

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE  
UNIVERSITE MOHAMED BOUDIAF-MSILA

FACULTE DES SCIENCES  
DEPARTEMENT DE PHYSIQUE  
N° :PhAPP 03/2019



DOMAINE : SCIENCE DE LA MATIERE  
FILIERE : PHYSIQUE  
OPTION : **PHYSIQUE APPLIQUEE**

Mémoire présenté pour l'obtention  
Du diplôme de Master Académique  
Par :BEN GEUSMIA KHAWLA

Intitulé

**Élaboration et caractérisation des composites de  
Al-15%Zn/x%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> avec x=0, 3, 5, 7 et 10 %  
(Massique) par la Technique Stir Casting**

Soutenu le 10 /07 /2019 devant le jury composé de :

Nafissa MEGGEG	U.M'sila	Présidente
Miloud IBRIR	U.M'sila	Promoteur
Djamel ABDELKEBIR	U.S.T.H.B	Co-Promoteur
Abdelhafid MAHROUG	U.M'sila	Examineur

Année universitaire : **2018/2019**

# Remerciements



*Je remercie mon Dieu qui m'a aidé de faire ce modeste Travail qui a été réalisé au sein du département de physique de l'université de M'sila.*

*J'adresse mes vifs remerciements à mon Encadreur **Pr. Miloud IBRIR**, qui m'a guidé tout le long de mon projet. J'exprimer ma profonde reconnaissance à **Djamal ABDELKEBIR**, qui je bénéficier de sa connaissance scientifique approfondis.*

*J'adresse mes sincères remerciements aux Jury à accepter pour participer a la discussion de mon travail plus précisément Mme **Nafissa MEGGEG** «Présidente» des Jury, **Pr. Miloud IBRIR** «Rapporteur», **Djamal ABDELKEBIR** «Co-Promoteur» et **Abdelhafid MAHROUG** «Examineurs».*

*Je suis très reconnaissant a mes parents, mes sœurs et frères m'a donner le courage pour y accéder a cette étape, Ne oublier pas de mentionner mes amis, mes collègues et tous les professeurs de département de physique.*

*Enfin un grand merci à tous les amis qui, de près ou de loin, ont contribué au bon déroulement de ce mémoire.*

*Je vous remercie du fond de mon cœur.*

*Une fois de plus merci.*



## *Dédicaces*



*Je dédie cette mémoire à :*

*A ceux que je porte dans mon cœur pour l'éternité :*

*A la personne la plus merveilleuse, ma **Mère** qui ma tout donnée et qui m'a soutenue et protégée de son amour et sa patience.*

*A mon **Père** qui a cru en moi et en ma réussite.*

*A ma sœurs : **KHADRA, SAMAH, ASMA, AHLEM** .*

*A mes frères : **ABDE SSAMED** et **DJAMEL**.*

*A mon Oncle : **TAWES** et **ZAHIA**.*

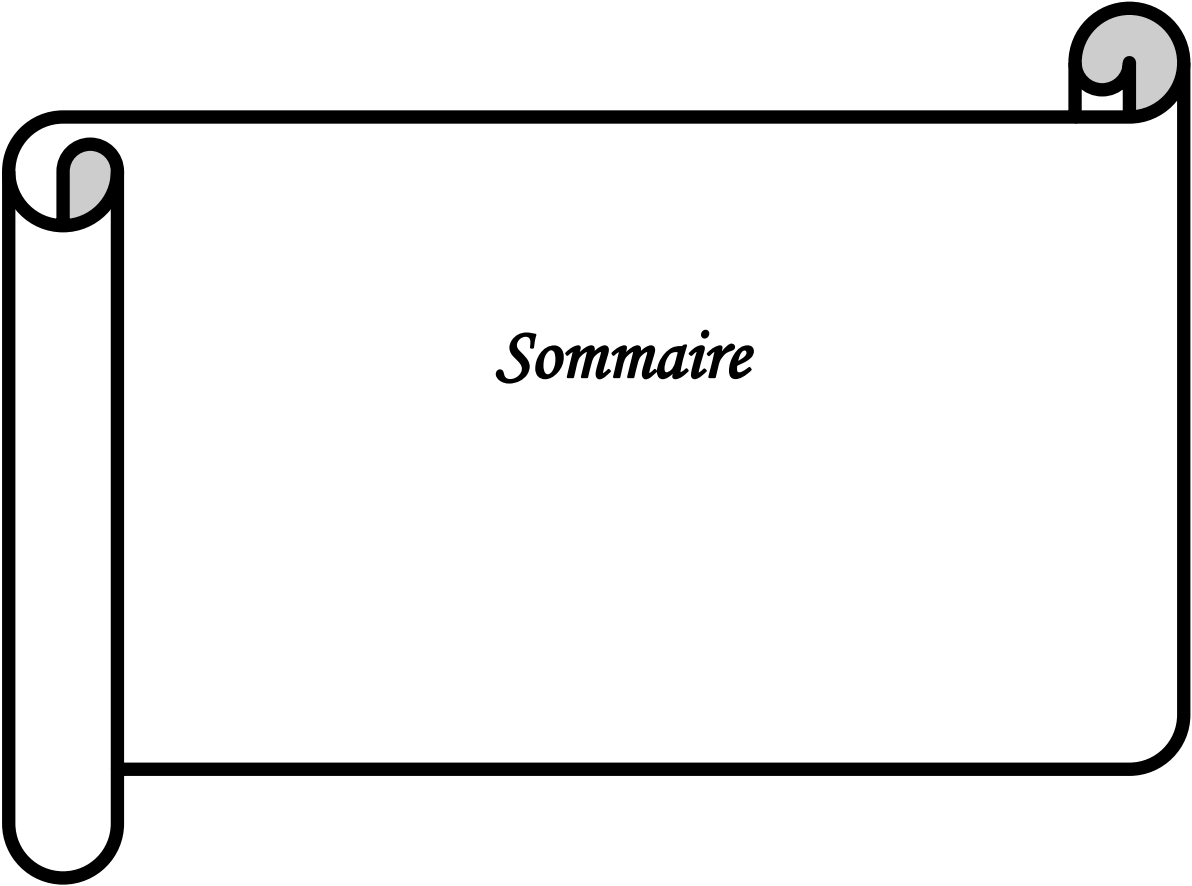
*A mon professeur **Mr. Miloud IBRIR**, et toute sa famille.*

*A tous ceux qui j'aime et à tous ceux qui je n'ai pas pu citer.*

*Merci pour tous....*

***KHAWLA***





*Sommaire*

## sommaire

---

	Page
Introduction générale.	
<i>Chapitre I Généralités sur les solutions solides</i>	
I.1 Les solutions solides.	3
I.2. Diagramme d'équilibre.	4
I.3. Précipitation dans les solutions solides.	5
I.4. Phénomène de durcissement dans les alliages.	6
I.4.1. Durcissement en solution.	6
I.5. Mécanisme de durcissement.	6
I.5.1 Effets à courte distance.	6
I.5.1.a Cisaillement des précipités par les dislocations.	6
I.5.1.b Contournement des précipités par les dislocations.	7
I. 5.1.b.1 Contournement d'Orowan.	7
I.6. Généralités sur les alliages à base d'aluminium.	7
I.7. Propriétés physiques et chimiques de l'Aluminium.	8
I.8. Propriétés mécaniques.	9
I.9. Les alliages d'aluminium.	10
I.10. Les familles d'alliages d'aluminium.	11
I.11. Classification par type de transformation.	11
I.12. Influence des éléments d'addition.	12
I.13. L'effet de Zinc.	13
I.13.1. Série 7000 (Aluminium-Zinc).	13
I.14. Structures et génération des différentes variétés d'alumine.	13
I.14.1. Phase alpha.	14
I.15. Propriétés physico-chimique de l'alumine.	14
I.16. Caractéristiques de l'alumine.	15
I.17. Applications de l'alumine.	16
I.18. Introduction.	16
I.18.1. Les matériaux composites à matrice métallique.	16
I.18.2. Matrice.	17
I.18.3. Le renfort.	18
I.18.4. Typologie et propriétés des renforts.	18
I.18.5. Renforts discontinus.	18
I.18.6. Renfort des fibres courtes.	18
I.19. Les méthodes d'élaboration des CMM.	20
I.19.1. Procédé d'infiltration.	20
I.19.2. Procédé de dispersion.	20
I.19.3. Procédé de vaporisation.	21

## sommaire

---

I.20. Domaine des applications de matériaux composites à base métallique	22
<b>Chapitre II Système Al-Zn</b>	
II.1. Diagramme d'équilibre	26
II.2. Diagramme d'équilibre du système AlZn	26
II.3. Le système Al-Zn	26
II.4. Application des lois de Hume-Rothry	26
<b>Chapitre III Techniques expérimentales</b>	
III.1. Méthodes d'élaboration des matériaux composites à base métal (CMMs) par (moulage par agitation) ou (Technique Vortex)	27
III.1.1. La première étape dans l'élaboration d'un matériau de base (Al-Zn)	27
III.1.2. Le deuxième étape dans l'élaboration d'un matériau composite (Al-Zn/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	27
III. 2. Préparation métallographie.	28
III. 3 Traitements thermiques.	29
III.3.1. Traitements d'homogénéisation.	29
III. 4. Techniques de caractérisation.	30
III. 4.1. Microscopie optique.	30
III. 5. Mesures de microdureté.	30
III. 5.1. Essais de microdureté.	30
III. 6. Analyse par diffraction des rayons X (DRX)	32
<b>Chapitre IV Résultats et discision</b>	
IV.1. Analyse structurale et microstructural.	39
Conclusion générale.	49

Liste des figures

<b>Figure</b>	<b>Titre</b>	<b>Page</b>
<b>I.1</b>	Solution solide de substitution.	3
<b>I.2</b>	Solution solide d'insertion.	3
<b>I.3</b>	Diagrammes d'équilibre a) Diagramme d'équilibre d'une solution solide unique illimitée. b) Diagramme d'équilibre présentant une réaction eutectique.	4
<b>I.4</b>	Diagramme d'équilibre d'un alliage binaire (A-B) présentant une limite de solubilité.	5
<b>I.5</b>	Cisaillement d'un précipité cohérent dans le plan de glissement d'une dislocation	7
<b>I.6</b>	Représentation schématique du mécanisme de contournement d'Orowan.	7
<b>I.7</b>	structure Cubique à faces centrée (CFC)	8
<b>I.8</b>	Maille élémentaire de l'aluminium	14
<b>I.9</b>	Différence type des renforts discontinus	19
<b>I.10</b>	Procédé d'infiltration	20
<b>I.11</b>	Procédé de dispersion	21
<b>I.12</b>	Procédé de vaporisation	21
<b>II.1</b>	Diagramme d'équilibre des phases du système Al-Zn	27
<b>III.1</b>	Dispositif d'élaboration(Four a moufle)	28
<b>III.2</b>	Four de coulée sous agitation (Stir Casting)	28
<b>III.3</b>	Polisseuse MECAPOL type 200 PRESI.	29
<b>III.4</b>	Dispositif expérimental d'homogénéisation. a- Dispositif d'homogénéisation. b- Représentation schématique du dispositif d'homogénéisation.	29
<b>III.5</b>	Microscope optique de type (Ziess IM35).	30
<b>III.6</b>	Essai de dureté Vickers. a- Représentation schématique du pénétrateur et de l'empreinte. b- Schéma de l'empreinte pour l'échantillon Al-15%Zn (en poids).	31
<b>III.7</b>	Microduremètre. a- Microduremètre de type (SHIMADZU). b- Les éléments de base de microduremètre.	32
<b>III.8</b>	Illustration de la condition de Bragg.	33
<b>IV.1</b>	Diffractogrammes x des matériaux composites Al-15%Zn/x%Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (% massique) avec (x=0, 3, 5, 7 et 10%).	40
<b>IV.2</b>	Variation des pourcentages de la solution solide $\alpha$ - Al(Zn) et la phase de Zn en fonction de Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .	41

