, situé à la plage de température (190-310°C), est attribué à la formation des phases durcissant  $\beta''$  et  $\beta'$ , mais avec un chevauchement de deux réactions qui peuvent être la précipitation des phases  $\beta''$  et  $\beta'$ . Le dernier pic est situé à la plage de température (410- 465 °C), centré autour de 425°C et qui correspond à la formation de la phase stable  $\beta$  ( $\text{Mg}_2\text{Si}$ ). La même séquence de précipitation peut être attribuée au deuxième échantillon.

#### IV.2.7.3. Echantillon 03'' état T4'':

Afin de confirmer la présence de certains phases non détectables que par les moyens de haute résolution (ex: MET), et vérifier le changement de comportement en cinétique de précipitation sous l'effet du traitement de maturation naturel, on procède au DSC. La **Figure IV. 31-(c)**, montre la courbe DSC de l' échantillon -3- de l'alliage **AA 6005**, homogénéisé à 520°C pendant une heure, trempe à l'eau, puis vieilli naturellement pendant 336 heures à 40°C, la vitesse d'échauffement sur le troisième échantillon est de 10°C/min. Globalement, nous pouvons remarquer qu'il existe trois pics exothermiques et trois pics endothermiques. Deux pics exothermiques, situés à la plage de température (260 -350°C) aussi avec un chevauchement de deux réactions, sont dus à la précipitation des phases  $\beta''$  et  $\beta'$ . Le dernier pic situé aux environs de 420°C, est dû à la formation de la phase durcissant stable  $\beta$ . Large pic endothermique avec une faible intensité, situé à la plage de température (170 - 255°C) est attribué à la dissolution de la zone **GP**. Le deuxième pic situé à la température 380 °C est attribué à la dissolution de la phase  $\beta'$ . Le dernier pic situé aux environ de 510 °C correspond à la dissolution de la phase  $\beta$ . la séquence de précipitation de l'échantillon -3- sera :



#### IV.2.7.4. Echantillon 04'' état T1'':

La **Figure IV.31-(d)** présente la courbe de DSC de l'échantillon -4-, homogénéisé pour une heure à la température 520°C et trempé l'air, puis vieilli naturellement pendant 336 heures à 40°C. Nous avons observé les mêmes réactions obtenues dans le cas de l'échantillon -3-, mais avec une intensité plus faible de tous les pics. Dans ce cas, on observe toujours l'absence du premier pic de formation des zones **GP**, les pics exothermiques dus à la formation (précipitation) des phases  $\beta''$ ,  $\beta'$  sont situés à la plage de température (275 - 365°C). Un pic exothermique est situé à la température 425°C, il est due à la formation de la phase durcissant stable  $\beta(\text{Mg}_2\text{Si})$ ; Ainsi que le pic endothermique dû à la dissolution des zones **GP** se situe dans une large plage de température (195 - 265°C), on observe aussi la présence de certains pics endothermiques dus à la dissolution des phases durcissant  $\beta''$ ,  $\beta'$  et à



la dissolution de la phase  $\beta$ , ces pics sont situés aux intervalles de températures plus élevés que ceux de l'échantillon -3-.

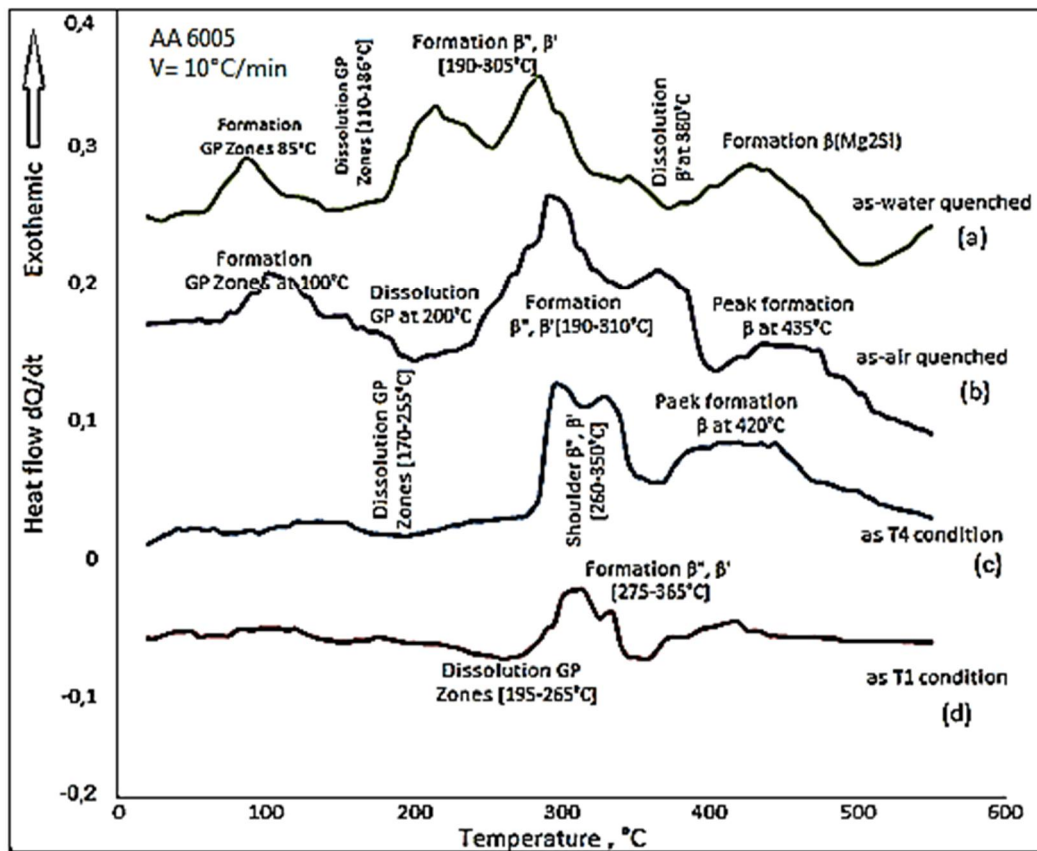


Fig. IV.31. Courbes comparatives DSC, de l'alliage AA6005, sous différents états de traitements.

#### IV. 2.7.5. Discussion DSC

Nous remarquons que l'augmentation de la vitesse de refroidissement au cours de la trempe mène au décalage des pics vers les plus hautes températures. Ce décalage des pics de précipitation et de dissolution des phases est dû à la cinétique de précipitation. La comparaison des courbes DSC des échantillons maturés naturellement avec les échantillons trempés et qui n'ont pas subi un vieillissement naturel, signale d'une façon remarquable l'absence du premier pic qui correspond à la formation de zone GP. La disparition de ce pic est la conséquence de la dissolution totale des zones GP formées lors un vieillissement naturel.

Les pics (indices de précipitation ou de dissolution) sont très variables en position comme en intensités, ce qui confirme la variation en cinétique de précipitation d'un état de traitement à un autre, la cinétique de précipitation est une fonction de l'état sur saturation engendré par la vitesse de refroidissement, et de la quantité des précipités et dispersoïdes engendré par la température de diffusion.

Si on prend la courbe (a) comme référence de traitement, l'ensemble des pics de l'état (b), présentent des aires sous courbes moins que la référence avec un décalage vers les hautes températures, soit de formation ou de dissolution de phases, cela est due à la difficulté de

précipitation de phases qui peut être expliquée par la quantité de précipités engendrée par la cinétique de précipitation.

De même que l'état T1 par rapport l'état T4, concernant la cinétique de précipitation, plus que les courbes (c) et (d) ont montré l'effet négatif de vieillissement naturel sur le vieillissement artificiel, cet effet est dû à la formation des zones **GP** lors le vieillissement naturel. Ces résultats sont en bon accord avec les travaux de **[BAN et al 2010]**.

### IV. 3. Résultats obtenus sur l'alliage AA 6082

#### IV.3.1. Résultats des essais de traction

Pour la confirmation de l'anisotropie des propriétés mécaniques sous l'effet de la déformation par laminage à chaud de l'alliage **AA6082**, les essais de traction ont été effectués sur des éprouvettes prélevées des trois directions du laminage, longitudinal, transversale au laminage et courte transversale au laminage. La vitesse de déformation est de  $10^{-3}\text{s}^{-1}$ . Pour des différentes directions de sollicitation, une présence permanente des instabilités sur les courbes de traction a été observée. Ces instabilités se manifestent par des décrochements répétés ou de paliers successifs, puisque les atomes du soluté peuvent en diffusant rattraper les dislocations qui glissent. Plus exactement, les dislocations glissent jusqu'à un obstacle ou elles s'arrêtent et sont ancrées par la diffusion des atomes du soluté, il faut alors augmenter la contrainte pour faire repartir les dislocations. Ce phénomène d'instabilité est appelé: effet de **Portevin le Chatelier (PLC)**. **Figure IV.32**.

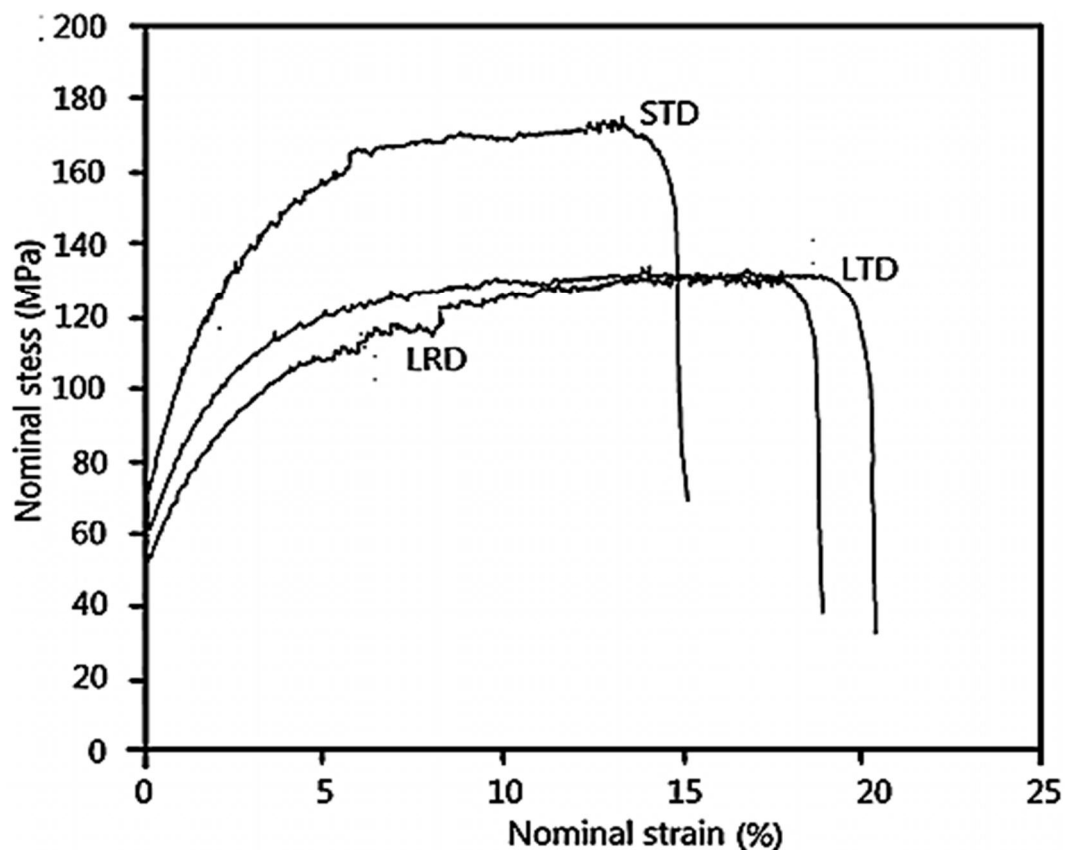
De même observations, une évolution importante de la limite d'élasticité et de la résistance mécanique à la traction ainsi qu'une diminution de l'allongement sont mentionnées à la direction courte transversale au laminage (**STD**). Les deux autres directions (**LR** et **TR**) présentent des valeurs plus proches des propriétés mécaniques, relativement réduites par rapport celles de la direction courte transversales (**ST**), **Tableau IV-15**. Cette divergence en propriétés peut être justifiée par la divergence en taille de grain, selon la loi de **hall-petch**, des trois directions de la barre. Plus le taux de réduction en épaisseur est élevé, plus le taux de déformation par le laminage à chaud est proportionnel. Par suite, les valeurs de la limite élastique et de la résistance à la traction, dans les différentes directions, s'écartent. De ces faits, nous pouvons dire que le laminage à chaud provoque un écrouissage important du matériau, et induit une anisotropie volumique de la limite d'élasticité et de la résistance à la traction, ces résultats sont en bon accord avec le travail développé par **[HOC et al 2010]**.

La réduction d'épaisseur provoque une multiplication des défauts de structures, de tout ordre, par la création de dislocations et lacunes fraîches et la fragmentation des particules intermétalliques. L'interaction des dislocations en mouvement dues à la déformation plastique par le laminage à chaud avec les atomes libre du réseau cristallin augment. Ces atomes sont mobiles, en raison de l'échauffement du matériau au cours du laminage à chaud, migrent vers les dislocations et construit un nuage de **Cottrell**, qui freine le mouvement des dislocations, tous ces paramètres font que le nombre d'obstacles au déplacement des dislocations augmentent, pour un fort taux de déformation par laminage à chaud, l'énergie stockée par le matériau est suffisante pour déclencher une recristallisation dynamique localisé, qui fait augmenté la quantité des joints des grains et par suite le nombre des obstacles au mouvement des dislocation, ce qui induit une augmentation des propriétés de mécaniques, telles que, l'élasticité et la résistance à la traction dans la direction (**ST**).