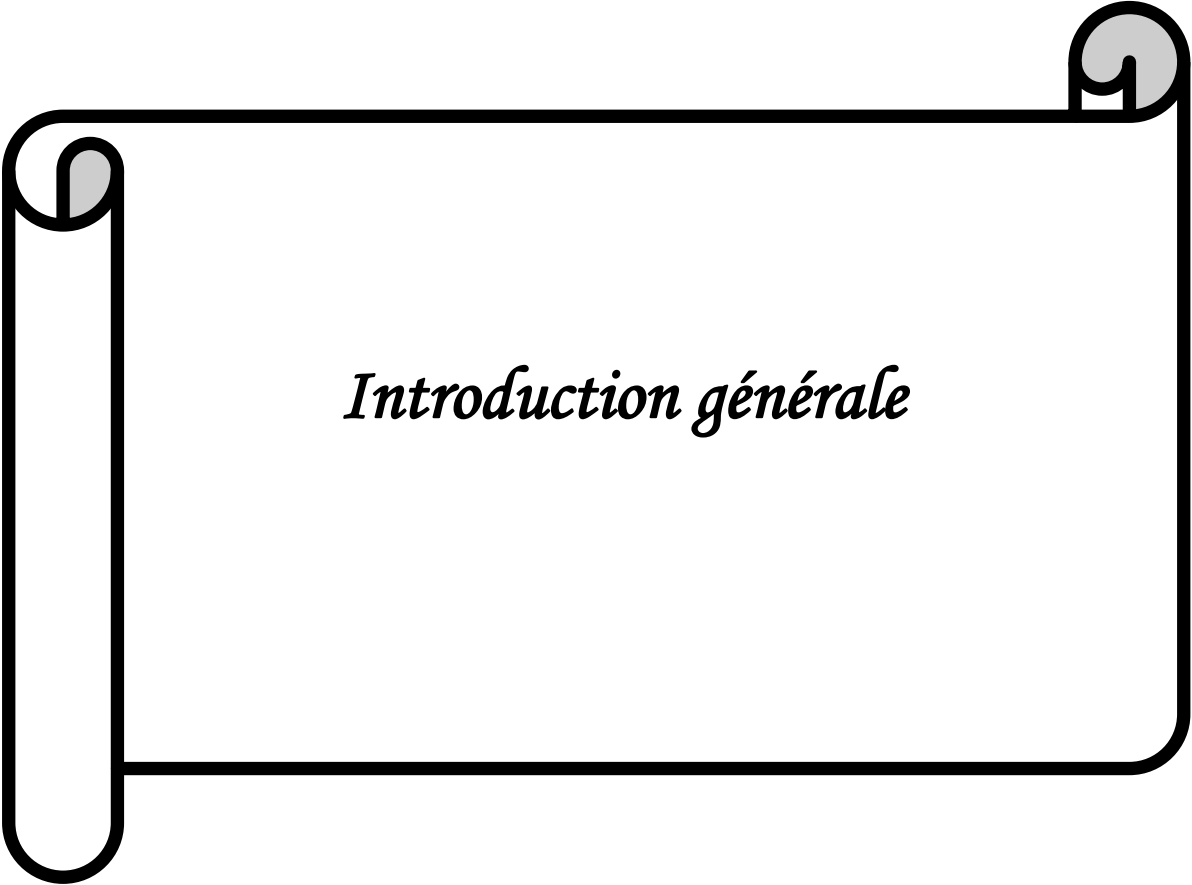
## Liste des figures

---

<b>IV.3</b>	variation du pic principale de diffraction Zn(011) en fonction de la concentration de Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .	42
<b>IV.4</b>	variation du pic principale de diffraction Al(111) en fonction de la concentration de Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .	43
<b>IV.5</b>	Variation des paramètres cristallins de la solution solide $\alpha$ -Al(Zn) et Zn en fonction de concentration de Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	45
<b>IV.6</b>	Variation des tailles moyennes des cristallites et la microdureté VickersHven fonction de la concentration de Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .	46
<b>IV.7</b>	Evolution microdéformationde les phases Al(Zn) et Zn en fonction de la concentration de Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .	47

## Liste des tableaux

<b>Tableau</b>	<b>Titre</b>	<b>Page</b>
<b>I.1</b>	propriétés physiques de l'aluminium.	9
<b>I.2</b>	Principales séries des alliages d'aluminium.	11
<b>I.3</b>	Classement des alliages d'aluminium corroyé.	12
<b>I.4</b>	Les principales propriétés de l'alumine.	15
<b>I.5</b>	Calcification générale sur les matériaux composites.	17
<b>I.6</b>	caractéristique de renforts discontinus Utilisés dans le CMM.	19
<b>II.1</b>	Paramètres cristallographiques et physico-chimiques concernant la solubilité dans les alliages binaires Al-Zn.	27



*Introduction générale*

### *Introduction Générale :*

Les matériaux en général et les métaux en particulier prennent une place importante dans tout développement industriel ou progrès technologique. Vu les exigences de l'industrie moderne, de nombreux programmes de recherches sont en route pour le développement d'autres matériaux plus performants et moins coûteux tels que les composites. Les alliages métalliques occupent une place importante, car les caractéristiques de ces derniers s'améliorent de jour en jour grâce aux recherches.

L'industrie technologique de pointe est aujourd'hui axée sur la recherche de nouveaux matériaux aux propriétés microstructurales homogènes et élaborés par des techniques moins coûteuses et performantes. Les propriétés physico-chimiques d'un matériau dépendent de sa microstructure. Ainsi, une connaissance détaillée de la microstructure est une étape très importante dans la conception de matériaux. L'aluminium est l'un des métaux les plus utilisés. L'aluminium et les alliages d'aluminium représentent une importante catégorie de matériaux due à leur haute valeur technologique et leur large application spécialement dans le domaine aérospatial, les véhicules motorisés et l'industrie ménagère.

L'aluminium et les alliages d'aluminium ont une faible résistance à l'usure et à la fatigue. Ceci a poussé les chercheurs à l'élaboration d'un type de matériaux répondant à tous ces défis. Les matériaux composites. Ces derniers s'inscrivent dans la catégorie des matériaux modernes ayant révolutionné le monde industriel.

Les matériaux composites, au sens le plus courant du terme, sont un ensemble de matériaux de synthèse conçus et mis en œuvre essentiellement pour des applications structurales, et où la fonction mécanique est donc dominante. Ils combinent un matériau de renfort, dispersé sous forme de particules, fibres courtes ou fibres longues, au sein d'une matrice qui les enrobe. Il existe d'autres types de fibres métalliques continues (bore, tungstène, acier...) ou de renforts minéraux ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{B}_4\text{C}$ ,  $\text{SiC}$ ,  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{TiC}$ .....) sous forme de filaments ou de particules. Ils sont compatibles avec des matrices métalliques imprégnées par fusion.

L'utilisation des matériaux composites à matrice métallique présente un grand intérêt quand il s'agit de bénéficier de propriétés mécaniques spécifiques accrues, de meilleures tenues en température et par conséquent de gagner du poids.

Il faut souligner qu'à ce jour ces matériaux composites sont encore en pleine évolution, et que les propriétés que l'on peut en attendre ne sont que partiellement connues. Ces propriétés sont très largement supérieures à celles dans l'aluminium et les alliages d'aluminium.

L'aluminium et ses alliages occupent une place privilégiée comme matrice de composites pour les transports et les pièces en mouvement. Les composites à matrice aluminium donc a été étudiés à cause ses bonnes propriétés mécaniques.

Dans ce présent travail, le but est d'élaborer un composite à matrice d'aluminium renforcée par des particules d'oxyde d'alumine et, déterminer les différentes contributions au durcissement d'un matériau composite Al-15%.Wt Zn/x%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Avec: (x = 0, 3, 5, 7 et 10%) (en poids)), à l'aide de la technique procédé de dispersion (moulage par agitation (Stir Casting)). Cette technique utilisée pour assurer le contact intime entre l'aluminium et le zinc, et d'oxyde d'alumine. Où les particules (d'oxyde d'alumine) immersion directement dans le bain du métal en fusion.

Ce mémoire s'articule autour de quatre chapitres.

Un premier chapitre, consacré aux généralités sur décrit les principes de transformation de phase à l'état solide et les phénomènes de durcissement dans les alliages (Al-Zn). Et introduction sur les matériaux composites, et les techniques de production les plus importantes utilisées dans la fabrication de ces matériaux ainsi qu'à certains mécanismes de renforcement des matériaux composites, et à certaines applications importantes des matériaux composites dans les domaines de la fabrication.

Un résumé des différents résultats obtenus sur le système Al-Zn constitue le deuxième chapitre.

Les techniques expérimentales utilisées sont présentées dans le troisième chapitre.

Le quatrième chapitre est consacré aux résultats et à leurs interprétations.



*Chapitre I*

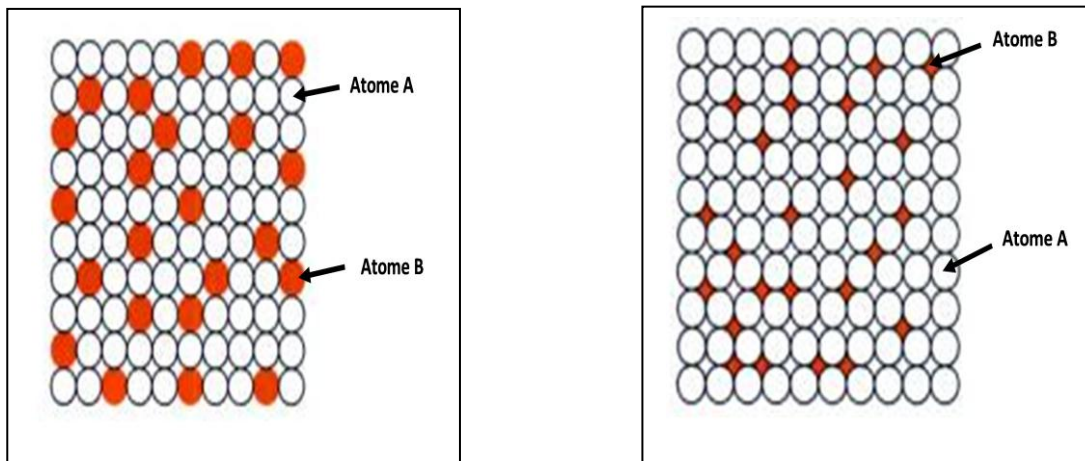
*Généralités sur les solutions  
solides*

La notion de solution solide est une notion thermodynamique. C'est un mélange de corps purs formant un solide homogène

### I.1 Les solutions solides :

Dans un métal pur A, on peut ajouter des atomes étrangers B sans modifier la structure cristalline du métal de base A : l'élément B entre en solution dans A. A et B forment la solution solide AB. L'atome B est un élément d'alliage. Une solution solide peut exister dans un large domaine de composition et pour toute composition de ce domaine, le matériau est homogène. Sa structure et ses propriétés différentes de celles des compositions voisines.