On note que le comportement mécanique de l'alliage AA 6082, laminé à chaud, est affecté par la direction de prélèvement des échantillons, une augmentation de 148% en capacité d'érouissage (SHC) est observée dans la direction courte transversale (ST) par rapport les deux autres directions longitudinale et transversale. La limite d'élasticité est mesurée à 0.2% d'allongement plastique ( $\epsilon = 0.002$ ) et est notée "Rp<sub>0,2</sub>". La variation en module d'élasticité dans la direction (ST) peut être justifiée par la haute densité de dislocation engendrée par érouissage sous l'effet du laminage à chaud.

**Tableau IV-15.** Propriétés mécaniques de l'alliage AA 6082 dans les différentes directions de prélèvement.

Direction	R <sub>m</sub> (MPa)	Rp <sub>0,2</sub> (MPa)	SHC(MPa)	A %	E (GPa)
LR	121	55	66	21	19.6
LT	130	59	64	19	21
ST	172	84	95	14	30



**Fig. IV.32.** Courbes de traction de l'alliage AA 6082 dans les différentes directions.

### IV.3.2. Résultats des mesures de dilatation

Afin d'observer la variation du comportement thermomécanique de l'alliage AA6082, des mesures de dilatation thermique selon les trois directions orthogonales ayant été effectuées sur des échantillons normalisés selon **DIN 51045-1**. Les résultats obtenus sont représentés à la **Figure IV. 33**.

L'examen de la **figure IV.32** montre que:

- 1- les courbes du coefficient de dilatation thermique, suivant les deux directions, LR, TR, sont plus proches le long de l'intervalle d'échauffement. Ces deux courbes sont très divergentes par rapport la courbe de la troisième direction (**ST**). Cette divergence indique la naissance d'une anisotropie volumique qui s'intensifie avec l'augmentation de la température, alors que les alliages d'aluminium classiques sont habituellement isotropes.
- 2- La convergence des courbes de dilatation thermiques, pour les deux directions, longitudinale et transversale, expose une isotropie planaire dans le plan de laminage (RP).
- 3- A une température inférieur à 60°C, la courbe de dilatation thermique de la direction ST ne présente aucun changement de valeur et les courbes du coefficient de dilatation thermique suivant les deux directions, **LR** et **TR**, sont presque confondues, cela peut être expliqué par la taille et la forme du grain presque similaire des deux axes, et la haute densité de dislocation produite par l'écroutissage intensif par le processus de laminage du troisième axe (**ST**). **Figure IV. 34**.
- 4- à partir de 120°C, le coefficient de dilatation de la direction (**ST**) a diminué de moitié devant ceux des deux autres directions (**LR** et **TR**). Il peut être justifié par les grandes interactions entre la haute densité de dislocation et la précipitation de certaines phases durcissantes durant l'échauffement de dilatation.
- 5- les premières anomalies dilatométriques attachées à la formation des zones **GP** apparaissent plutôt suivant les directions (**LR** et **TR**) que selon la direction (**ST**). Elles sont dues à la grande stabilité présentée par la taille et la forme du grain dans la courte transversale direction.
- 6- les rapports  $\alpha_{LR}/\alpha_{ST}$  et  $\alpha_{TR}/\alpha_{ST}$  dépassent largement 200%. Ce comportement peut être lié à une répartition importante des dispersoïds stables à haute température (< 0.7 température de fusion) suivant la direction ST, ce qui implique un important renforcement des liaisons interatomiques conduisant à une amélioration des caractéristiques mécaniques de notre alliage.
- 7- toutes les courbes ont la même allure générale et comportent plusieurs anomalies dilatométriques. Apparemment leurs nombres est le même d'une direction à une autre. Par contre, les intensités des pics varient selon les directions. Ces anomalies sont dues aux formations des précipités selon la séquence de précipitation de la série 6000. La distinction des courbes dilatométriques est due à la taille et la forme de grain de chaque direction (**Tableau IV-16**).
- 8- à haute température (> 0.7 température de fusion de l'aluminium), les valeurs des différents coefficients s'éloignent l'un de l'autre. Ce comportement signifie que les propriétés générales de l'alliage sont perdues due l'effondrement de la matière.
- 9- donc,  $\alpha$  (T) dépend de la direction de la mesure. Les résultats montrent que le mode d'élaboration joue un rôle non négligeable dans le comportement du matériau.

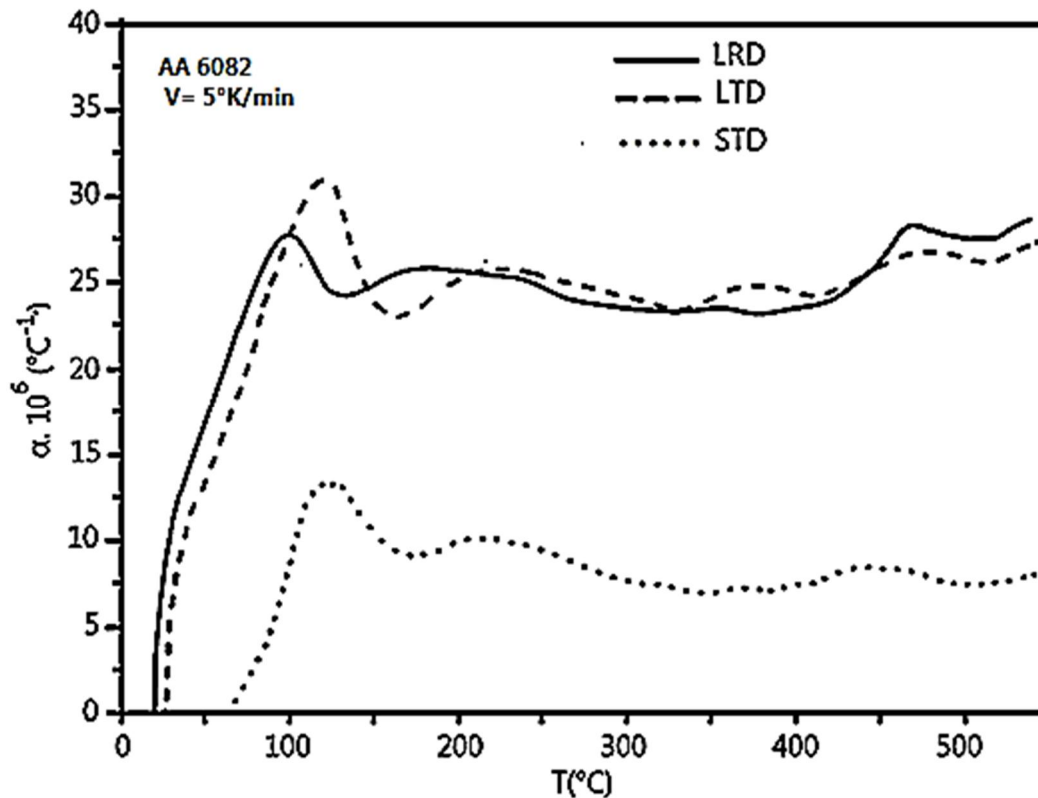


Fig. IV.33. Courbes des CTE de l'alliage AA 6082 pour trois directions (LR, LT, et ST).

### IV.3.3. Caractérisation microstructurale

L'évolution microstructurale des échantillons en trois directions de l'alliage étudié, en état de réception qui dépend intimement de l'histoire thermomécanique du matériau, a été caractérisée et suivie au préalable par un microscope optique. L'examen métallographique, nous a permis de révéler certains détails microstructuraux et en particulier de suivre la variation en taille. **Figure IV.34 et tableau IV-16.**

Les mesures des tailles de grain ont été calculées selon la relation linéaire:

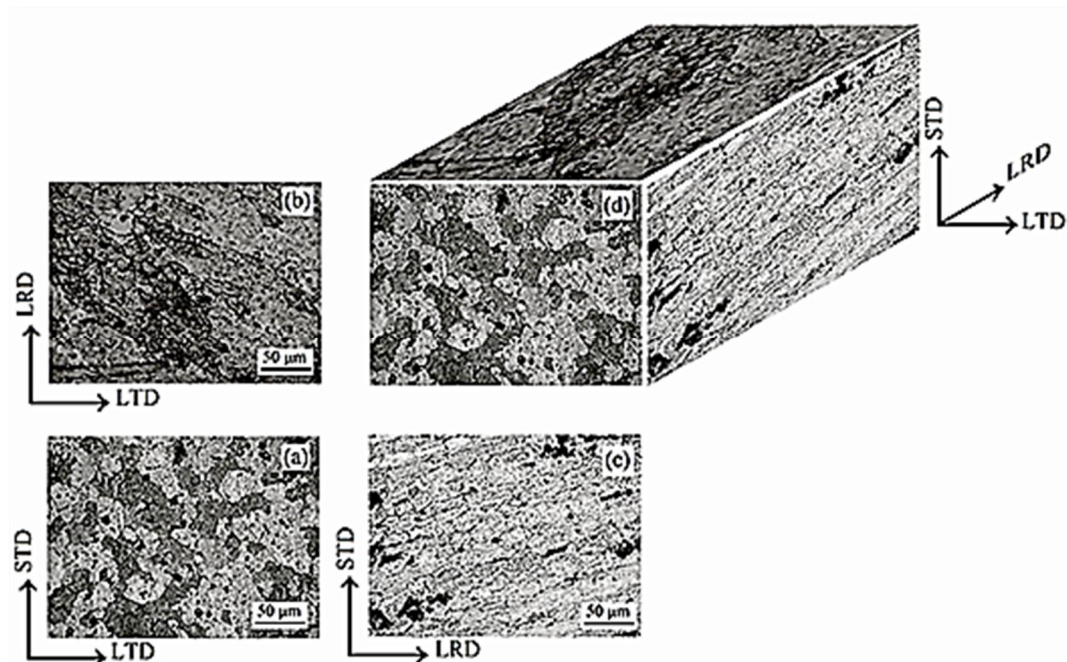
$$D = \frac{L}{PM}$$

Là où D est la taille de grain, L est la longueur totale de la ligne mesurée, M le rapport de magnification, et P le nombre de grains présent sur la ligne.

La microstructure des échantillons, prélevés de la barre à l'état de réception, est représentée sur la **Figure IV.18**. Cette microstructure, dans les trois plans orthogonaux, relève une répartition plus ou moins uniforme avec une taille allongée et claire joint de grain (band-like) pour les grains des plans de laminage et longitudinale. Cette structure devienne plus fine et elliptique dans le plan transversal, avec des tailles de grain trois fois plus moins que les tailles des autres plans. Cette divergence en taille de grain est due à la déformation extensive dans le plan transversal. Elle est le responsable direct de la divergence en propriétés mécaniques de traction et thermique en dilatation. Cette divergence indique l'anisotropie volumique de notre alliage, les grains plus au moins uniforme en répartition, **Figure IV.34**, et de taille divergente **Tableau IV-16**, révélées dans les plans longitudinale et de laminage peut indiquer que le matériau est planaire isotrope. La taille et la morphologie finale du grain sont en relation direct avec le processus de fabrication exercé sur le matériau.

**Tableau IV-16.** Taille de grain des trois plans orthogonaux d'AA 6082 laminé à chaud "état de réception".

Grain size( $\mu\text{m}$ )					
Rolling Plane (LRD,LTD)		Longitudinal Plane (LRD, STD)		Short-Transversal Plane (LTD, STD)	
Length	Width	Length	Width	Length	Width
32	11	29	8	9	5

**Fig. IV.34.** Micrographes optiques montrant des microstructures de l'aluminium 6082 laminé à chaud : (a) plan transversal ; (b) plan de laminage ; (c) plan longitudinal ; (d) Tri planaire micrographie, montrant la grande variation dans la taille du grain et la forme dans les trois directions orthogonales.

#### IV.3.4. Analyse calorimétrique différentielle

Une analyse calorimétrique, de deux échantillons dont le premier est en état de réception et le deuxième en état de trempe, a été faite. Ces échantillons ont pour dimensions ( $\varnothing$  5x 3mm), ils sont de poids d'environ 160 mg. Cette analyse a été effectuée en utilisant un calorimètre de marque **SETARAM- DSC-92**, dans un intervalle de température de [20 à 550°C] avec un incrément de 5°C/min. l'étude avait comme bute, la détermination des différentes séquences de précipitation pouvant avoir lieu dans les deux échantillons, et la distinction des deux réactions pour les deux états de traitement.

##### IV.3.4.1. Etat homogénéisé

La **Figure IV.35** présente le courbe thermographe **DSC** obtenue pour l'échantillon de l'état homogénéisé " as-quenched". Le spectre **DSC** de l'échantillon AA6082 à l'état homogénéisé indique une complète séquence de précipitation à partir une matrice sursaturée avec un total de 8 effets anthalpic. L'ordre de précipitation de l'alliage AA6082 homogénéisé est bien établi pour:



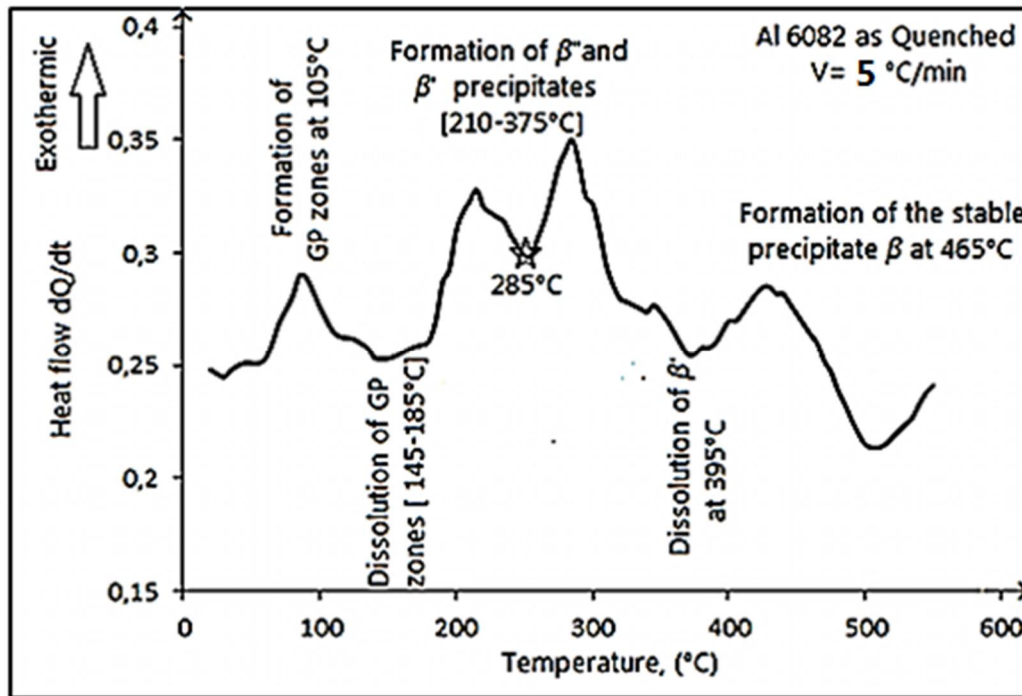


Fig. IV.35. Thermogramme DSC de l'alliage AA 6082 à l'état homogénéisé.

Les huit effets enthalpique sont représentés par quatre pics exothermiques et quatre pics endothermiques.

Les pics exothermiques sont situés respectivement:

- Centré à 105°C pour le premier pic, attache à la formation des zones **GP**.
- Deux pics très aigus, cités dans un large intervalle de température [210- 375°C], ces deux pics sont attachés à la formation des deux métastables phases  $\beta''$  et  $\beta'$ . Ces deux phases sont formées aux dépens des zones **GP**.
- Centré à 465°C pour le dernier pic exothermique, ce pic ne peut être attaché qu'à la formation de la phase stable  $\beta$ .

Les pics endothermiques sont situés respectivement:

- Le premier pic endothermique est situé à l'intervalle [145-185°C], attribué à la dissolution des zones **GP**.
- La dissolution de la phase  $\beta''$  est présentée par un aigu pic endothermique centré à 285°C.
- La dissolution totale de la phase métastable  $\beta'$  est centré à 395°C;
- Un dernier aigu endothermique pic est centré à 535°C. il est attaché à la dissolution totale de la phase stable  $\beta$  ( $Mg_2Si$ ) sous l'effet de la haute température.

#### IV.3.4.2. Etat de réception

Le spectre **DSC** de la **Figure IV. 36** représente la courbe thermographique de l'échantillon à l'état de réception " as-received", sur lequel on observe la présence de seulement sept effets enthalpique. Les sept effets sont présentés par sept pics dont trois sont exothermiques et quatre endothermiques. L'ordre de précipitation de l'alliage AA6082 à l'état de réception est établi pour:

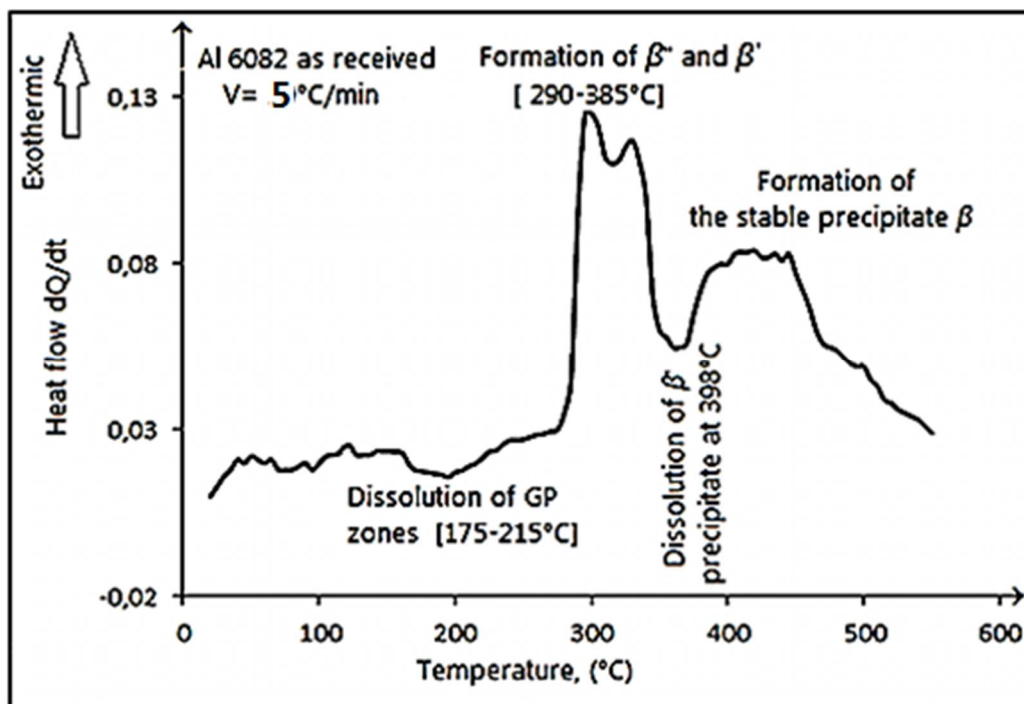
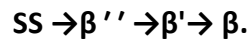


Fig. IV.36. Thermogramme DSC de l'alliage AA 6082 à l'état de réception.

Ce Thermogramme présente une fluctuation différente du premier, caractérisé par une absence totale du premier pic exothermique. Ce phénomène est justifié par la présence préliminaire des zones GP, formées par maturation naturelle durant la période de stockage de la matière.

On observe que Les pics exothermiques sont situés respectivement:

- Le spectre a montré deux pics exothermiques épaulés dans l'intervalle [290-385°C], liées à la formation de deux phases métastables  $\beta''$  et  $\beta'$ . Ils ont été partiellement fusionnés dans un simple pic. l'épaulement est causé par le rapport Mg/Si > 1.25, Ceci est en bon accord avec des travaux de [FAN et al 2010] qui ont montré que lorsque le rapport Mg/Si est supérieur à 1.25, les deux pics exothermiques des précipités  $\beta''$  et  $\beta'$  accusent un grand chevauchement et il serait difficile de les distinguer l'un de l'autre.
- À haute température, seulement la phase de l'équilibre  $\beta$  ( $Mg_2Si$ ) se présente avec le dernier pic exothermique.

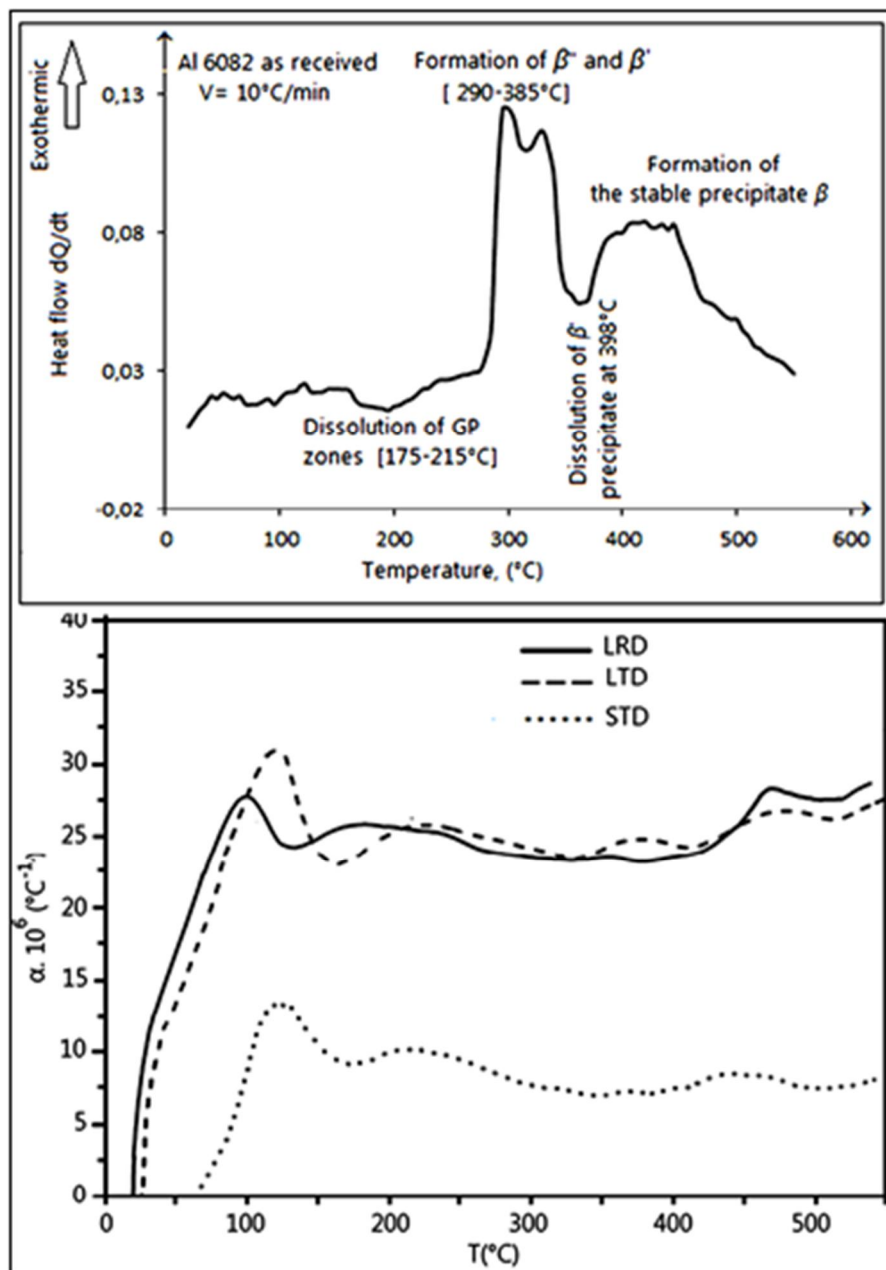
Les quatre pics endothermiques sont de l'ordre successif suivant:

- Un premier large pic endothermique associé à la dissolution des zones GP, diffusé sur l'intervalle de température [175-215°C].
- Une partielle dissolution de la première métastable phase  $\beta'$ , présenté par un petit pic endothermique, à l'intervalle [310-320°C].
- Un troisième pic endothermique attribué à la dissolution totale de la deuxième phase métastable  $\beta''$ ; Il est présenté sur le spectre thermographique et centré à la température 398°C.



- Un dernier pic endothermique dû à la dissolution de la dernière phase stable  $\beta$  ( $Mg_2Si$ ) est signalé à haute température.

Les paramètres **DSC** utilisés pour la détermination des différentes séquences de précipitation pouvant avoir lieu au cours la cinétique des réactions de l'alliage **AA 6082**, sont les mêmes que les paramètres utilisés au cours des essais de dilatation thermique. Donc, les phases qui se précipitent au cours de l'échauffement **DSC** sont les responsables de présence des anomalies en dilatation sur les courbes **CTE**. Cette interprétation est justifiée par la similaire allure des courbes **DES** et **CTE**. **Fig. IV. 37**.



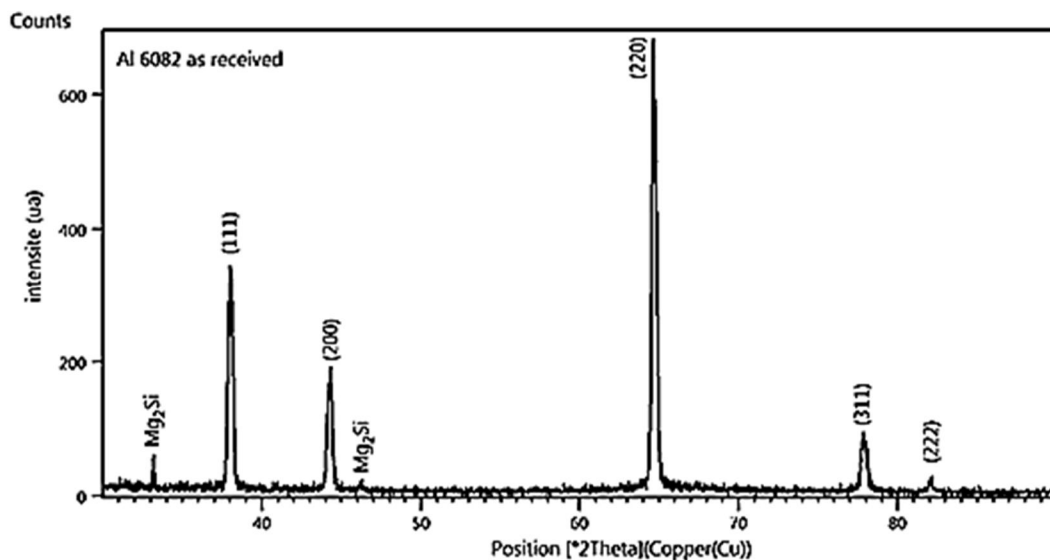
**Fig.IV.37.** Positionnement des températures de précipitation DSC et anomalies dilatométriques.