La solution solide AB peut être de substitution ou d'insertion selon que les atomes de l'élément B se substituent à des atomes de l'élément A ou occupent des sites interstitiels du réseau de l'élément A. (figure I.1, figure I.2) [1]



**Figure I.1 :** Solution solide de substitution. **Figure I.2 :** Solution solide d'insertion.

Deux éléments A et B forment une solution solide AB s'ils satisfont aux règles empiriques, nécessaires mais non suffisantes, de Hume-Rothery. Ces règles tiennent compte des effets de taille, d'électronégativité, de valence et de concentration électronique.

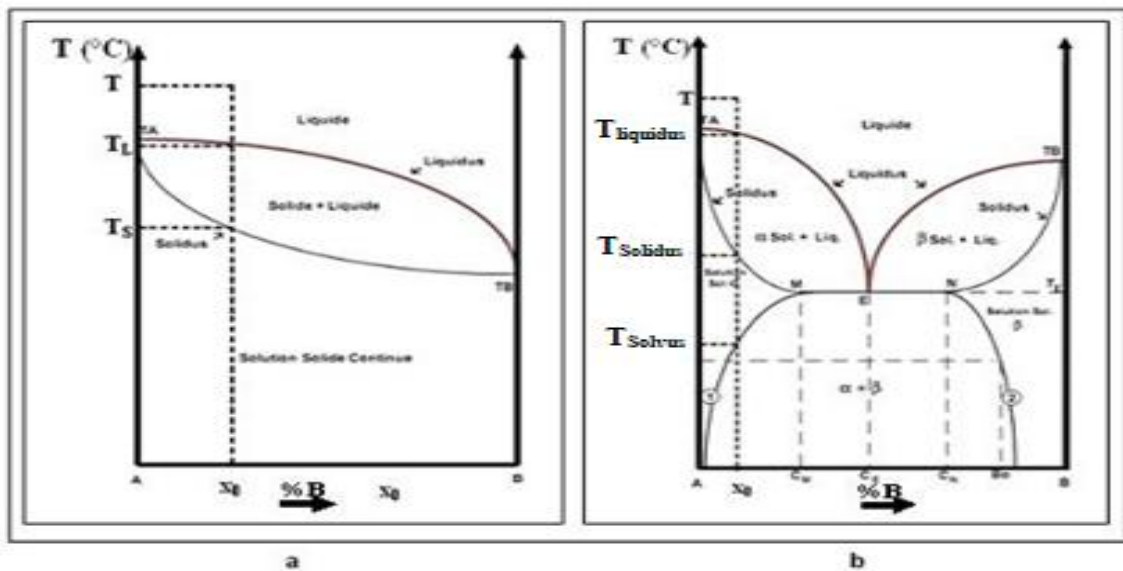
La solution solide AB formée peut être limitée ou illimitée selon que la solubilité de l'élément B dans A soit partielle ou totale.

Une solution solide AB est caractérisée par son diagramme d'équilibre donnant les domaines d'existence des phases à toutes températures et à toutes concentrations.

Ces diagrammes sont à un seul fuseau si A et B solubles en toutes proportions ou présentent des limites de solubilité si A et B sont partiellement miscibles (figure I.3.a, figure I.3.b).

**I.2. Diagramme d'équilibre :**

La solubilité de l'élément B dans le métal A dépend de la température. Les diagrammes d'équilibre ont pour objet de définir, en fonction de cette dernière, l'état physique de l'alliage dans des conditions où la cinétique de transformation est suffisamment lente pour qu'à chaque instant soit réalisé l'équilibre thermodynamique. Un diagramme d'équilibre représente les transformations solide-liquide ou solide-solide d'un alliage, et les domaines d'existence des différentes phases en fonction de la concentration et de la température (figure I.3.a et figure I.3.b).



**Figure I.3 :** Diagrammes d'équilibre. *a) Diagramme d'équilibre d'une solution solide unique illimitée. b) Diagramme d'équilibre présentant une réaction eutectique, solution solide limitée.*

L'alliage à concentration  $x_0$  est entièrement liquide à la température  $T$  supérieure à  $T_L$ .

Lors d'un refroidissement suffisamment lent, la solidification commence à la température  $T_L$  et s'achève à la température  $T_S$ . Dans le cas d'une miscibilité totale, la solution solide obtenue en dessous de  $T$ , est monophasée (figure I.3.a). Dans le cas d'une miscibilité partielle, entre les températures  $T_S$  et  $T_{solvus}$ , l'alliage est à l'état de solution solide homogène. A une température inférieure à  $T_{solvus}$ , il apparaît une nouvelle phase dispersée  $\beta$ , constituée

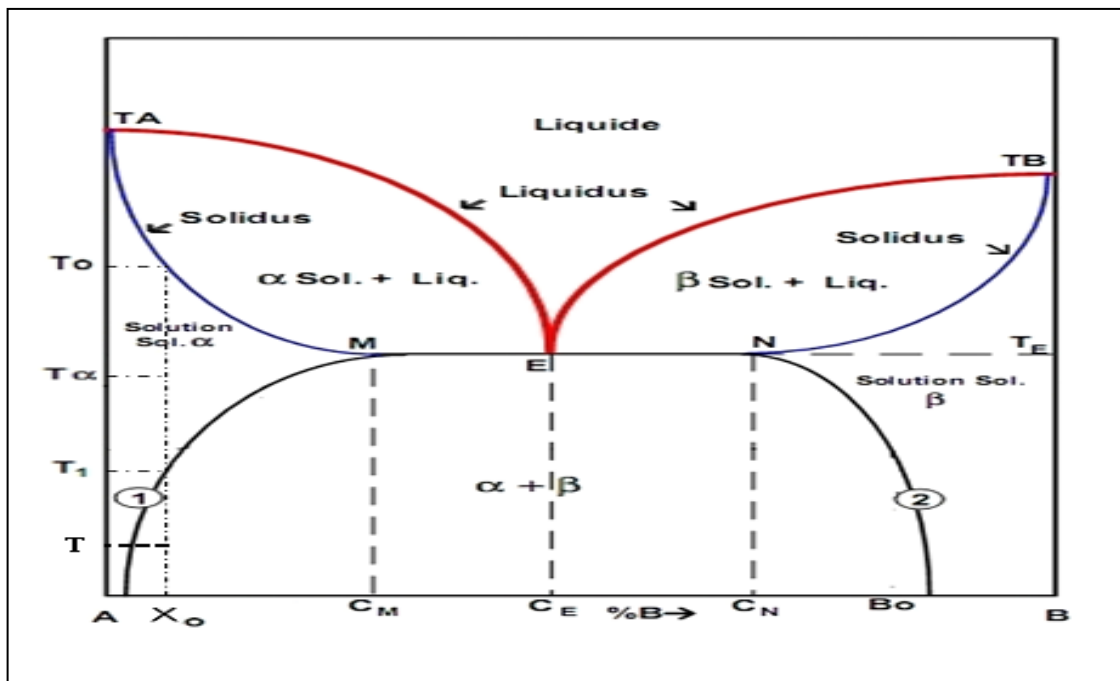
par un composé intermétallique défini. L'alliage est dans ce cas constitué de deux phases  $\alpha$  et  $\beta$  (figure I.3.b) résultant de transformations de phases à l'état solide.

Ces transformations de phase à l'état solide résultent de mouvements d'atomes, sur courtes distances, sans diffusion, qui mettent en jeu un déplacement brusque et de faibles amplitudes d'atomes ou, sur longues distances, par diffusion, qui mettent en jeu le mouvement lent d'atomes ou de lacunes sur de longues distances.

La diffusion des atomes est favorisée par l'agitation thermique et la présence d'imperfections abaissant l'énergie d'activation de la diffusion.

### I.3. Précipitation dans les solutions solides :

L'apparition d'une seconde phase au sein des solutions solides est observée dans des systèmes où la solubilité du soluté dans le solvant est limitée (figure I.4).



**Figure I.4 :** Diagramme d'équilibre d'un alliage binaire (A-B) présentant une limite de solubilité.

Lorsque l'alliage, de concentration  $X_0$ , est maintenu à température  $T_\alpha$  comprise entre  $T_0$  et  $T_1$  pendant une durée suffisante pour que l'état d'équilibre, à la température  $T_\alpha$ , soit atteint, il se trouve dans un état de solution solide homogène  $\alpha$ .

Lorsqu'il est refroidi lentement, à partir de  $T_1$  se forment des germes de la phase d'équilibre  $\beta$ . La solution solide obtenue à une température  $T < T_1$  est biphasée  $\alpha+\beta$ . Lorsqu'il est refroidi rapidement par trempe, la solution solide obtenue est une solution solide hors équilibre sursaturée en atomes de soluté et en lacunes.

### **I.4. Phénomène de durcissement dans les alliages :**

Les propriétés mécaniques d'un matériau, sont liées à sa microstructure [2.3.4]

Le durcissement d'un alliage résulte de l'entrave au mouvement des dislocations.

#### **I.4.1. Durcissement en solution :**

Ce type de durcissement est obtenu par addition d'éléments d'alliage en solution responsables d'une force de freinage qui doit être surmontée par une augmentation de la contrainte appliquée cette contrainte est donnée par :

$$\sigma = k \cdot x^{2/3}$$

où  $k$  est une constante et  $x$ , la concentration de l'alliage en atomes solute.

### **I.5. Mécanisme de durcissement :**

#### **I.5.1 Effets à courte distance :**

Au cours de leurs mouvements, les dislocations peuvent cisailer ou contourner les précipités.

##### **I. 5.1.a Cisaillement des précipités par les dislocations :**

Les précipités ne peuvent-être cisailés que s'ils sont cohérents ou semi-cohérents de sorte que la dislocation puisse glisser de manière continue de la matrice dans les précipités (figure I.5).

Ce mécanisme engendre la création de nouvelles interfaces précipité-matrice.