#### IV.3.5. Analyse par rayon –X

La diffraction des rayons X (**DRX**) est un outil privilégié d'étude des matériaux de différentes familles. Elle permet, sur une microstructure donnée, l'identification des phases présentes dans le matériau en nature et pourcentage, identification de l'orientation des plans cristallographiques, détermination du niveau des contraintes internes et dislocations ainsi que détermination de la taille du Grain par le paramètre **FMHW**.

Les résultats obtenus pour l'analyse par **rayon X**, des deux échantillons (état de réception et traité à T6), nous a permis d'analyser d'une manière claire les différences entre les deux états de la matière **AA 6082**.

Le spectre de diffraction de **rayons X** des alliages **AA 6082** à l'état de réception est représenté dans la **Figure IV.38**. Les pics identifiés de hautes intensités correspondent à ceux de la matrice  $\alpha$ -aluminium, dont la structure est du type CFC. On observe que la réflexion la plus intense remarquée est celle due aux plans (220) et non celle due aux plans (111), comme prescrite par la fiche [ASTM (file No. 01-089-2837 of JCPDS-ICDD diffraction database)]. Tous les pics de la matrice en aluminium de l'état de réception, montrent un léger décalage vers des valeurs plus basses de  $\theta$ . Ce décalage était dû à la haute déformation, produite par le processus de laminage dans la matière. Ceci suppose l'existence d'une orientation privilégiée (texture) sous l'effet du laminage extensif.



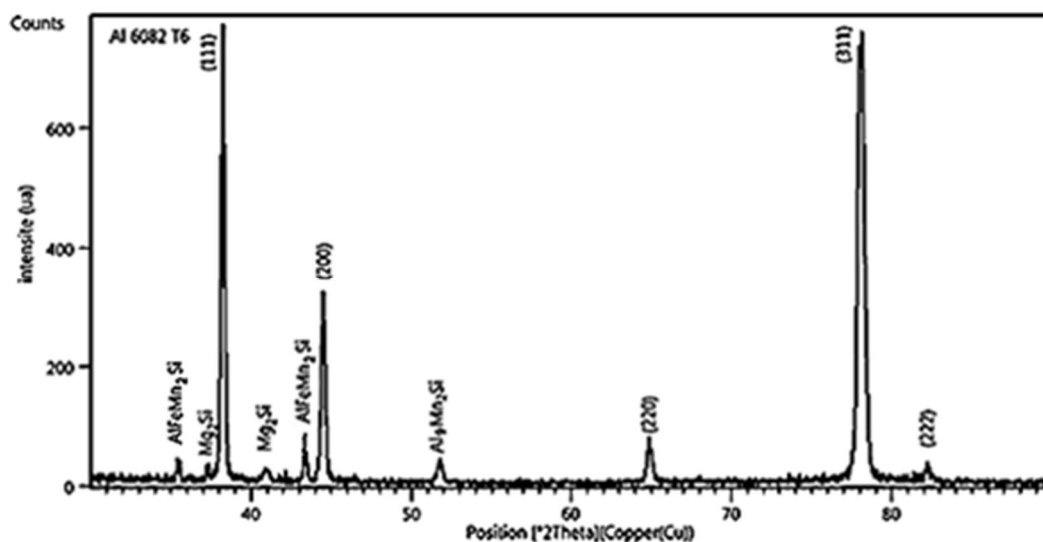
**Fig. IV.38.** Spectres de diffraction de l'alliage AA 6082 à l'état de réception.

De plus que les pics reliés à la matrice en aluminium, On observe aussi la présence d'autres raies de faibles intensités situées aux positions de ( $2\theta = 33,140$  et  $44,554^\circ$  respectivement). La présence de ces raies montre la précipitation des phases dans l'alliage étudié. Selon [ASTM (file No. 00-034-0673 of JCPDS-ICDD diffraction database)], les raies situées aux positions précédentes sont des raies de la phase  $\beta$ - $Mg_2Si$ . Ceci peut être expliqué par la quantité considérable de  $Mg_2Si$  maintenu après le refroidissement lent pendant l'élaboration de la barre par laminage. **Tableau IV-17**.

**Tableau IV-17.** Fiche référence code 00-034-0673 de la phase  $Mg_2Si$  de l'alliage AA6082 état de réception.

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	3	0	0	3,59000	24,780	100,0
2	2	1	1	3,42000	26,033	10,0
3	3	1	1	2,71400	32,977	30,0
4	4	0	0	2,70100	33,140	70,0
5	4	0	1	2,47500	36,267	70,0
6	3	0	2	2,40400	37,377	4,0
7	4	1	0	2,34400	38,371	50,0
8	4	1	1	2,22000	40,606	10,0
9	5	0	0	2,15800	41,826	4,0
10	4	0	2	2,05800	43,962	50,0
11	4	2	0	2,03200	44,554	30,0
12	3	3	1	1,97900	45,814	4,0
13	4	1	2	1,90800	47,622	10,0
14	6	0	0	1,80000	50,674	10,0
15	0	0	4	1,60000	57,559	10,0
16	4	2	3	1,48200	62,634	30,0
17	6	2	1	1,45900	63,736	30,0
18	5	4	1	1,35400	69,348	30,0

La Figure V.39 présent le spectre de diffraction des rayons X de l'alliage AA 6082 T6. Toujours Selon les fiches ASTM, les pics de diffraction de hautes intensités enregistrés correspondent à la structure de la matrice  $\alpha$  (CFC) de l'aluminium. Selon les mêmes fiches, la réflexion la plus intense est celle due aux plans (111) et non celle due aux autres plans. Ceci est lié à l'existence d'une homogénéisation de structure et une détente des tensions internes dans la matière suite au traitement de vieillissement artificielle que subit le matériau (contraire au premier cas). L'observation indique aussi la présence des raies de faibles intensités situées aux certaines positions de l'angle  $2\theta$ . La présence de ces raies montre la précipitation de certaines phases dans l'alliage étudié. Selon la fiche [ASTM (file No. 00-017-0081 of JCPDS-ICDD diffraction database)], les raies situées environ  $2\theta = 36.496$  et  $40.991^\circ$  sont liés à la précipitation de la phase stable  $\beta(Mg_2Si)$  **Tableau IV-18.**



**Fig. IV.39.** Spectres de diffraction de l'alliage AA 6082 à l'état T6.

**Tableau IV-18.** Fiche référence code 00-017-0081 de la phase  $Mg_2Si$  de l'alliage AA6082 T6.

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	1	0	3,55000	25,064	50,0
2	1	0	2	3,40000	26,189	100,0
3				2,80000	31,937	40,0
4	1	1	2	2,70000	33,153	60,0
5	2	0	2	2,46000	36,496	50,0
6	2	1	0	2,34000	38,439	30,0
7				2,20000	40,991	20,0
8	2	0	3	2,05000	44,142	50,0
9	0	0	4	2,03000	44,600	40,0

La phase ayant de telles caractéristiques cristallographiques et susceptible d'apparaître dans l'alliage AA 6082, en particulier celle contenant du Mn, doit être de type intermétallique de Mn. Notre analyse nous a conduit à identifier la phase observée dans notre alliage comme étant une phase intermétallique en dispersoïde de type  $Al_9Mn_3Si$ , avec intensité moyenne, et se positionne à  $2\theta = 51.990^\circ$ . La présence de cette phase est confirmée par la fiche [ASTM (file No. 01-089-4996 of JCPDSICDD diffraction database)], **Tableau IV-19**.

**Tableau IV-19.** Fiche référence code 00-089-4996 de la phase intermétallique  $Al_9Mn_3Si$  de l'alliage AA6082 T6.

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	0	0	6,50645	13,598	100,0
2	1	0	1	4,98181	17,790	6,7
3	0	0	2	3,87250	22,947	18,0
4	1	1	0	3,75650	23,666	3,8
5	1	0	2	3,32770	26,769	6,4
6	2	0	0	3,25322	27,393	2,3
7	2	0	1	2,99937	29,763	11,6
8	1	1	2	2,69632	33,200	3,4
9	2	0	2	2,49091	36,027	2,6
10	2	1	0	2,45921	36,508	3,9
11	1	0	3	2,39967	37,447	29,2
12	2	1	1	2,34389	38,373	4,6
13	3	0	0	2,16882	41,608	19,6
14	3	0	1	2,08848	43,287	84,0
15	2	1	2	2,07598	43,561	73,6
16	2	0	3	2,02227	44,780	50,2
17	0	0	4	1,93625	46,885	10,6
18	3	0	2	1,89226	48,043	8,9
19	2	2	0	1,87825	48,424	13,5
20	1	0	4	1,85582	49,048	5,8
21	3	1	0	1,80456	50,537	0,1
22	2	1	3	1,78064	51,265	1,4
23	3	1	1	1,75749	51,990	13,8
24	1	1	4	1,72107	53,176	0,1
25	2	2	2	1,68996	54,234	0,5
26	2	0	4	1,66385	55,157	2,0

Une deuxième phase intermétallique a été précipitée suite au traitement de vieillissement artificielle **T6**. Cette phase positionnée a  $2\theta = 37.323$  et  $43.370^\circ$  respectivement, a été identifiée par (*AlFeMn<sub>2</sub>Si*) selon la fiche [ASTM (file No. 00-142-1206 of JCPDS-ICDD diffraction database)], **Tableau IV-20**.

**Tableau IV-20.** Fiche référence code 00-042-1206 de la phase intermétallique *Al FeMn<sub>2</sub>Si* de l'alliage AA6082 T6.

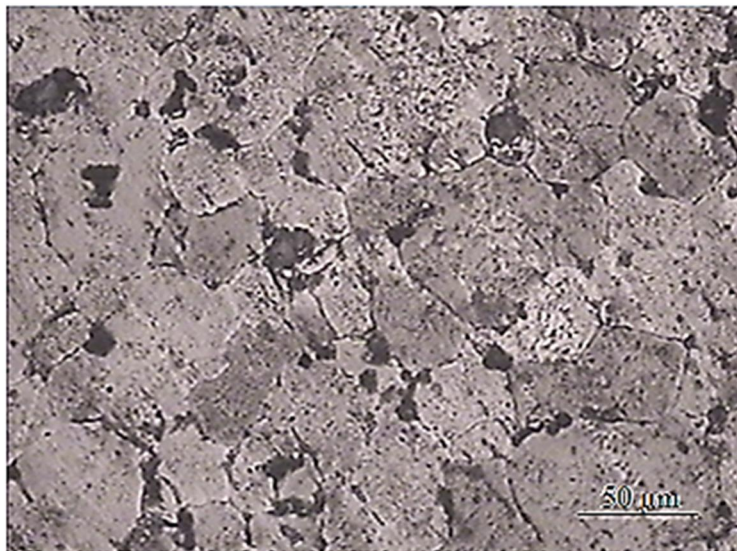
No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	0	0	6,52434	13,561	47,0
2	1	0	1	4,99123	17,756	16,0
3	0	0	2	3,88545	22,870	23,0
4	1	1	0	3,76066	23,639	13,0
5	1	0	2	3,33842	26,681	14,0
6	2	0	0	3,26378	27,303	10,0
7	2	0	1	3,00361	29,720	17,0
8	1	1	2	2,70329	33,112	8,0
9	2	0	2	2,49471	35,971	8,0
10	2	1	0	2,46182	36,468	9,0
11	1	0	3	2,40734	37,323	41,0
12	2	1	1	2,34588	38,339	9,0
13	3	0	0	2,16994	41,585	26,0
14	3	0	1	2,08469	43,370	100,0
15	2	0	3	2,02648	44,682	73,0
16	0	0	4	1,94238	46,729	19,0
17	3	0	2	1,89419	47,991	14,0
18	2	2	0	1,87910	48,401	23,0
19	1	0	4	1,86140	48,891	9,0
20	2	1	3	1,78341	51,180	2,0
21	3	1	1	1,75908	51,940	6,0
22	2	0	4	1,66440	55,137	8,0
23	2	1	4	1,52441	60,704	5,0
24	4	0	2	1,50128	61,740	4,0
25	3	1	3	1,48123	62,670	5,0
26	3	0	4	1,44815	64,271	6,0

#### IV.4. Résultats obtenus sur l'alliage AA 6061

##### IV.4.1. Caractérisation microstructurale avant et après traitements thermiques.

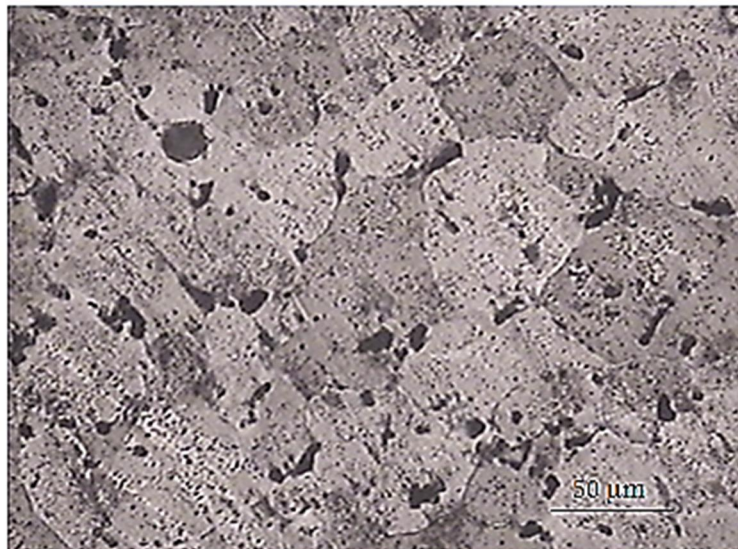
La **Figure IV. 40** représente la microstructure de l'alliage **AA6061 T6**, ayant subi uniquement une mise en solution à 520°C plus un maintien isotherme afin de dissoudre les intermétalliques ensuite une trempe à l'eau pour figer l'état SSSS. Ce cycle primaire doit être suivi d'un deuxième cycle de maturation artificielle à 180 °C pour 8 heures, pour activer le phénomène de précipitation en arrivant à l'état stable  $Mg_2Si$ . Nous observons sur cette dernière des grains équiaxes de la phase mère, la taille moyenne de ces grains est de 32  $\mu m$ . Les deux types de particules intermétalliques (Précipités et Dispersoïdes) sont distribués aux joints des grains de la phase mère et concentrés dans certaines régions.

L'analyse optique par **MO** des échantillons traités au T6 a montré la présence des phases intermétalliques "Zones noires", ces phases sont responsables de l'amélioration des caractéristiques mécaniques de l'alliage soit par la diminution de la taille de grain, l'agrandissement du nombre ou de la taille des précipités par rapport à l'état non traité, **Fig. IV.41**. La même analyse montre l'homogénéité de la structure, ce qui signifie l'absence totale des zones d'érouissage et de distorsion critique.

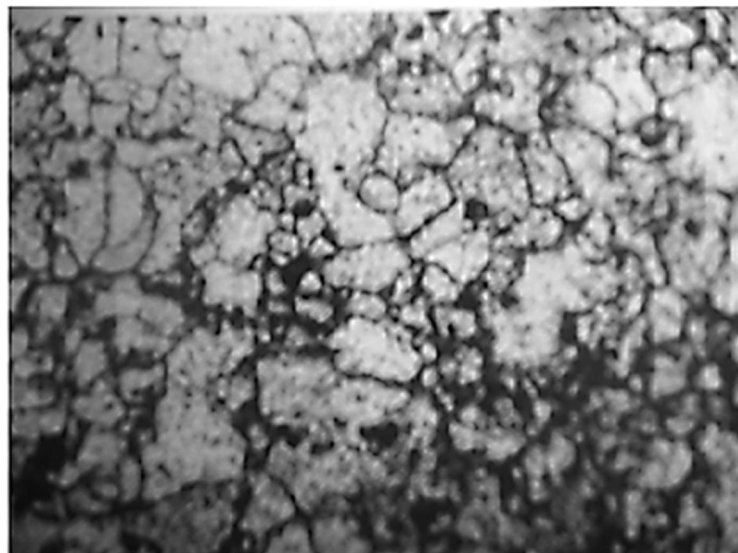


**Fig. IV. 40.** Microstructure obtenue par MO de l'alliage AA 6061 à l'état T6.

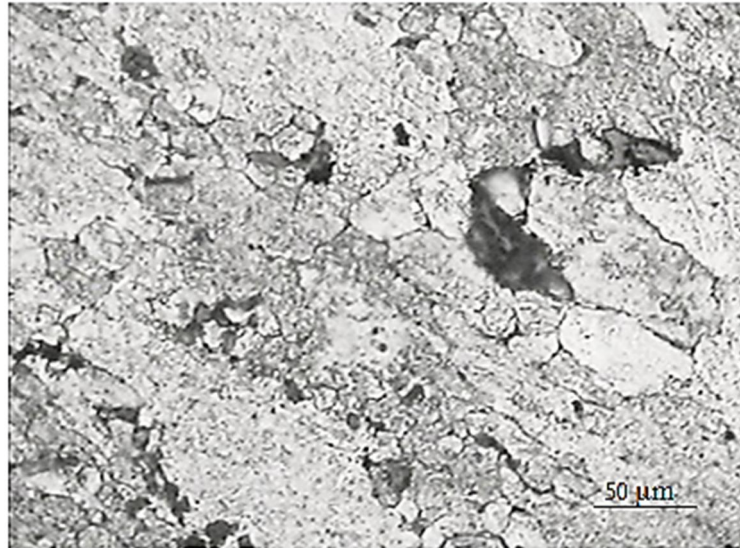
Une même analyse des échantillons, sollicités à une et deux passes de travail à froid, montre une réduction successive de la taille de grain, avec une orientation privilégiée, aux dimensions de 29  $\mu m$  pour une passe, **Fig. IV. 42**, et 23  $\mu m$  pour la deuxième passe de **CW**, **Fig. IV. 43**. Cette réduction en taille de grain se répercute sur l'amélioration des propriétés mécaniques de l'alliage **AA 6061 T6**, **Fig. IV.45**.



**Fig. IV. 41.** Microstructure obtenue par M O de l'alliage AA 6061 à l'état de réception.



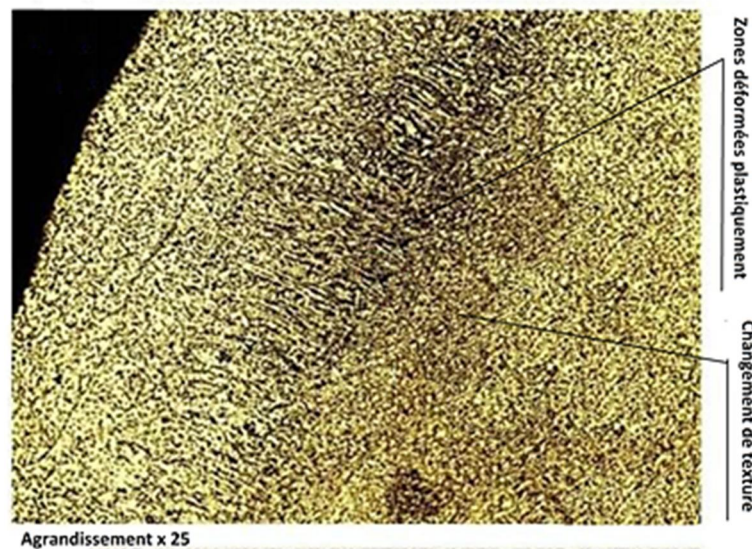
**Fig. IV. 42.** Microstructure obtenue par M O de l'alliage AA 6061 T6 sollicité à une passe de CW (Taille moyenne du grain = 29 μm).



**Fig. IV. 43.** Microstructure obtenue par M O de l'alliage AA 6061 T6 sollicité à deux passes de CW (Taille moyenne du grain = 23 µm).

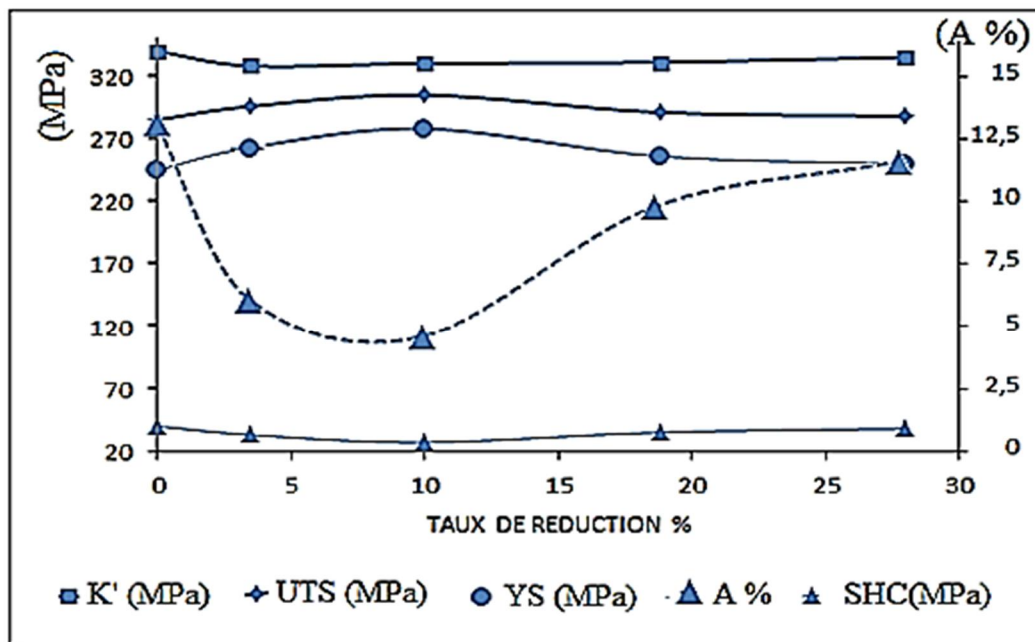
#### IV.4.2. Caractérisation micrographique suite aux traitements thermomécaniques.

L'analyse micrographique du faciès de l'échantillon sollicité à deux passes de CW, **Fig. IV. 44**, a montré la présence d'une zone pré-superficielle avec une réduite taille de grain, cette dernière est un paramètre essentiel participant à l'amélioration des propriétés mécaniques de l'alliage **AA 6061 T6**, cette amélioration peut être justifiée par la relation de **Hall-Petch**, une zone (**SPD**), plus proche à la surface, participe à la création d'une contrainte de compression à la surface, ce qui améliore les propriétés mécaniques de l'alliage, l'augmentation de la limite d'élasticité et la résistance mécanique et la diminution de l'allongement. **Fig. IV.45**.



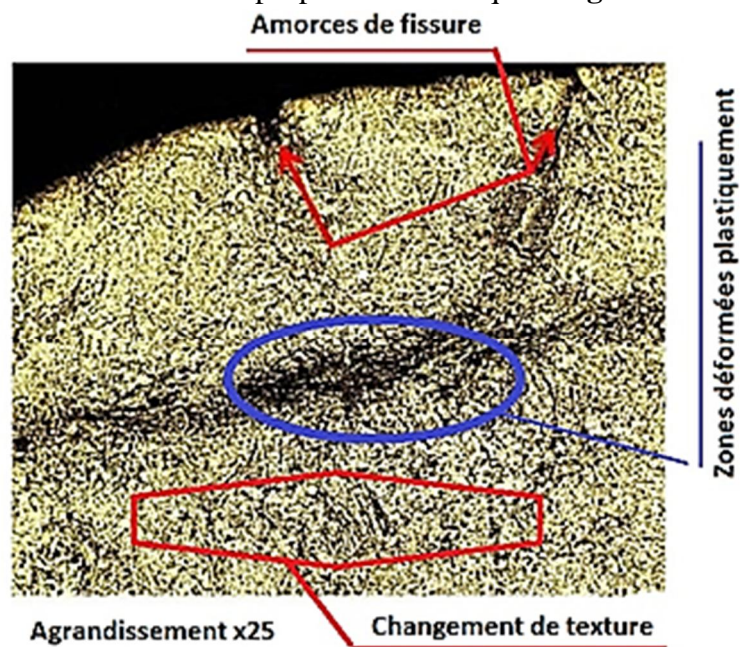
**Fig. IV.44.** Micrographie optique de l'alliage **6061 T6** après deux passes de CW-CHP montrant les bandes déformées plastiquement et les zones modifiées structurellement.





**Fig. IV. 45.** Influence du travail de compression sur la limite d'élasticité (cercles), résistance mécanique (losanges), la capacité d'écroissage (petits triangles), l'élongation (grands triangles), et le coefficient d'écroissage (carres) de l'alliage AA 6061T6.

L'effet de la quatrième passe de compression par CW sur la section transversale d'une éprouvette en AA6061 est présenté sur le faciès observé à la **Figure IV. 46**, la présence de la zone de déformation plastique participe toujours à l'amélioration des propriétés mécaniques par rapport l'état initial, mais l'apparition de certaines zones d'amorçage de fissure interviennent à la madérisation de ces propriétés mécaniques. **Fig. IV. 45.**



**Fig. IV. 46.** Micrographie optique de l'alliage AA6061 T6 après Quatre passes de CW-CHP montrant les bandes déformées plastiquement, les amorces de fissures et les zones changées structurellement.