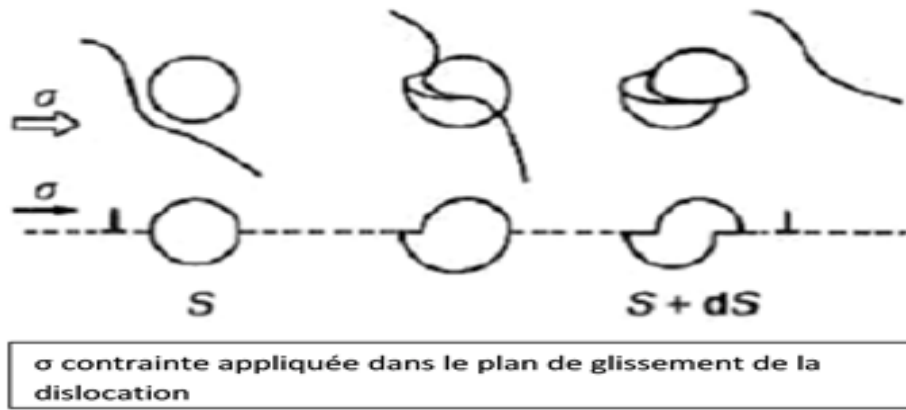


Figure I.5 : Cisaillement d'un précipité cohérent dans le plan de glissement d'une dislocation [5].

### I.5.1.b Contournement des précipités par les dislocations :

Lorsque les particules cohérentes est semi cohérentes deviennent plus dures que la matrice, les dislocations en mouvement ne peuvent pas les cisailer et les contournent par glissement primaire ou par glissement dévié. Les particules incohérentes sont contournées par les dislocations selon le mécanisme d'Orowan.

#### I. 5.1.b.1 Contournement d'Orowan :

Ladislocation franchit le précipité incohérent par contournement d'Orowan (figure I.6), tout en restant dans son propre plan de glissement. Une fois l'obstacle contourné, les deux brins de la dislocation se recombinaient laissant autour du précipité une boucle de dislocation.

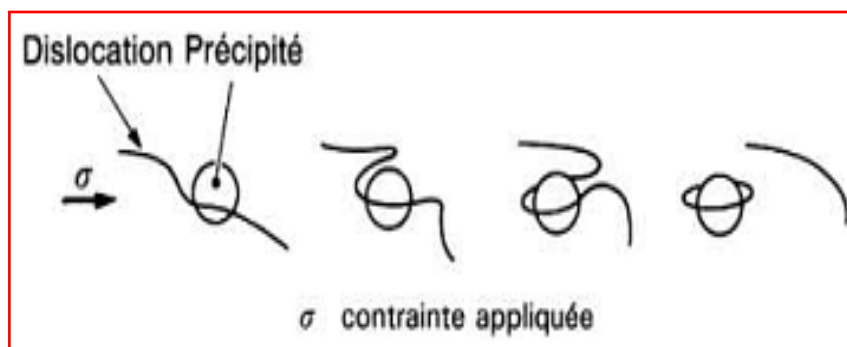


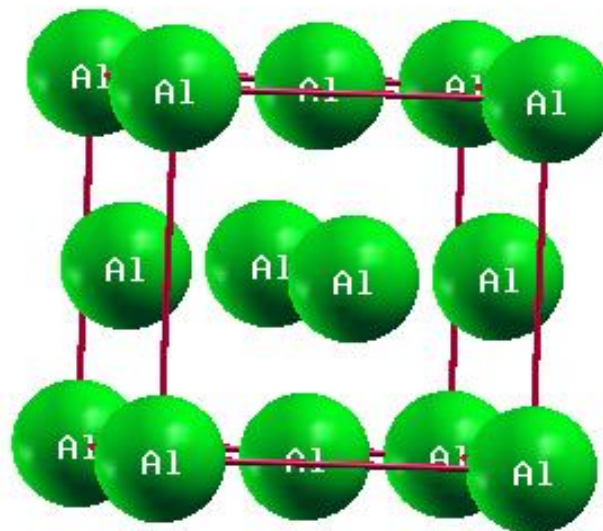
Figure I.6 : Représentation schématique du mécanisme de contournement d'Orowan.

**I.6. Généralités sur les alliages à base d'aluminium :**

L'aluminium a connu un développement spectaculaire depuis sa naissance en 1854 symbolisée par la présentation à l'académie des sciences, par le chimiste français Saint-Claire Deville, d'un petit lingot réalisé par voie chimique, mais le véritable début de développement industriel de l'aluminium et ses alliages se produit en 1886 avec l'invention du procédé d'électrolyse de l'aluminium par Paul Héroult en France et Charles Martin Hall aux Etats-Unis. L'aluminium est aujourd'hui le premier métal non ferreux ; en tonnage, il a supplanté l'étain dans les années 1920.

L'élément en aluminium occupe la troisième place dans les éléments de la croûte terrestre. Cependant, l'extraction de l'aluminium a pris du retard Comparée au cuivre, au bronze et au fer, la civilisation humaine n'était pas associée à l'aluminium car son exploitation minière n'a commencé qu'au XIXe siècle, après l'évolution des connaissances de l'humanité en matière d'exploitation minière. Au début, le prix de l'aluminium était comparé à celui des métaux précieux et, au fur et à mesure de l'augmentation de la production, il est devenu un métal et un alliage très répandus, produisant environ 30 millions de tonnes par an.

L'aluminium pur possède une structure cristalline cubique à face centrée C.F.C. C'est un très bon conducteur d'électricité, et non magnétique. Figure (I-7)



**Figure I.7 :** structure Cubique à faces centrée (CFC).

**I.7. Propriétés physiques et chimiques de l'Aluminium :**

Les alliages d'aluminium ont pris, au cours des 60 dernières années, une place importante dans beaucoup de domaines et occupent la deuxième place parmi les métaux utilisés, après les matériaux en acier et en Ti. C'est dans le domaine de transport que se situe leur principale application, suivis de ceux du bâtiment et de la construction de machines. Depuis de nombreuses années également, l'aluminium est un matériau attrayant pour l'industrie de l'emballage. L'essor économique et technique de l'aluminium est dû à une combinaison intéressante de propriétés, dont:

- La faible densité.
- La conductibilité thermique et électrique élevées.
- La grande ductilité même à basses températures.
- La stabilité chimique.
- La conformité avec les prescriptions d'hygiène.

Les propriétés physiques de l'aluminium non allié sont résumées dans tableau(I.1) suivante :

<b>Propriété</b>	<b>Unité</b>	<b>Valeur</b>
<b>Paramètre de maille (à 298.15°K )</b>	Å	4.05
<b>Point de fusion</b>	°C	660.45
<b>Point d'ébullition</b>	°C	2056
<b>Pression de vapeur</b>	Pa	0.0037
<b>Energie interne massique <math>\mu</math></b>	J kg <sup>-1</sup>	398000
<b>Capacité thermique massique <math>C_p</math> (à 298.15°K )</b>	J kg <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup>	897
<b>Conductivité thermique <math>\lambda</math> ( à 298.15K)</b>	W m <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup>	237
<b>Résistivité électrique <math>\rho</math> (à 298.15 K )</b>	10 <sup>-9</sup> Ω m	26.548

*Tableau 1.1 : propriétés physiques de l'aluminium.[6]*

### **I.8. Propriétés mécaniques :**

En raison de sa structure en CFC, l'aluminium pur est bien déformé froid et chaud, il est donc très ductile. Cette grande plasticité à l'état plastifiant rend facile à utiliser, contrairement aux machines. L'aluminium laisse place à tout le monde méthodes de soudage sous gaz inerte telles que l'argon ou l'hélium (gaz de protection) sinon, l'aluminium s'oxyde facilement et forme un film d'Al.

### **I.9. Les alliages d'aluminium :**

L'aluminium pur possède plusieurs inconvénients au niveau de ses propriétés mécaniques, afin d'améliorer ces propriétés, des éléments métalliques ont été ajoutés au cours du traitement thermique, tels que, Mg, Mn, Cu, Si, Ni, Ti, et Zn ... etc. Ces additifs appelés les éléments d'alliages, ils permettent d'assurer une très bonne résistance mécanique, au même temps en conservant sa légèreté pour se laisser déformer facilement.

Le choix de ces matériaux dépend de leurs disponibilités, leurs coûts, leurs facilités de déformation et leurs propriétés physiques. Tout progrès technologique important est presque toujours lié au développement des matériaux soit par l'amélioration des propriétés mécanique ou par l'usinage de nouveaux matériaux.

Les propriétés mécaniques des alliages étudiés, sont affectées par l'addition du cuivre et l'excès du silicium, ce dernier affecte aussi la stabilité structurale. Les propriétés mécaniques sont améliorées par réduction de la taille moyenne des grains, ainsi que par la dureté et la limite d'élasticité du matériau [7].

Les éléments de transition, tels que Mn ou Cr et Fe, forment des dispersives, parfois assez grossiers [8]. Leurs interfaces avec la matrice, constituent un site de germination préférentielle pour la phase durcissant [9].

Ils sont utilisés afin de contrôler pour détenir une bonne résistance de ces alliages. L'addition de ces éléments se fait généralement à des taux très faibles.

Parmi les propriétés des alliages d'aluminium, citons ce qui suit:

La résistance à chaud est faible au-delà de 100°C, sauf pour la série 2000 (Al-Cu) où l'on peut atteindre 300°C [10].

Les alliages d'aluminium présentent une bonne résistance à la corrosion par piqûres. Par contre, ils sont sensibles à la corrosion galvanique et des précautions sont à prendre en

## Chapitre I : Généralités sur les solutions solides

particulier avec le fer. Il est à signaler que des risques de corrosion inter granulaire et de corrosion sous tension existent dans les alliages des séries 2000 et 7000 [10].

Les alliages d'aluminium sont faciles à laminier (coefficient d'écroutissage  $n = 0.2$  à  $0.3$ ) [11]

### I.10. Les familles d'alliages d'aluminium :

La désignation des alliages d'aluminium, conforme à la norme Afnor NF EN 573 ainsi qu'aux spécifications internationales de l'Aluminium Association, est numérique à quatre chiffres dont le premier chiffre indique la famille (ou la série) à laquelle appartient l'aluminium ou l'alliage d'aluminium et les chiffres subséquents indiquent la composition (tableau I.2).

SERIE	DESIGNATION	ÉLÉMENT D'ALLIAGE PRINCIPAL
SERIE 1000	1XXX	99%D'ALUMINIUM AU MINIMUM
SERIE 2000	2XXX	CUIVRE (Cu)
SERIE 3000	3XXX	MANGANESE (Mn)
SERIE 4000	4XXX	SILICIUM (Si)
SERIE 5000	5XXX	MAGNESIUM (Mg)
SERIE 6000	6XXX	MAGNESIUM(MG) ET SILICIUM(Si)
<b>SERIE 7000</b>	<b>7XXX</b>	<b>ZINC (Zn)</b>

Tableau I. 2 : Principales séries des alliages d'aluminium [12].

### I.11. Classification par type de transformation :

Parmi ces huit classes, une autre distinction peut être faite entre les alliages nontrempant et les alliages trempant [13]. Les alliages non trempant correspondent aux séries **1000**, **3000**, et **5000** ce sont des alliages sans durcissement structural. Et les alliages trempant à durcissement structural qui correspondent aux séries **2000**, **6000** et **7000**. Selon la classe d'alliages envisagée,

différentes méthodes d'amélioration des propriétés mécaniques peuvent être adoptées. En effet, en ce qui concerne les alliages non trempant, trois méthodes d'amélioration des propriétés mécaniques existent: le durcissement de solution solide, le durcissement par précipités et dispersion des ou le durcissements par écrouissage.