#### IV.4.3. Caractérisation mécanique de l'alliage AA 6061 T6

Les caractéristiques de résistance et de plasticité de l'alliage 6061, après 1, 2, et 4 cycles du traitement de **CW-HPC**, sont indiquées sur la **Figure IV. 47** et dans le **tableau IV- 21**. Pour la comparaison, on présente également les données des essais de traction sur l'alliage **AA 6061** traité thermiquement à l'état **T6** (régime de résistance maximale).

**Tableau IV-21.** Les propriétés mécaniques à la traction de l'alliage 6061T6 sous différents taux d'écrouissage par traitement mécanique à froid.

Condition	UTS	YS	$\epsilon\%$	SHC	UTS/YS	K'
6061 <b>T6</b>	285	245	13	40	1,16	340
6061 <b>T6 CW 3,5%</b>	296	263	6	33	1,12	328
6061 <b>T6 CW 10%</b>	305	278	4,5	27	1,09	330
6061 <b>T6 CW 18,8%</b>	291	256	9,7	35	1,13	331
6061 <b>T6 CW 28%</b>	288	250	11,5	38	1,15	335

Les résultats de ces essais sont conformes aux changements de la microstructure. (**Figs. IV.42 et 43**).

Suite au premier cycle de **CW-HPC**, il y avait la formation d'une texture fine différente de la structure initiale de l'alliage, **Fig. IV. 44**. Cette structure contient des dislocations plus denses ; elle assure une augmentation considérable en résistances du matériel, **UTS, YS**, en comparaison à l'état initial **T6**. Par suite, le matériel démontre des caractéristiques très basses en élongation. **Tableau IV.21**.

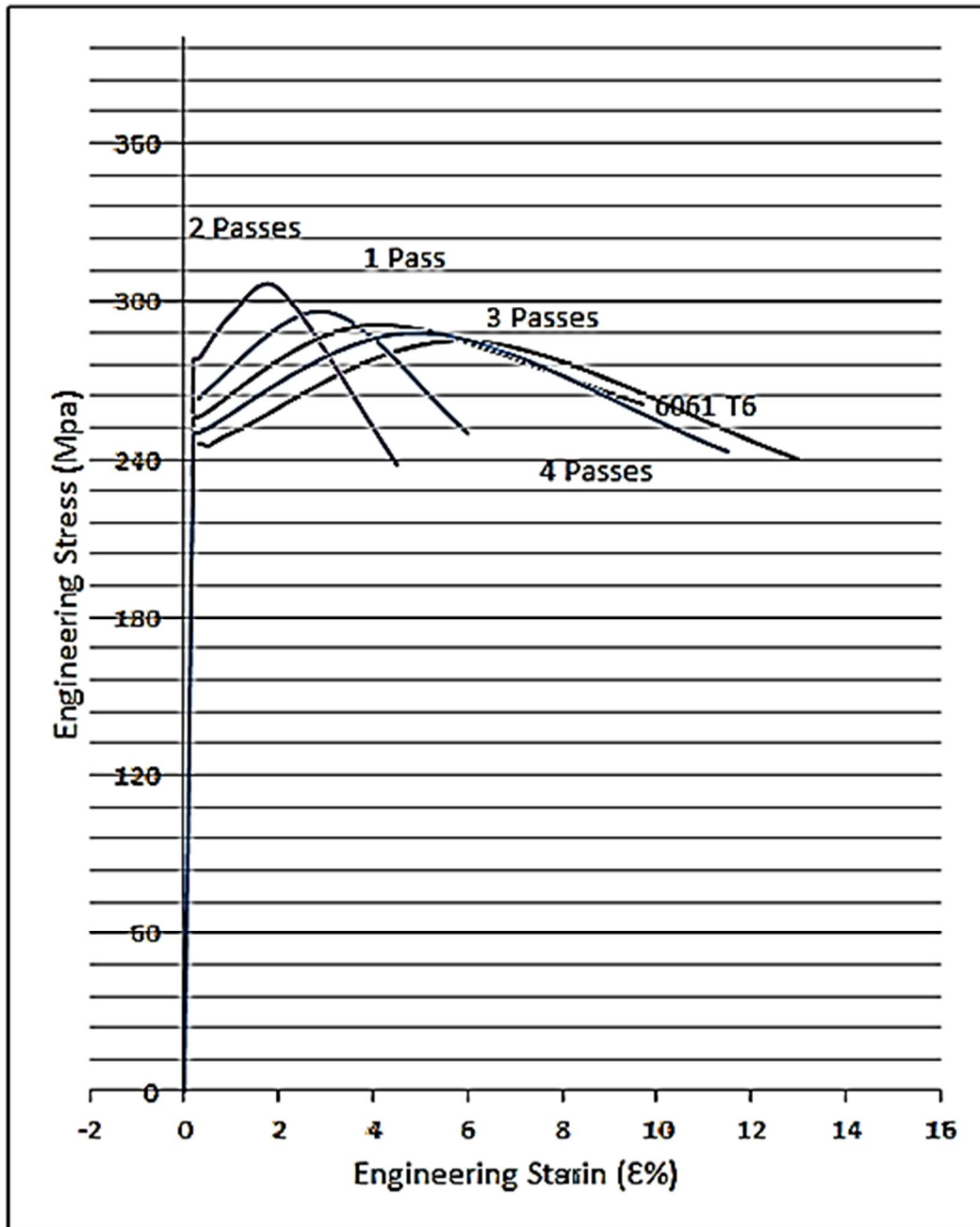
La formation des deux textures, **Fig. IV.44 et 46**, avec la réduction de la taille de grain, **Figs IV.42 et 43**, dans l'échantillon de l'alliage, après deux cycles de **CW-HPC**, assure un accroissement plus ultérieur des résistances et une certaine augmentation de plasticité.

La structure hétérogène, (**Fig. IV.46**), formée dans l'alliage en raison des cycles extensive de compression mène à un ramollissement insignifiant du matériel; ce dernier perd complètement ses propriétés mécaniques, par dépassement de sa capacité d'écrouissage.

Les résultats montrent l'amélioration successive de la limite d'élasticité et la résistance mécanique proportionnellement aux nombre de cycle de **CW**, de même qu'une diminution successive de l'allongement.

L'amélioration initiale des propriétés mécaniques est suivie par une diminution après la troisième et la quatrième passe d'écrouissage par la présence des amorces de fissure et le dépassement de la capacité d'écrouissage.

La variation de la capacité d'écrouissage **SHC** et de rapport des contraintes [mécanique–élastique (**UTS/YS**)] montre l'orientation vers l'état de ramollissement tout en augmentant le nombre de passe.



**Fig. IV. 47.** Courbes conventionnelles Contrainte- Déformation de l'alliage AA6061 après le travail de CW-CHP et traitement thermique conventionnel (T6).

CONCLUSIONS  
GENERALES

### Conclusions générales

Ce travail se présente comme une contribution à l'étude de la fatigue des alliages légers en prenant en compte les singularités structurales. L'objectif était de focaliser plus de lumière sur l'influence des changements microstructuraux pendant les traitements thermomécaniques des deux types d'alliages Al-Mg-Si. Afin d'aboutir à nos objectifs, nous avons utilisé plusieurs techniques expérimentales essentiellement, la calorimétrie différentielle à balayage, la diffraction des rayons X, la microscopie électronique à balayage, les mesures de la micro dureté et la microscopie optique. Grâce aux possibilités offertes par ces techniques d'investigation physiques et structurales de plus en plus performantes, les changements structuraux de ces trois alliages d'aluminium sont à présent bien caractérisés, du point de vue de la connaissance qualitative des séquences de précipitation suite aux traitements thermiques pour le premier alliage et anisotropie volumique en traction et dilatation thermique pour le deuxième, et l'effet des traitements mécaniques sur le troisième alliage.

Les résultats obtenus montrent la relation entre les propriétés mécaniques statiques et dynamiques des alliages d'Al-Mg-Si. Ces propriétés sont étroitement liées à la texture et la microstructure contrôlée par l'histoire thermomécanique du matériau.

Les traitements thermiques peuvent modifier toutes les propriétés mécaniques et structurales de l'alliage d'aluminium AA6005, tels que:

- Le comportement à la fatigue de notre alliage AA6005, sous différents états de traitement peut être prévu à partir la capacité d'érouissage par déformation (HSC) et l'exposant d'érouissage ( $n$ ).
- Les états de réception et de traitements de maturations naturelles (T1 et T4), selon les deux vitesses de refroidissements (rapide et lente), indiquent un durcissement cyclique durant les essais de fatigue à l'ambiante.
- Les états de vieillissement artificielles (T5 et T6), selon les deux vitesses de refroidissement (rapide et lente), indiquent un adoucissement durant les essais de fatigue à l'ambiante.
- La vitesse de refroidissement et la taille de grain recristallisée sont proportionnelles, elles peuvent améliorer la dureté de l'alliage AA 6005.
- La vitesse de refroidissement est facteur primordial déterminant de la quantité des lacunes présentes dans la matière (état solide sur saturé).
- Selon les analyses, deux types de précipités peuvent se former durant le traitement thermique de l'alliage AA 6005, un premier de composition  $Mg_2Si$ , et un deuxième est de type intermétallique de fer de composition Al(Mn-Si-Fe).
- Le vieillissement naturel peut avoir un effet négatif sur les caractéristiques d'AA6005, si ce dernier va subir un vieillissement artificiel ultérieur.

Les traitements thermomécaniques de leurs tours peuvent influencer le comportement isotropiques de l'alliage AA6082. Par suite, l'anisotropie du comportement mécanique de l'alliage AA 6082 est généralement attribuée à une texture cristallographique très intense développée lors du procédé de laminage à chaud. tel que:

- Le processus d'élaboration de l'alliage est un facteur essentiel pour l'adaptation des propriétés thermomécaniques recherchées.

- Dans la conception intelligente, l'anisotropie thermomécanique volumique peut être exploitée autant que conditions aux limites pour le choix de la direction de prélèvement pour l'usinage des produits.
- Les résultats similaires (mécaniques et thermiques) obtenues dans le plan de laminage, indiquent une isotropie planaire dans l'alliage AA 6082;
- La réduction mécanique de la taille de grain peut présenter une réduction en coefficient de dilatation thermique (CTE) et l'allongement à la rupture (A%), alors que le module d'élasticité (E) et la résistance mécanique ( $R_m$ ) peuvent montrer une amélioration.
- La forme de grain, la structure, la quantité de dislocations et de précipités sont aussi des responsables de l'anisotropie volumique de l'alliage.
- La taille de grain est le premier responsable en divergence des courbes de dilatation thermique, alors que la quantité de dislocations et de précipités sont les responsables des anomalies dilatométriques.
- Les instabilités présentées aux zones de déformations plastiques des courbes de traction sont expliquées par l'effet "Portevin-LeChatelier".

Les résistances des alliages (Al-Mg-Si) traitables thermiquement peuvent être améliorées par déformation plastique. **CW-HPC** est l'un des processus menant à cette amélioration par l'intermédiaire d'une réduction de grosseur du grain sans changement de la forme de spécimen. Dans le travail actuel, cette technique a été appliquée à un alliage AA 6061 avec l'application de quatre cycles de compression à froid.

La caractérisation mécanique par traction de l'alliage **6061**, traité thermiquement à **T6** puis mécaniquement par **CW**, les conclusions suivantes sont obtenues :

- Le traitement thermique à l'état **T6** de l'alliage **6061** produit une amélioration initiale des propriétés mécaniques par l'augmentation du nombre et de taille de précipité  $Mg_2Si$  dans la matrice d'aluminium, ainsi que par la réduction de la taille des grains.
- l'augmentation du taux d'écrouissage par la réduction de la section des échantillons et par suite la réduction de la taille de grain pour la première et la deuxième passe ,améliore les propriétés mécaniques de l'alliage "augmentation de la résistance mécanique et la limite d'élasticité et diminution de la ductilité".
- l'augmentation exagérée du taux d'écrouissage après troisième et quatrième passé localise la déformation par détérioration de la bonde déformée et engendre des amorces de fissure qui participent à la diminution des propriétés mécaniques et oriente le comportement mécanique vers l'état initial **T6**.

REFERENCES  
BIBLIOGRAPHIQUES

**REFERENCES**

**[ABI 2013]** Tahar Abid. Thèse de Doctorat. Etude et Caractérisation des Tôles en Alliages Al-Mg-Si-(Cu). Université de Constantine 1. (2013).

**[ADN et al 2013]** Adnan N. Abood, Ali H. Saleh & Zainab W. Abdullah; Effect of Heat Treatment on Strain Life of Aluminum Alloy AA 6061. Journal of Materials Science Research; Vol. 2, No. 2; (2013).

**[AIT et al 2008]** Aitao Tang, Fusheng Pan, Mingbo Yang and Renju Cheng. Mechanical Properties and Microstructure of Magnesium-Aluminum Based Alloys Containing Strontium. Materials Transactions, Vol. 49, No. 6 (2008) pp. 1203 to 1211. The Japan Institute of Metals.

**[AKI 2010]** Akinlabi, Esther Titilayo. Thèse de Doctorat. Characterisation of Dissimilar Friction Stir Welds Between 5754 Aluminum alloy and C11000 Copper. Nelson Mandela Metropolitan University Port Elizabeth, South Africa. (2010).

**[ASM V4 2004]** ASM INTERNATIONAL. Heat Treating .Volume 4 of the ASM Handbook. (2004). USA.

**[ASM V9 2004]** ASM INTERNATIONAL. Métallography and Microstructures. Volume 9 of the ASM Handbook. (2004). USA.

**[ASM V13 1992]** ASM INTERNATIONAL. Corrosion. Volume 13 of the ASM Handbook. (1992). USA.

**[ASM V19 2008]** ASM INTERNATIONAL. Fatigue and fracture. Volume 19 of the ASM Handbook. (2008). USA.

**[BAH 2003]** Bahaa Balout. Thèse de Doctorat. Usinage à sec des alliages légers et des composites. L'école de technologie supérieure de Montréal. (2003).

**[BAHAIDEN 2009]** Farhad. B. Bahaideen. Fatigue Behaviour of Aluminum Alloy at Elevated Temperature. Modern Applied Science. (2009).

**[BAN et al 2010]** John Banhart, Cynthia Sin Ting Chang, Zeqin Liang, Nelia Wanderka, Matthew D.H. Lay, Anita J. Hill. Natural ageing in Al-Mg-Si alloys – a process of unexpected complexity. Advanced Engineering Materials **12** (7), 559-571 (2010).

**[BAR 2004]** Bruno Barlas. Thèse de Doctorat. Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie. L'école Nationale Supérieure des Mines de Paris. (2004).

**[BAR 1980]** Bernard Barthélemy. Notions Pratiques de Mécanique de la Rupture. Service « presse » éditions EYROLLES. (1980).

**[BED 2011]** Hayette Bedboudi. Thèse de Doctorat. Etude de développement de structures dans les alliages à base d'aluminium : Al-Zn et Al-Cu-Zn. Université Badji



- [BID 2009]** Hadrien Bidouard. Thèse de Doctorat. Etude de l'effet de surcharges sur la tenue en fatigue à grande durée de vie d'un acier ferrito-bainitique sous chargement d'amplitude variable.. l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers. (2009).
- [BLA 2012]** Antoine Blanche. Thèse Doctorat. Effets dissipatifs en fatigue à grand et très grand nombre de cycles. Université Montpellier II. (2012).
- [BOR et al 2015]** Bore V. Jegdic, Biljana M. Bobic, Milos K. Pavlovic, Ana B. Alil, Slavisa S. Putic. Stress Corrosion Cracking Resistance of Aluminium alloy 7000 Series after Tow-Step Aging. Chem. Ind. Chem. Eng. Q. 21 (2) 261–268 (2015).
- [BOU 2013]** Salim Boukhessaim. Thèse Doctorat. Propriétés de Microstructure et Toxicologie des Alliages Aluminium-Titane. Université Badji Mokhtar- Annaba. (2013).
- [BUT 2012]** Aurelien Buteri. Thèse de Doctorat. Etude de l'endommagement en fatigue d'alliages d'Aluminium brasés pour échangeurs thermiques automobiles. L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon. (2012).
- [CAS 2001]** Victor Castelhana. Etude des différentes techniques induisant le durcissement des alliages d'aluminium les plus courants, en particulier évolution des microstructures et des propriétés mécaniques. Conservatoire National Des Arts et Métiers. Centre Régional de Champagne-Ardenne. (2001).
- [CAV et al 2006]** P. Cavaliere, R. Nobile, F.W. Panella, A. Squillace. Mechanical and microstructural behaviour of 2024–7075 aluminium alloy sheets joined by friction stir welding. ELSEVIER. International Journal of Machine Tools & Manufacture 46 (2006) 588–594.
- [CAZ 1969]** R.Cazaud, G.Pomey, P.Rabbe, Ch.Janssen. La fatigue des métaux. DUNOD, (1969).
- [CHANG 2013 ]** Chang-Yeol Jeong. High Temperature Mechanical Properties of AlSiMg(Cu) Alloys for Automotive Cylinder Heads. Materials Transactions, Vol. 54, No. 4 (2013) pp. 588 to 594. The Japan Institute of Metals.
- [CHA et al 2009]** M. Chaussumier ,M. Shahzad , C. Mabru , R. Chieragatti, F. Rezai –Aria. Influence du décapage sur la tenue en fatigue de l'alliage Al 7010-T7451 traité par oxydation anodique chromique 19ème Congrès Français de Mécanique. (2009).
- [COB et al 1994]** Ron Cobden, Alcan, Banbury. Aluminum: Physical Properties, Characteristics and Alloys. TALAT. European Aluminum Association. (1994).
- [COL 2005]** Matthew Collette. Thèse de Doctorat. Strength and Reliability of Aluminium Stiffened Panels. University of Newcastle. U K . (2005).
- [COL 2000]** Michel Colombie. Matériaux métalliques. Dunod. Paris. (2000).
- [COS et al 2012]** S. Costa , H. Puga, J. Barbosa, A.M.P. Pinto. The effect of Sc additions on the microstructure and age hardening behaviour of as cast Al–Sc alloys. Elsevier, Materials and Design 42 (2012), 347–352.

- [DEH 2004]** Moukrane Dehmas. Thèse de Doctorat. Evolutions microstructurales couplées de l'alliage d'aluminium 3003 au cours de traitements d'homogénéisation et influence d'un écrouissage préalable. Institut National Polytechnique de Lorraine. (2004).
- [DEM 2012]** Younes Demmouche. Thèse de Doctorat. Etude du comportement en fatigue d'assemblages soudés par FSW pour applications aéronautiques. L'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers. (2012).
- [DO 2013]** Tien-Dung DO. Thèse de Doctorat. Étude de la zone plastique en pointe de fissure pour l'alliage d'aluminium 2024 T351. Université François-Rabelais de Tour. (2013).
- [EI M 2005]** Aboulghit El Malki Alaoui. Thèse de Doctorat. Influence du chargement sur la propagation en fatigue de fissures courtes dans un acier de construction navale. Université de Metz. (2005).
- [ESL et al 2011]** S. Eslamian<sup>1</sup>, B. B. Sahari, Aidy Ali , El-Sadiq Mahdi<sup>3</sup> and A. M. Hamouda. Microscopic Study of 5083-H321 Aluminium Alloy Under Fretting Fatigue Condition. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 17. (2011).
- [FAN et al 2010]** X. Fang, M. Song, K. Li et Y. Du . J. Min. Precipitation sequence of an aged Al-Mg-Si alloy. Metal 46(2) B(2010). 171-180.
- [FRA 2004]** Dominique François. Endommagement et Rupture de Matériaux. EDP Sciences. (2004).
- [GAD 2007]** Hicham Gadouini. Thèse de Doctorat. Influence des défauts sur la tenue en fatigue des métaux soumis à des sollicitations cycliques multiaxiales: application a des éléments de liaison au sol. Ecole supérieure de mécanique et d'aérotechnique, Université de Poitiers. (2007).
- [GEN et al 2010]** Genki Horii, Daisuke Terada and Nobuhiro Tsuji. Strain hardening and softening in ultrafine grained Al fabricated by ARB process. 15th International Conference on the Strength of Materials (ICSMA-15) IOP Publishing. Journal of Physics: Conference Series 240 (2010) 012114.
- [GOB 1994]** Ron Cobden, Alcan, Banbury. Aluminium: Physical Properties, Characteristics and Alloys. TALAT Lecture 1501. (1994).
- [GOM 2014]** Franck Armel Tchitembo Goma. These de Doctorat. Comportement en fissuration par fatigue de l'alliage aéronautique 2099-T83 Al-Li. (Ph.D). Université LAVAL. Québec, Canada. (2014).
- [GUO 2001]** GUO FU'AN. Thèse doctorat. L'influence de la microstructure sur des propriétés mécaniques et des contraintes internes d'un alliage intermétallique biphasé à base de TiAl. Ecole Nationale Supérieure D'Art et Métiers. (2001). PARIS CENTRE.
- [GUY 2010]** Guy Murry. Aide-mémoire Métallurgie. 2<sup>ème</sup> édition. Dunod, (2010). Paris
- [HAC 2010]** K Hockauf, T Niendorf, S Wagner, T Hallea, L.W Meyer, "Cyclic behavior and microstructural stability of ultrafine-grained AA6060 under strain-controlled fatigue", Proce. Eng., 2, 2199–2208 (2010).

- [HAU et al 2010]** T Hausöl, H W Höppel and M Göken. Microstructure and mechanical properties of accumulative roll bonded aluminium alloy AA5754. 15th International Conference on the Strength of Materials (ICSMA-15) IOP Publishing. Journal of Physics: Conference Series 240 (2010) 012128.
- [JAB 2006]** Mohamad Jabbado. Thèse de Doctorat. Fatigue polycyclique des structures métalliques : durée de vie sous chargements variables. L'École Polytechnique. (2006).
- [JUI et al 2006]** P. Juijerm, I. Altenberger , B. Scholtes. Fatigue and residual stress relaxation of deep rolled differently aged aluminium alloy AA6110. ELSEVIER. Materials Science and Engineering A 426 (2006) 4–10.
- [JIN 2007]** Jinxia Li. The effect of microstructure and texture on high cycle fatigue properties of alloys. The Graduate School, University of Kentucky, (2006).
- [KER et al 2005]** Al.Th. Kermanidis, P.V. Petroyiannis, Sp.G. Pantelakis. Fatigue and damage tolerance behaviour of corroded 2024 T351 aircraft aluminum alloy. ELSEVIER. Theoretical and Applied Fracture Mechanics 43 (2005) 121–132.
- [KES et al 2010]** O Kessler, M Reich. Mechanical properties of an undercooled aluminium alloy *Al-0.6Mg-0.7Si*. 15th International Conference on the Strength of Materials (ICSMA-15) IOP Publishing Journal of Physics: Conference Series 240 (2010) 012093.
- [LEE 2005]** Yung-Li Lee, Jwo Pan, Richard B. Hathaway, Mark E. Barkey. Fatigue Testing and Analysis (Theory and Practice). Elsevier. (2005).
- [LEE et al 2002]** S.H. Lee , Y. Saito, T. Sakai, H. Utsunomiya. Microstructures and mechanical properties of 6061 aluminum alloy processed by accumulative roll-bonding. Materials Science and Engineering A325. (2002).
- [LAC 2008]** Loïc Lacroix. Thèse de Doctorat. Mécanisme de Corrosion Localisée de l'alliage d'aluminium 2024 Apport de la microscopie a force atomique (AFM) Couplé au mode KELVIN ( KFM) et des alliages modèles. Université de Toulouse. (2008).
- [MAR et al 2012]** Maria S, Mihaela S, Virgil G & Irinel Radomir. The influence of work parameters about the heat treatment applied to *AlCu4Mg1,5Mn* - aluminum alloy. ELSEVIER. Procedia - Social and Behavioral Sciences 62 (2012) 886 – 890.
- [MAR 2008]** Thorsten Marlaud. Thèse de Doctorat. Microstructures de précipitation et mécanismes de corrosion feuilletante dans les alliages d'aluminium de la série 7000 à très hautes caractéristiques mécaniques. Institut Polytechniques de Grenoble. (2008).
- [MAY 2013]** Abdelghani May. These de Doctorat. Etude du comportement cyclique et de l'endommagement par fatigue d'un alliage d'aluminium anisotrope du type 2017A. Institut National des Sciences Appliquées de Rouen. (2013).
- [MAY et al 2010]** A May, M.A Belouchrani, S Taharboucht, A Boudras. Influence of heat treatment on the fatigue behaviour of two aluminium alloys 2024 and 2024 plated. ELSEVIER. Procedia Engineering 2 (2010) 1795–1804.

- [MAY et al 2013]** Abdelghani May, Lakhdar Taleb, Mohamed el Amine Belouchrani. Experimental investigations on the cyclic behavior and fatigue of extruded 2017 aluminum alloy. 13th International Conference on Fracture, Beijing, China. (2013).
- [MAY et al 2005]** H. Mayer, M. Papakyriacou, B. Zettl, S. Vacic. Endurance limit and threshold stress intensity of die cast magnesium and aluminium alloys at elevated temperatures. *International Journal of Fatigue* 27. (2005).
- [MEN 2008]** Frédéric Menan. Thèse de Doctorat. Influence de la corrosion saline sur la tolérance aux dommages d'un alliage d'aluminium aéronautique 2XXX. Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique. Université de Poitiers. (2008).
- [MIA et al 1999]** W.F. Miao and D.E. Laughlin. Précipitation Hardening in Aluminum Alloy 6022. Pergamon. Elsevier. *Scripta Materialia*, Vol. 40, No. 7, pp. 873–878, (1999).
- [MIC 2004]** Michel Dupeux. Aide-Mémoire Science des matériaux. Dunod, (2004). Paris.
- [MOR 2002]** Sébastien Morin. Thèse de Maîtrise en Ingénierie. Effet du Magnésium, des traitements thermiques et de la porosité sur les propriétés mécaniques de traction et de fatigue de l'alliage sous pression A 380.1. Université du Québec. (2002).
- [MOU 2010]** Prosper Mouak. Thèse de Doctorat. Le marché de l'aluminium: structuration et analyse du comportement des prix au comptant et à terme au London Métal Exchange. Université d'Orléans. (2010).
- [NAN 2008]** Nicholas E. Nanninga. High cycle fatigue of AA6082 and AA6063 aluminum extrusions. Dissertation, Michigan Technological University. (2008).
- [OJO et al 2014]** Sunday J. Ojolo, Ifeoluwa J. Orisaleye, Nnaemeka Obiajulu. Machining variables influence on the fatigue life of end-milled aluminum alloy. *International Journal of Materials Science and Applications*. (2014).
- [PAO et al 2005]** P.S. Pao, H.N. Jones, S.F. Cheng, C.R. Feng. Fatigue crack propagation in ultrafine grained Al–Mg alloy. *ELSEVIER. International Journal of Fatigue* 27 (2005) 1164–1169.
- [PHI et al 1998]** Jean Philibert, Alain Vignes, Yves bréchet, Pierre Combrade. *Métallurgie du minerai au matériau*. Masson. Paris. (1998).
- [PRA et al 2012]** Y. Prawoto, K. Sumeru, and W. B.Wan Nik. Stress Corrosion Cracking of Steel and Aluminum in Sodium Hydroxide: Field Failure and Laboratory Test. Hindawi Publishing Corporation. *Advances in Materials Science and Engineering*. Article ID 235028. (2012).
- [PRI 2012]** Wolfgang José Pireto Yespica. Thèse de Doctorat. Etude comparative du comportement électrochimique des alliages d'aluminium 2024 T351 et 7075 T7351 en milieu neutre de sulfate de sodium. Institut National Polytechnique de Toulouse (INP Toulouse). (2012).