	Alliages trempant Ou A durcissement structural Ou A traitement thermique	Alliages non trempant Ou A durcissement par écrouissage Ou Sans traitement thermique
Série	2000	1000
	4000	3000
	6000	5000
	7000	

*Tableau I.3 : Classement des alliages d'aluminium corroyé.*

Pour les alliages trempant, la principale méthode de durcissement correspond à un traitement thermique, appelé traitement à durcissement structural. Le processus de durcissement structural permet d'améliorer nettement les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium en conduisant à la formation de précipités durcissant. Cette modification de la microstructure du matériau s'accompagne souvent d'une chute de la résistance à la corrosion ce qui amène dans la plupart du temps à travailler, en termes de compromis entre bonnes propriétés mécaniques et résistance à la corrosion intéressante.

### **I.12. Influence des éléments d'addition**

La résistance mécanique de l'aluminium pur est relativement faible et interdit son emploi pour certaines applications. Cette résistance mécanique peut être notablement augmentée par l'addition d'autres métaux, formant ainsi des alliages.

Cette différence entre alliages est due à l'élément d'addition principal, quelle que soit sa teneur. Il n'y a rarement qu'un seul élément ajouté (élément principal). Des additions

d'autres éléments secondaires vont aussi influencer sur les caractéristiques de l'alliage. Il y a enfin des éléments présents dans l'alliage sans qu'ils aient été ajoutés volontairement; ce sont les impuretés dont les plus importantes sont le fer et le silicium, et dont il faut contrôler précisément la teneur pour certaines utilisations car leur influence peut être défavorable [14].

Tous les éléments jouent, par leur nature et leur teneur, sur plusieurs propriétés de l'alliage comme :

- les caractéristiques mécaniques (charge de rupture, limite élastique, l'allongement à la rupture, la dureté),
- la masse volumique.
- les conductivités électrique et thermique.
- la résistance à la corrosion.
- l'aptitude au soudage.
- l'usinabilité.
- l'aptitude à la déformation.

Les nouveaux alliages ainsi formés sont soit plus résistants, plus ductiles, plus durs, etc. selon le choix. Toutefois, pour obtenir précisément ce que l'on veut, il faut savoir quel élément fait quel effet.

### **I .13.1L'effet de Zinc:**

Le zinc augmente les caractéristiques mécaniques de l'alliage. Dans une nettement moindre mesure que le cuivre, le zinc diminue un peu la tenue à la corrosion.

### **I .13.2.Série 7000 (Aluminium -Zinc) :**

L'élément d'alliage de cette série est le zinc (Zn). Globalement, ils ont de très bonnes caractéristiques mécaniques, ce sont les alliages d'aluminium à haute résistance.

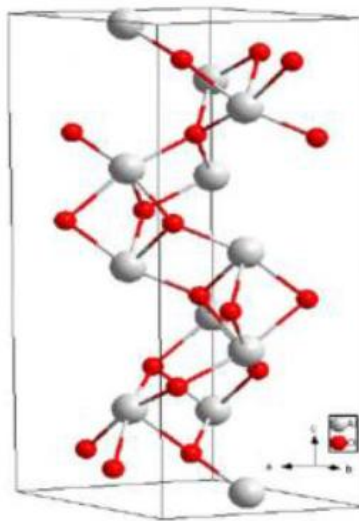
Malheureusement, ces très bonnes caractéristiques mécaniques sont obtenues au détriment de la résistance à la corrosion.

#### **I.14. Structures et génération des différentes variétés d'alumine :**

L'alumine ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) cristallise sous différentes formes, l'une stable ( $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ), les autres métastables ( $\gamma$ -,  $\delta$ -,  $\theta$ -,  $\kappa$ -,  $\epsilon$ -,  $\eta$ -,  $\chi\text{-Al}_2\text{O}_3$ ). Elle existe aussi à l'état amorphe. Les phases métastables sont souvent considérées comme des alumines de transition (ou basse température). Les phases  $\alpha$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$ ,  $\theta$  et  $\kappa$  sont observables sous forme d'alumine pure, tandis que les autres ( $\epsilon$ ,  $\eta$ ,  $\chi$ ) ne le sont qu'en présence d'ajouts tels que le zircon ( $\text{ZrO}_2$ ), des silicates ( $\text{SiO}_4$ ) et des alcalins [15].

##### **I.14.1. Phase alpha :**

A une structure rhomboédrique. Les ions  $\text{O}^{2-}$  forment un empilement hexagonal compact et les cations  $\text{Al}^{+3}$  occupent  $2/3$  des sites octaédriques. (figure. I.8). Cette phase est stable au-delà de  $1150^\circ\text{C}$ . La transformation qui aboutit à sa formation est exothermique et irréversible [15].



*Figure I.8 : Maille élémentaire de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . [16]*

##### **I.15. Propriétés physico-chimique de l'alumine :**

L'alumine est un composé très dur : seul le diamant et quelques produits de synthèse ont une dureté supérieure. A température ambiante, elle est inattaquée par les composés chimiques courants. Elle fond à plus de  $2000^\circ\text{C}$  [16]. L'alumine très pure peut être utilisée jusqu'à  $1700^\circ\text{C}$ . Elle est étanche aux gaz jusqu'à  $1300^\circ\text{C}$  [16]. La combinaison d'un

## Chapitre I : Généralités sur les solutions solides

coefficient thermique élevé, d'une faible dilatation thermique et d'une résistance élevée à la compression permet une bonne tenue aux chocs thermiques. On l'utilise donc comme matériau réfractaire, par exemple pour le revêtement de fours ou comme creusets, tubes et gaines de thermocouples soumis à des chocs thermiques. L'alumine offre également une bonne isolation électrique à température élevée et une bonne résistance à l'usure, ce qui permet de l'utiliser comme matériau d'outillage [17]. Le Tableau (I.3) présente ses principales propriétés mécaniques, physiques, thermiques, électriques et de résistance aux produits chimiques.

Le Tableau I.2 présente ses principales propriétés mécaniques, physiques, thermiques, électriques et de résistance aux produits chimiques.

Propriétés	Valeurs	Symboles
<b>Propriétés physiques [18]</b>		
- Masse volumique (g/cm <sup>3</sup> )	3,9	$\rho$
- Poids moléculaire (g/mole)	102	M
- Température maximale d'utilisation sous air (°C)	1700-1800	/
<b>Propriétés mécaniques [18]</b>		
-Dureté (Mohs)	9	/
-Module d'Young (GPa)	300-400	E
-Coefficient de Poisson	0,25	$\nu$
- Résistance à la flexion (MPa)	380	$\sigma_f$
- Ténacité (Mpa.m <sup>1/2</sup> )	2-3	$K_{IC}$
<b>Propriétés électriques [18]</b>		
- Constante diélectrique	9-10	$\epsilon_r$
- Résistivité électrique à 20 °C (Ohm.cm)	> 10 <sup>14</sup>	$\sigma$
- Résistance diélectrique (kV/mm)	10-20	/
<b>Résistances chimiques [19]</b>		
- Acides – concentrés	Bonne	/
- Acides – dilués	Bonne	/
- Alcalins	Bonne	/
- Halogènes	Bonne	/
- Métaux	Bonne	/

**Tableau I.4:** Les principales propriétés de l'alumine.

### **I.16. Caractéristiques de l'alumine :**

L'alumine se distingue des autres céramiques par des propriétés offrant un bon compromis mécanique-thermique-isolation électrique :

- Bonne résistance mécanique en compression.
- Bonne dureté et résistance à l'usure.
- Bonne résistance à la corrosion (flux liquides et gazeux).
- Bonne stabilité dimensionnelle à hautes et basses températures.
- Excellentes propriétés diélectriques (dans la gamme des courants continus jusqu'aux hyperfréquences).
- Constante diélectrique et tangente d'angle de pertes peu élevées.
- Excellente bio-compatibilité.

### **I.17. Applications de l'alumine :**

L'alumine est une céramique très utilisée dans les applications suivantes :

- Isolant électrique et/ou composant de résistance à la corrosion pour lasers à états gazeux, et pour équipements de procédés des semi-conducteurs (bras de manipulation et bague d'étanchéité).
- Isolant électrique pour tubes électroniques, spectromètres de masse, détecteurs ioniques.
- Pièce de structure pour les équipements de vide poussé et/ou cryogénique, pour les installations de rayonnements nucléaires, pour les équipements travaillant à hautes températures.
- Pièce d'usure, d'étanchéité et/ou de résistance à la corrosion, piston pour pompes, vannes et systèmes de dosages, vannes d'échantillonnage sanguin.

### **I.18. Les matériaux composites**

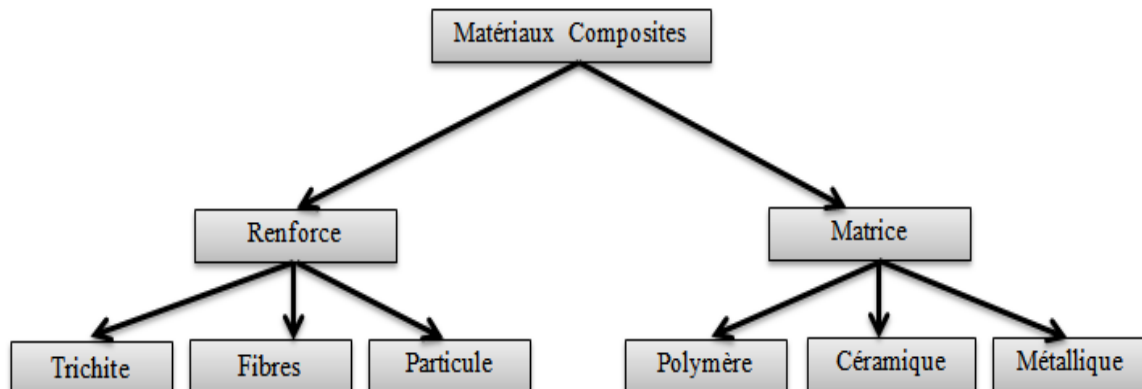
#### **I.18.1. Introduction :**

Un matériau composite est constitué de l'assemblage d'au moins deux matériaux non miscible et de nature différente se complétant et permettant d'aboutir à un matériau dont l'ensemble de performance est supérieur à celui des composants pris séparément. [20]. La découverte des matériaux composites n'est pas récente, il y a plusieurs millénaires, les

artisans de l’Egypte ancienne augmentaient déjà les propriétés mécaniques des briques par une adjonction de paille courte à l’argile fraîche. Actuellement, ces matériaux sont très utilisés dans l’industrie et particulièrement dans les domaines de transports aérien (civil et militaire), l’aérospatial ainsi que les sports et loisirs et ce grâce à certains facteurs dont :

- ✓ Excellent rapport masse /rigidité /résistance en comparaison avec les matériaux métalliques.
- ✓ Ils présentent des propriétés élevées uniquement dans les axes de sollicitation afin d’effectuer des gains de masse supplémentaires.
- ✓ Dimensionnement de structures ayant des propriétés particulières (matériaux à très faibles coefficients de dilatation thermique, intéressants pour les applications satellites).
- ✓ Sensibilité nettement moindre à la fatigue que celle matériaux métalliques.
- ✓ Bonne résistance aux feux. [21]

Les tableaux(I.5) suivant représentent la classification générale sur les matériaux composites.