- [PRO 2005]** Henry Proudhon. Thèse de Doctorat. Identification des Mécanismes de Fissuration dans un Alliage d'aluminium Sollicité en Fretting et en Fatigue. Institut National des Sciences Appliquées de Lyon. (2005).
- [POL 2004]** I. J. Polmear. Aluminum Alloys – A Century of Age Hardening. Materials Forum Volume 28. Institute of Materials Engineering Australasia Ltd. (2004).
- [QUE 2006]** Quentin Puydt. Thèse de Doctorat. Comportement mécanique de soudures en alliage d'aluminium de la série 7xxx : de la microstructure à la modélisation de la rupture. Université de Grenoble. (2006).
- [RAN et al 2012]** R. S. Rana, Rajesh Purohit, and S Das. Reviews on the Influences of Alloying elements on the Microstructure and Mechanical properties of Aluminium Alloys and Aluminium Alloy Composites. International Journal of Scientific and Research Publications, Volume 2, Issue 6, June (2012).
- [REK et al 2012]** M. A. Rezik , T. Makhlouf, N. Njah. Evolution of microstructural and mechanical properties of an industrial 2017 Aluminium alloy processed by equal channel angular extrusion. MATERIAUX 2010 IOP Publishing IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering **28** (2012) 012039.
- [RIN et al 2000]** S. P. Ringer and K. Hono. Microstructural Evolution and Age Hardening in Aluminium Alloys: Atom Probe Field-Ion Microscopy and Transmission Electron Microscopy Studies. ELSEVIER. Materials Characterization 44:101–131 (2000).
- [RIV et al 1999]** A. L. Rivas, P. Munoz, S. Camero & O. Quintero-Sayago. Effect of the microstructure on the mechanical properties and surface finish of an extruded AA 6063 Aluminum alloy. ADV. MAT. SCI. & TECH. Received: Vol. 2, N° 1 pp. 15-23, (1999).
- [ROZ et al 2006]** Dariusz Rozumek, Ewald Macha. Influence of Notch (TIP) Radius on Fatigue Crack Growth Rate. Journal of Theoretical and Applied Mechanics. (2006).
- [SAN 2007]** Ulises Sanchez-Santana. Thèse de Doctorat. Comportement dynamique des matériaux et structures après sollicitation en fatigue. Université des sciences et technologies de Lille. (2007).
- [SHA 2011]** Majid Shahzad. Thèse de Doctorat. Influence de la rugosité et des traitements d'anodisation sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium aéronautiques 2214 et 7050. L'Institut Supérieur de l'Aéronautique et de l'Espace, L'Université de Toulouse. (2011).
- [SHR 2000]** L.L. Shreir, R.A. Jarman, G.T. Burstein. CORROSION, Volume I, Metal/Environment Reactions. Butterworth-Heinemann. Linacn House, Jordan Hill, Oxford. (2000).
- [SER 2014]** Fares Serradj. Thèse de Doctorat. Etude de la Cinétique de Précipitation dans les Alliages Al-Mg-Si contenant différents teneurs des éléments d'additions. Université de Constantine 1. (2014).
- [SID et al 2000]** R A. Siddiqui H A. Abdullah K R. Al-Belushi. Influence of aging parameters on the mechanical properties of 6063 aluminium alloy. Elsevier. Journal of materials processing technology, 102 (2000): 234-240.

**[SOR et al 2014]** Sören Kahl, Hans-Erik Ekström and Jesus Mendoza. Tensile, Fatigue and Creep Properties of Aluminum Heat Exchanger Tube Alloys for Temperatures from 293 K to 573 K (20°C to 300°C). *Metallurgical and Materials Transactions. A*, (45A), 2, 663-681. (2014).

**[SRI et al 2013]** P.L. Srinivasamurthy, B.N.Sarada, Karthik.B.S, Shamanth.S.Holla. Effect of Retrogression and Reaging Heat Treatment on Microstructure and Corrosion Properties of Al-7075. *International Journal of Innovative Research in Science, Engineering and Technology*. Vol. 2, Issue 11, November (2013).

**[STR et al]** Katharina Strobel, Mark A. Easton, Lisa Sweet, Malcolm J. Couper; and Jian-Feng Nie. Relating Quench Sensitivity to Microstructure in 6000 Series Aluminium Alloys. *Materials Transactions*, Vol. 52, No. 5 (2011) pp. 914 to 919. 2011 The Japan Institute of Light Metals.

**[THO 2014]** Thorstein Jacobsen Stedje. Master thesis. Characterization of Screw Extruded Rapid Solidified AA6061. Norwegian University of Science and Technology. (2014).

**[TIL 2006]** Kessein Eric Tillous. Thèse de Doctorat. Contribution à l'étude de l'aluminium et de ses alliages 2214-T6 et 7050-T74 transformés par oxydation micro-arcs (OMA). Institut national polytechnique de Lorraine. (2006).

**[VAL et al 2009]** Ruslan Z. Valiev, Maxim Yu. Murashkin, Elena V. Bobruk and Georgy I. Raab. Grain Refinement and Mechanical Behavior of the Al Alloy, Subjected to the New SPD Technique. *The Japan Institute of Metals, Materials Transactions*, Vol. 50, No. 1 . (2009).

**[VAR 2004]** Christian Vargel. *CORROSION OF ALUMINIUM*. Elsevier. (2004).

**[VEN 2001]** Ir. R. Vennekens. Classification des alliages d'aluminium. Notice d'information sur l'aluminium. Institut Belge de Soudure. (2003).

**[XUE 2008]** Xuemei Chen. Thesis Master. The effect of extrusion conditions on yield strength of 6060 Aluminium Alloy. Auckland University of technology. Auckland, New Zealand. (2008).

**[YES 2012]** Wolfgang José Prieto Yespica. Thèse de Doctorat. Etude comparative du comportement électrochimique des alliages d'aluminium 2024 T351 et 7075 T7351 en milieu neutre de sulfate de sodium. Institut National Polytechnique de Toulouse (INP Toulouse). (2012).

**[YUK 2002]** Yukitaka Murakami. *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*. Elsevier. (2002).

**[ZAL 2012]** Abdulkader Zalt. These de Doctorat. Endommagement par fatigue et prediction de la durée de vie des joints soudés de type caisson. L'Université de Lorraine. (2012).

**[ZAZ 2011]** Zazi Nacer. Thèse de Doctorat. Influence des effets de vieillissement et du laminage à froid sur la microstructure, associés aux propriétés mécaniques et chimiques des alliages Aluminium-Magnésium. Université Mouloud Mammeri. Tizi-Ouzou. (2011).

**[ZHA 2009]** Zhan Gao, B. Eng. Thesis. Microstructural Stability of Magnesium Alloys during High Temperature Deformation. McMaster University – Mat Sci and Eng (2009). Hamilton, Ontario, Canada.

# RESUME

---

## **Perspective**

Cette investigation expérimentale nous a permis d'avoir une base de données assez conséquente sur la relation fatigue- comportement statique sur trois alliages d'aluminium.

L'étude approfondie de l'anisotropie d'aluminium et son influence dans le comportement cyclique élastoplastique et dans le comportement en fatigue du matériau, n'est pas encore bien investie. De plus, l'étude de l'influence de la direction du chargement sur l'évolution de la durée de vie en fatigue des alliages d'aluminium mérite d'être approfondie.



# RESUME

## THESIS: Contribution to the study of the fatigue of light alloys.

Name and First Name: **Ali. DEBIH**

Directed by: **Pr. El Hadj. OUKADI**

### Abstract

Aluminum alloys are widely used in plenty of industries, especially for automotive and aeronautic manufacturing. The mechanical properties of these alloys have substantially been changed by the thermomechanical process. The aim of this work is to study the effect of thermomechanical treatments and texture in quasi static and dynamics behavior of the lightweight alloys (aluminum). The mechanical behavior of the alloys is in agreement with other published data for these Materials. Dynamic characteristics can be predicted using static properties of these alloys. Quench sensitivity of the aluminum alloys can indicate a hardening or softening behavior under fatigue as a function of static mechanical properties. Most importantly, the anisotropy is much lower. Microstructural analysis indicated that the improvements in the mechanical properties and decrease in the anisotropy are due to the high dislocation density, strong interaction between dislocations and precipitates, and dispersed distribution of the precipitates. As a conclusion to the work done, the results obtained are very promising. Aluminum alloys, without compensating on rigidity, offer a compromise between good mechanical properties and lightness and open up huge opportunities in different fields of technology.

**Keywords: Lightweight alloys, Fatigue, Anisotropy, Microstructure, Thermomechanical treatment.**

## THESE : Contribution à l'étude de la fatigue des alliages légers.

Nom et prénom : **Ali. DEBIH**

Encadreur : **Pr. El Hadj. OUKADI**

### Résumé:

Les alliages d'aluminium sont largement utilisés dans de nombreuses industries, en particulier pour la fabrication automobile et aéronautique. Les propriétés mécaniques de ces alliages ont été sensiblement modifiées par le procédé thermomécanique. Le but de ce travail est d'étudier l'effet des traitements thermomécaniques et de la texture dans le comportement quasi statique et dynamique des alliages légers (aluminium). Le comportement mécanique des alliages est en accord avec d'autres données publiées pour ces matériaux. Les caractéristiques dynamiques peuvent être prédites en utilisant les propriétés statiques de ces alliages. La sensibilité à la trempe des alliages d'aluminium peut indiquer un comportement de durcissement ou d'adoucissement sous fatigue en fonction des propriétés mécaniques statiques. Plus important encore, l'anisotropie est beaucoup plus faible. L'analyse microstructurale a indiqué que les améliorations dans les propriétés mécaniques et la diminution de l'anisotropie sont dues à la forte densité de dislocations, à une forte interaction entre les dislocations et les précipités et à la distribution dispersée des précipités. En conclusion au travail effectué, les résultats obtenus sont très prometteurs. Les alliages d'aluminium, sans compensation de rigidité, offrent un compromis entre bonnes propriétés mécaniques et légèreté et ouvrent des immenses perspectives dans les différents domaines de technologie.

**Mots clés : Alliages légers, Fatigue, Anisotropie, Microstructure, traitement thermomécanique.**

### رسالة : مساهمة في دراسة الكلال للسبائك الخفيفة.

الإشراف : الأستاذ. الحاج وأقدي

تقديم : علي ذبيح

### ملخص

تستخدم سبائك الألومنيوم على نطاق واسع في الكثير من الصناعات، وخاصة في صناعة السيارات و الطيران. وقد تم تغيير الخواص الميكانيكية لهذه السبائك بشكل كبير من خلال العملية الحرارية- ميكانيكية. الهدف من هذا العمل هو دراسة تأثير العلاجات الحرارية والملمس في السلوك شبه الثابت والديناميكي للسبائك خفيفة الوزن (الألومنيوم). يتفق السلوك الميكانيكي للسبائك مع البيانات المنشورة الأخرى لهذه المواد. يمكن التنبؤ للخصائص الديناميكية باستخدام الخصائص الثابتة لهذه السبائك. إن حساسية التصليد لسبائك الألومنيوم يمكن أن تشير إلى تصلب أو تليين السلوك تحت الكلال بوصفها وظيفة من الخصائص الميكانيكية الثابتة. الأهم من ذلك، فإن التباين هو أقل بكثير. أشار التحليل المجهرى إلى أن التحسينات في الخواص الميكانيكية وانخفاض تباين الخواص ترجع إلى الكثافة العالية للخلع، والتفاعل القوي بين الاضطرابات والرواسب، والتوزيع المشتتات والعشوائى للرواسب. وختاماً للعمل المنجز، فإن النتائج التي تم التوصل إليها واعدة جداً. سبائك الألومنيوم، ودون فقدان للصلابة، تقدم حلاً متوافقاً بين الخواص الميكانيكية الجيدة والخفة وتفتح فرصاً ضخمة في مجالات مختلفة من التكنولوجيا.

كلمات مفتاحية : السبائك الخفيفة، الكلال، التباين، البنية، المعالجة الحرارية ميكانيكية