*Tableau I.5: Classification générale sur les matériaux composites.*

### **I.18.2. Les matériaux composites à matrice métallique :**

Comme leur nom l’indique, ces composites sont constitués d’une matrice en méta(aluminium, magnésium, Titane, cuivre,....etc.), et de renforts en matériau à caractéristiques différentes (céramique, métallique ou intermétallique). Ces propriétés sont très largement supérieures à celles des alliages métalliques.

### **I.18.3. Matrice :**

Matériau interconnecté dans le composite et entourant le renfort. Dans le cas des matrices métalliques, ce matériau peut être monphasé (métal pur ou solution solide) ou multi phase (alliage durci par précipitation).

### **I.18.4. Le renfort :**

Matériau dispersé dans le composite sous forme de particules ou de fibres Sont rôles consistent à :

- ✓ Supporter les efforts appliqués.
- ✓ Conférer au composite sa rigidité élastique et sa résistance à la rupture dans le cas d'un matériau composite à matrice métallique la nature des fibres peut être :
- ✓ Minérales : carbone, Oxyde d'aluminium ( $Al_2O_3$ ).
- ✓ Métallique : bore.
- ✓ Métallo-minérales : fibres de bore revêtues de carbure de silicium.

### **I.18.5. Typologie et propriétés des renforts :**

Il existe trois types des renforts dans les CMM :

- ✓ Renforts discontinus.
- ✓ Renforts continus.
- ✓ Renforts hybrides.

### **I.18.6. Renforts discontinus :**

Les renforts discontinus sont classés au trois types suivant leurs morphologies, ces types peuvent être associées au métal sous forme disperse par mélange ou préparées en préformes et imprégnées ultérieurement par le métal.

### **I.1 5.7. Renfort des fibres courtes :**

La fraction volumique de ces fibres est de 5 à 25 % leur diamètre moyenne varie entre 3 et 5  $\mu m$ , leur longueur varie entre 100 et 600  $\mu m$  les plus utilisés sont des fibres polycristallins ou amorphe d'alumine ou de mélange d'alumine et de silice.

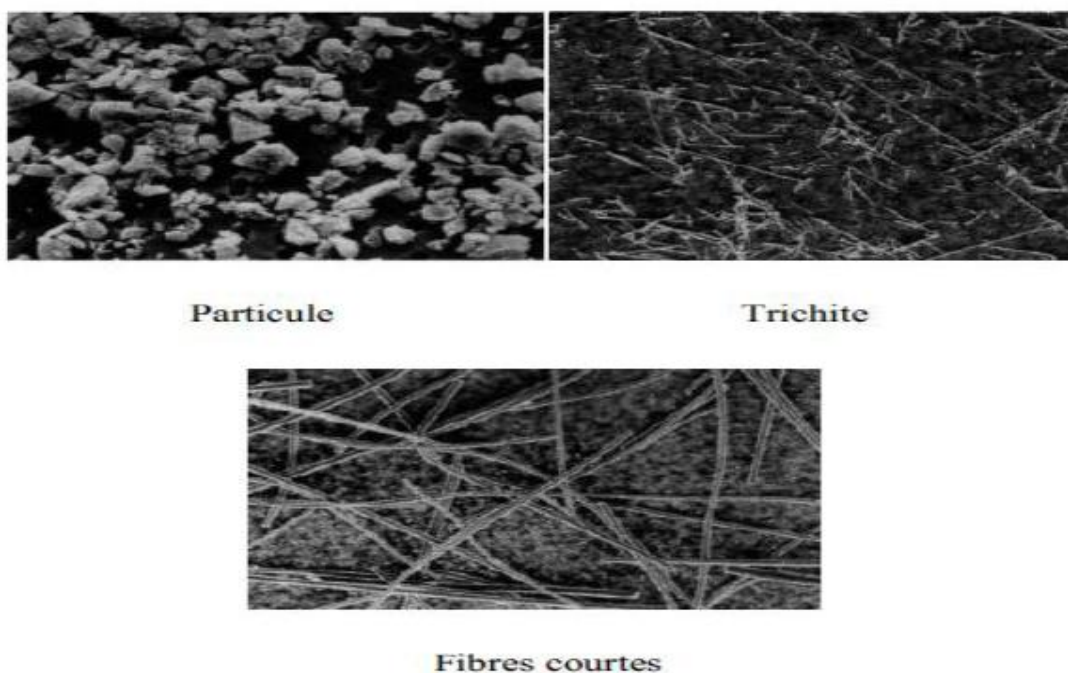


Figure I.9 : Différence type des renforts discontinus [22].

Type	Nature chimique	Densité à 20 °C	Diamètre (µm)	Module d'Young (GPa)	Résistance à la rupture (GPa)
Particules	SiC	3,2	5 à 50	480	
	TiC	4,7	5 à 10	310 à 380	
	B <sub>4</sub> C	2,5	5	390	
	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	3,9	3 à 30	390	
Trichites	SiC	3,2	0,1 à 0,5	400 à 700	3 à 14
	K <sub>2</sub> O <sub>n</sub> (TiO <sub>2</sub> )	3,3	0,2 à 0,5	280	17
Fibres courtes	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	3,3	3	300	2
	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + SiO <sub>2</sub>	2,7	3	158	2,5

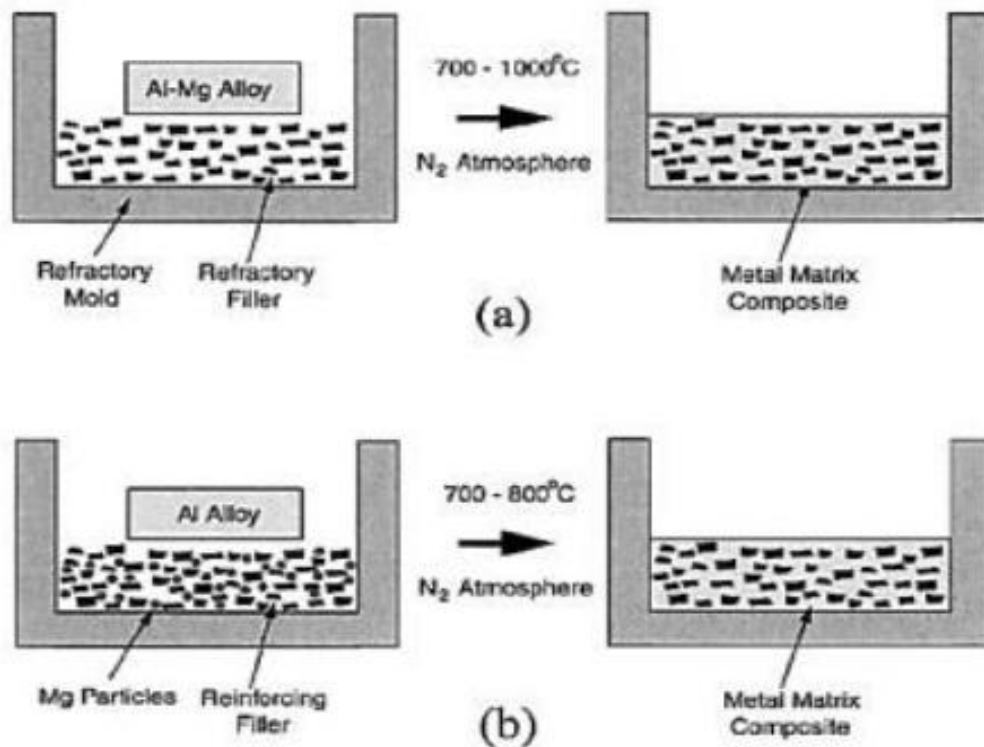
Tableau I.6 : Caractéristique de renforts discontinus utilisés dans le CMM.[22]

**I.19. Les méthodes d'élaboration des CMM :**

Il existe plusieurs méthodes pour élaborer les CMM elles peuvent être regroupé de plusieurs manières et ce en fonction de l'état de la matrice (liquide, solide) ou du renfort (particule, fibre,...etc.), les procédés les plus connus étant :

**I.19.1. Procédé d'infiltration :**

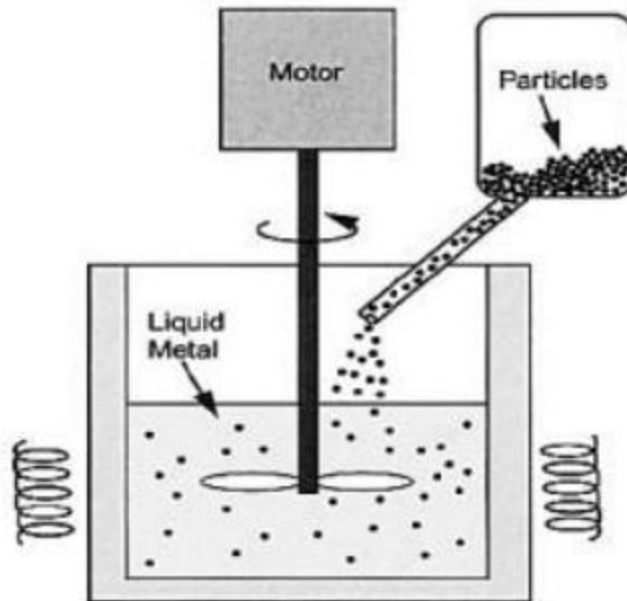
Cette méthode consiste à élaborer une préforme (mise en forme du renfort dans un moule) puis à infiltrer la matrice en phase liquide et a refroidir le matériau pour solidifier la matrice.



*Figure I.10: Procédé d'infiltration.[23]*

**I.19.2. Procédé de dispersion :**

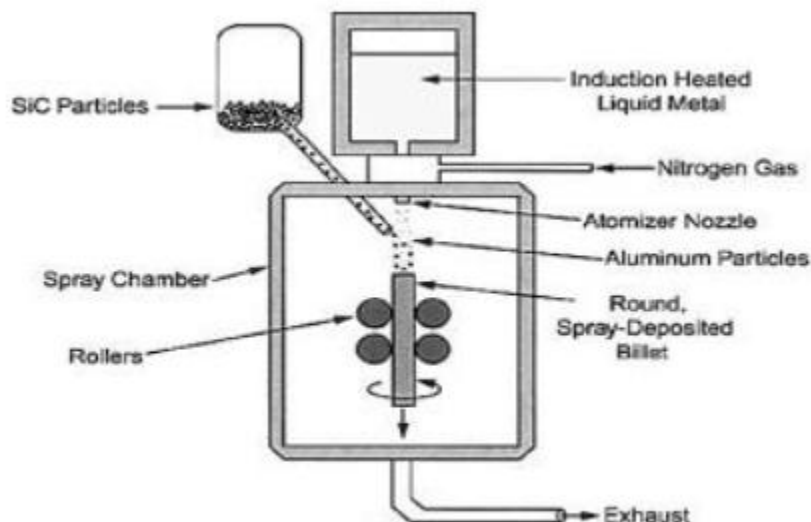
Ce procédé, consiste à brasser le métal liquide avec des particules du renfort, puis couler et refroidir le mélange. Cette méthode de fabrication est la plus utilisée commercialement, elle peut aussi être adaptée pour des composites a fibres courtes.



*Figure I.11 : Procédé de dispersion. [23]*

**I.19.3. Procédé de vaporisation :**

Pour ce type de procédé, le métal fondu est pulvérisé sous forme de très fines gouttes puis projeté à haute vitesse, dans ce procédé on peut utiliser des fibres longues, courtes ou particules.



*Figure I.12: Procédé de vaporisation. [23]*

### **I.20. Domaine des applications de matériaux composites à base métallique :**

Les matériaux composites à matrice métallique ont sensiblement évolué depuis leur apparition dans les années 1960. Leur prix relativement élevé limitait leurs applications essentiellement à l'aérospatiale. C'est seulement à partir des années 1980 que l'apparition de renforts commercialement intéressants et de meilleure qualité a permis d'envisager d'autres domaines d'application. De nos jours, les CMM intéressent les concepteurs des industries automobiles, électroniques et de loisir pour leur capacité à répondre à des exigences mécaniques spécifiques.

Parmi les domaines d'application sont:

Malgré son prix relativement élevé, l'utilisation d'une matrice métallique dans un composite présente plusieurs avantages par rapport aux autres matrices (telles que les matrices organiques et minérales) :

- ❖ une meilleure tenue en température permettant de reculer les limites d'utilisation en environnements moteurs ou structures hypersoniques.
- ❖ une meilleure propriété mécaniques intrinsèques de la matrice, permettant le renfort localisé ou unidirectionnel.
- ❖ une meilleure tenue au vieillissement et au feu.
- ❖ une ductilité élevée de la matrice.
- ❖ une meilleure étanchéité aux gaz (herméticité).

### **Références :**

- [1] J. Bérard, A Michel. (Métallurgie générale), Paris, (1980).
- [2] R.W.K. Honeycombe and H.K.D.H. Bhadeshia ,Steels, «Microstructure & Properties ». 2<sup>ème</sup> édition, Arnold, (1995)
- [3] J. Barralis, G. Maeder. « Précis de métallurgie, élaboration, structures-propriétés et normalisation » 3<sup>ème</sup> édition. Nathan B Paris, (1986)
- [4] R .E. Reed-Hill, R. Abbaschian, « Physical Metallurgy Principles», PWS-Kent Publishing Company, Boston, (1992)
- [5] P. Dubost et Sainford. T.I.M240, (1991)
- [6] G. Thompson, Thompson, p192-201(1997).
- [7] W. Kurz, J. P. Mercier, G. Zambelli, 2eme édition, Presse Polytechnique et universitaires Romandes. Suisse p191-203 (1995).
- [8] R.W. Cahn, P. Haasen, Physical Metallurgy, Tome III, North Holland.p2167, 2172(1996).
- [9] C. Chaussin, G. Hilly, Tome II, 2eme édition, Dunod Paris p203-212 (1978).
- [10] J. Barralis, G. Maeder, Communications actives 5eme édition Paris p128- 134 (1975).
- [11] M. Nicolas, Thèse de doctorat, Laboratoire de Thermodynamique et de Physico-Chimie (2002).
- [12] Y. Aouabdia. Mémoire de magister. Université de Constantine (2005).
- [13] [www.alu.menzeken.com](http://www.alu.menzeken.com) « Alliages d'aluminium » (2004).
- [14] M. Sébastian, thèse de doctorat pp.37-42, (2002).
- [15] M .M. ŞOVAR, “ Du tri-isopropoxyde aux oxyde d'aluminium par dépôt chimique en phase vapeur : Procédé composition et propriété des revêtements obtenus “, institut national polytechnique de Toulouse.
- [16] N. Salles, “ Etude des différents polymorphes de l'alumine et des p apparaissant lors des premiers stades d'oxydation de l'aluminium. Simulation à l'échelle atomique par un modèle à charges variables en liaisons fortes " université d Bourgogne. of the International Primary Aluminium Institute".
- [17] I .P.A.I. Technical Note n01, 1980, Edited by C.E. Ransley, "environnemental

Committee

[18] <http://www.goodfellow.com/csp/active/static/F/Alumine.HTML>.

[19] <http://www.ceramic-center.com/alumine.php>.

[20] J. Woïrgard ,Y. Sarrazin, H. Chaumet ; Rev. Sci. Instr. 48, 1911; (1977)

[21] A . Rivière, R. Schaller, G. Fantozzi, G. Gremaud (Eds.), Mechanical Spectroscopy Q-1 2001 with Applications to Materials Science, Transtech Publication LTD, 2001, pp 635- 651.

[22] S. Belhas,C. Belamri ,A. Rivière ; “Anelasticity in a Cu-AL single crystal at elevated temperatures”; Materials Science and Engineering A.Volumes 521-522, 15, Pages 98-101; (2009).

[23] The science and engineering of materials DR Askeland, PP Phulé - 2003 – Springer



*Chapitre II*  
*Système Al-Zn*

---

## **II.1. Diagramme d'équilibre :**

Les diagrammes d'équilibre des phases montrent les phases en présence dans chaque système en fonction de la composition et de la température. Ils sont établis au départ à partir de mesures par des techniques telles que l'analyse thermique et microscopique sur des échantillons portés à la température souhaitée durant des temps suffisamment longs pour atteindre l'équilibre. Par ailleurs, un diagramme de phases peut avoir une solubilité des éléments d'addition qui décroît appréciablement quand la température chute.

L'étude des transformations de phases et des microstructures est d'une grande importance en métallurgie et en sciences des matériaux. Il est essentiel que les diagrammes de phases soient bien compris, en relation avec les microstructures observées. Les structures ont une importance significative sur les propriétés physiques et mécaniques des matériaux qui conditionnent leur adaptation correcte à une application donnée [1].

## **II.2 Le système Al-Zn :**

Le nombre d'études significatives sur le système Al-Zn est limité tant par la rapidité des cinétiques que par la complexité des expériences mises en jeu et les difficultés de leurs interprétations. C'est pourquoi l'étude des mécanismes de décomposition s'oriente depuis quelques années vers la recherche de données convergentes obtenues par diverses techniques expérimentales.

## **II.3 Diagramme d'équilibre du système Al-Zn :**

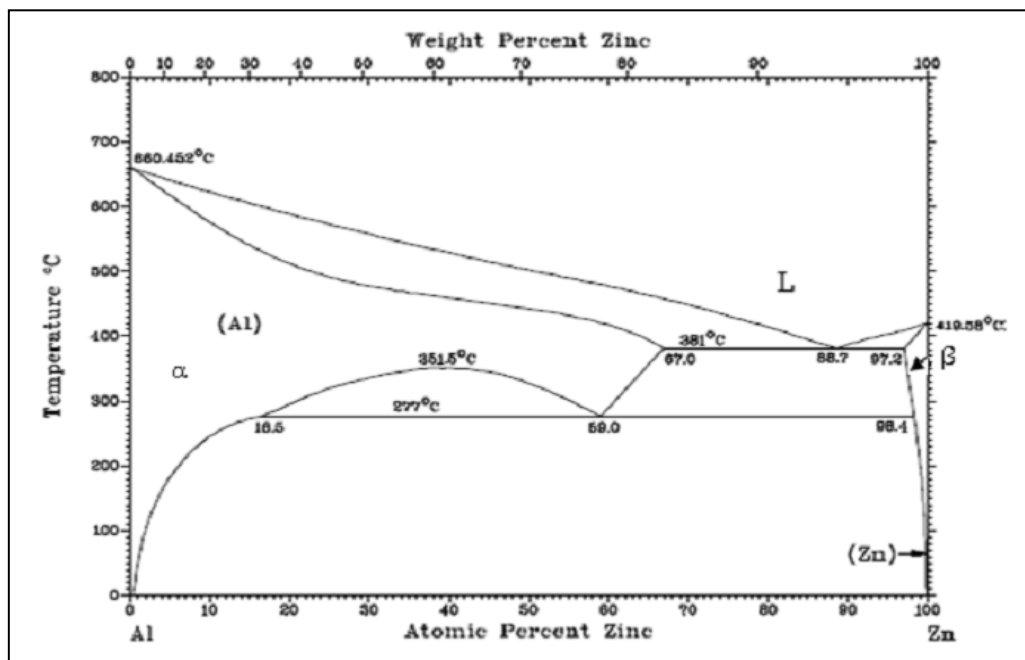
Les alliages d'aluminium-zinc constituent une partie importante des alliages usinés et sont aussi utilisés comme couche anticorrosion sur les tôles d'acier. Ils sont aussi intéressants d'un point de vue fondamental puisque le zinc, élément hexagonal compact (HCP), peut être additionné à l'aluminium (CFC) jusqu'à un taux élevé de 94 wt.% en conservant la structure cubique face centrée de ce dernier.

L'intérêt porté à l'alliage Al-Zn est dû à la large lacune de miscibilité que présente son diagramme d'équilibre et à l'apparition, après trempe et revenu, de phases thermodynamiquement métastables.

Le diagramme d'équilibre de l'alliage Al-Zn (figure II.1) illustre le phénomène de transformation de phases très variées avec la température et la vitesse de refroidissement.

Il présente un eutectique à 88,7% pour une température de 381°C, et une solubilité limite du zinc dans l'aluminium de 16,5% à 220°C. Le domaine monophasé de la solution solide ( $\alpha$ ) est très étendu. Il est interrompu par une lacune de miscibilité de température critique  $T_c = 351^\circ\text{C}$ . La solution solide  $\beta$  riche en Zn a une solubilité maximale de 2,8% en atomes à la température eutectique.

La solubilité du Zn dans la phase  $\alpha$ -Al est très importante à haute température et diminue rapidement avec la chute de température.



*Figure II.1 : Diagramme d'équilibre des phases du système Al-Zn. [2]*

#### II.4. Application des lois de Hume-Rothery :

La solubilité du zinc dans la matrice aluminium est très significative. Le diagramme d'équilibre de phases du système d'alliages binaires Al-Zn (Fig. II.1) présente une extension notable de solution solide CFC  $\alpha$ -Al s'étendant jusqu'à 93,1 wt.% Zn ( $\approx 85$  at.% Zn) à une température en dessous de 382°C. Le Tableau (II.1) rassemble quelques paramètres cristallographiques et physico chimiques concernant la formation de solution solide CFC  $\alpha$ -Al dans les alliages binaires Al-Zn [3].

Elément	Structure Cristalline	Rayon atomique (nm)	Valence	Électronégativité (u.e.)
Al	CFC	1.43	3	1.61
Zn	HCP	1.34	2	1.65

*Tableau II.1 : Paramètres cristallographiques et physico-chimiques concernant la solubilité dans les alliages binaires Al-Zn.*

On a utilisé les règles de Hume-Rothery pour expliquer la formation de solutions solide dans le système binaire Al-Zn, où le constituant Al est le solvant (matrice) et Zn est le soluté (addition) [3].

$r_{Al} = 0.143$  nm et  $r_{Zn} = 0.134$  nm,  $\Delta r$  (%) = -6 %. Favorable.

La structure d'Al est CFC et du Zn est HCP défavorable.

La valence d'Al est 3 et de Zn est 2 défavorable.

$E_{Al} = 1.61$  et  $E_{Zn} = 1.65$ ,  $\Delta E = +0.04$  Favorable.

L'application des règles de Hume-Rothery dans le cas du système d'alliages binaires Al-Zn, les deux éléments Al et Zn ont structures et des valences différentes, la structure CFC et HCP et des valences 3 et de 2 respectivement pour Al et Zn, Cependant, les conditions de Hume-Rothery pour la formation de solution solide dans les alliages binaires Al-Zn sont partiellement satisfaisantes et donc, la formation de solution solide n'est possible que par le facteur taille et électronégativité.

Ainsi, par le fait que la différence de taille est de -6% (inférieur à  $\pm 15\%$ ) et d'électronégativité de +0.04 u.e. (inférieur à  $\pm 0.4$  u.e.), la formation de solution solide est possible entre Al et Zn.

**Références :**

[1] I. KEBBACHE, CARACTERISATION MICROSTRUCTURALE ET CRISTALLOGRAPHIQUE DES ALLIAGES A BASE DE CUIVRE ELABORES PAR PROCEDURE HF, (2011)

[2] J.Drapala, A. Kroupa, B. Smetana ,R . Burkovic,S . Lasek, J. Musiol,Hradec nad Moravici.(2008)

[3] H. BEDBOUDI , Etude de développement de structures dans les alliages à base d'aluminium : Al-Zn et Al-Cu-Zn, (2011)



*Chapitre III*

*Techniques expérimentales*

### III.1. Méthodes d'élaboration des matériaux composites à base métal (CMMs) par (moulage par agitation) ou (Technique Vortex):

#### III.1.1. La première étape dans l'élaboration d'un matériau de base (Al-Zn):

L'alliage Al-15%Zn, (en masse) sont obtenus par fusion d'aluminium de 99% et zinc de 99,99%, dans un four a moufle (Figure III. 1) de type Thermolyne préalablement chauffé à 850°C. L'alliage fusion, sont maintenus à cette température pendant 30 minutes puis refroidis lentement jusqu'à la température ambiante.

#### III.1.2. Le deuxième étape dans l'élaboration d'un matériau composite (Al-Zn/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>):

Dans ce travail le matériau composite est préparé par une méthode procédé de dispersion (moulage par agitation (**Stir Casting**)). Initialement, nous avons coupé l'alliage de base en petits morceaux dans le but de peser et de calculer la fraction pondérale (%) du matériau pour chaque quantité d'oxyde d'aluminium (**0%, 3%, 5%, 7%, 10%**) en **poinds**, en placé chaque morceau dans un creuset en graphite, ce dernier placé dans un four électrique préalablement chauffé à **850°C** doté d'un dispositif de contrôle automatique de la température, pour assurer la fusion de l'alliage complet. Nous ajoutons la quantité d'oxyde d'alumine à l'alliage fusion, cette quantité est couverte de papier d'aluminium, les particules du renfort ayant subi des traitements thermique à la température **250°C** pour éliminer l'humidité et à améliorer la dispersion des particules d'oxyde d'alumine à l'intérieur du liquide en fusion. Nous insérons un mélangeur électrique dans le four (à l'intérieur de creuset), qui tourne à une vitesse de (**800 tours par minute**), pour obtenir le vortex pendant 7 minutes.

L'ensemble four-agitateur est présenté sur la (Figure III. 2), après arrêt du malaxage.

Les composites en fusion sont maintenus à cette température pendant 2 minutes puis refroidis lentement jusqu'à la température ambiante. Nous répétons le processus plusieurs fois en fonction des rapports d'addition de l'oxyde d'alumine à l'alliage de base.



*Figure III. 2 : Four de coulée sous agitation  
(Stir Casting).*



*Figure III.1 : Dispositif d'élaboration  
(Four a moufle).*

### III. 2. Préparation métallographie :

Le polissage est réalisé à l'aide d'une polisseuse de type MECAPOL 200 PRESI (figure III.3) utilisant un disque abrasif tournant à une vitesse de quelques centaines de tours par minute sous un jet d'eau.

Le dégrossissage est réalisée en utilisant une série de papiers revêtue de carbure silicium (SiC) dont le grain est de plus en plus fin (180, 400, 600, 800, 1000, 1200, 1500, 2000, 4000). A chaque fois que la granulométrie est changée, on effectue une rotation de 90° pour éliminer les stries.

Le finissage est réalisé à l'aide d'un feutre et une pâte diamantée de 1 $\mu$ m de granulométrie pour obtenir une surface miroir sans stries.



Figure III.3 : Polisseuse MECAPOL type 200 PRESI.

### III. 3 Traitements thermiques :

#### III.3.1 Traitements d'homogénéisation :

Les échantillons sont homogénéisés à 320°C pendant 2 jours dans un four électrique tubulaire vertical «ADAMEL» (figure III.4.a) pouvant atteindre une température de 1100°C.

Un creuset en graphite contenant l'échantillon est suspendu au milieu de l'enceinte du four à l'aide d'un fil de tungstène (figure III.4.b).

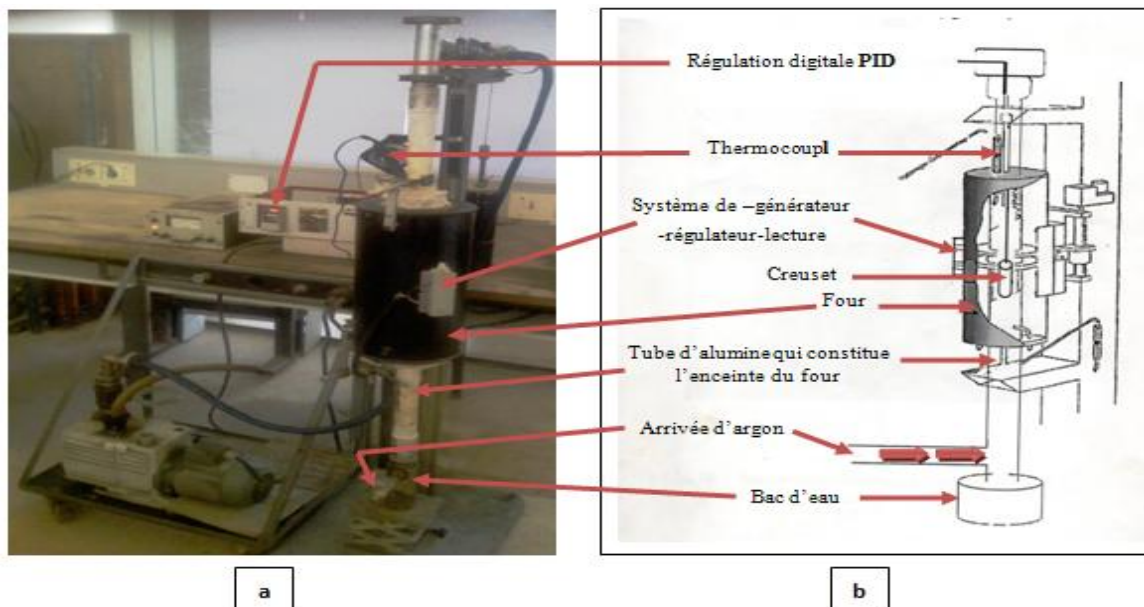


Figure III.4 : Dispositif expérimental d'homogénéisation a- Dispositif d'homogénéisation.

b- Représentation schématique du dispositif d'homogénéisation.

La trempe est assurée par simple chute libre de l'échantillon dans un bac rempli d'eau situé en dessous du four.

Les échantillons obtenus sont découpés, finement polis, rehomogénéisés à 320<sup>0</sup>C, trempés à l'eau, puis traités thermiquement à différentes températures de revenu.

### III. 4 Techniques de caractérisation :

#### III. 4.1 Microscopie optique :

Les observations métallographiques des microstructures de l'alliage Al-Zn et Al-Zn/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> sont réalisées à l'aide d'un microscope optique à réflexion de type ZEISS IM 35 (figure III.5). La morphologie des grains est révélée à l'aide du réactif de Keller composé de 90 ml d'eau distillé, de 2,5 ml d'acide nitrique HNO<sub>3</sub> à 65%, de 1,5 ml d'acide chlorhydrique HCL à 32%, et de 1 ml d'acide fluorhydrique HF à 40%.

La durée de l'attaque chimique est de quelques secondes.



*Figure III.5 : Microscope optique de type (Zeiss IM35).*

### III. 5 Mesures de microdureté :

#### III. 5.1 Essais de microdureté :

La mesure de microdureté est basée sur la détermination des dimensions d'empreintes produites dans le matériau par enfoncement d'un pénétrateur, sous l'action d'une charge appliquée.

Le rapport de la force appliquée  $F$  à la surface  $S$  de l’empreinte donne la dureté  $H$ .

La dureté  $H$  est définie par la relation :

$$H = F/S$$

où  $F$  est la force appliquée par la charge, et  $S$ , la surface de l’empreinte.

Dans la méthode Vickers (figure III.6), que nous avons employée, le pénétrateur (figure III.6.a) est une pyramide en diamant à base carrée dont l’angle au sommet entre deux faces triangulaires vaut  $136^\circ$  (figure III.6.b).

La dureté Vickers est définie par le rapport :

$$H_v = P/S$$

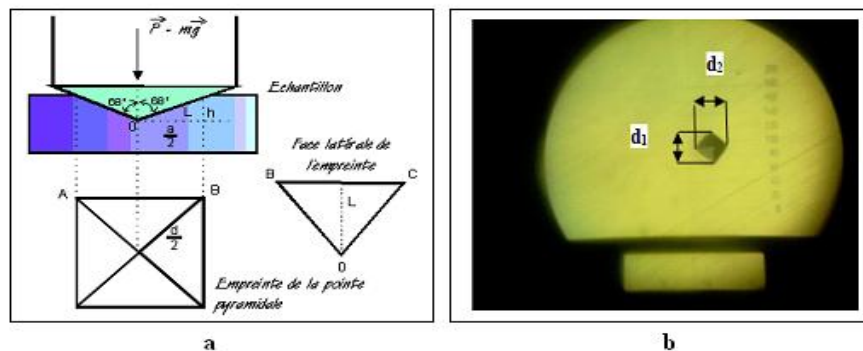
où  $P$  la force appliquée exprimée en Kg par le pénétrateur et  $S$ , la surface de l’empreinte exprimée en  $\text{mm}^2$ .

Les mesures de microdureté Vickers sont réalisées sous une charge de 100 g à l’aide d’un microduremètre de marque SHIMADZU (figure III (7.a et 7.b)).

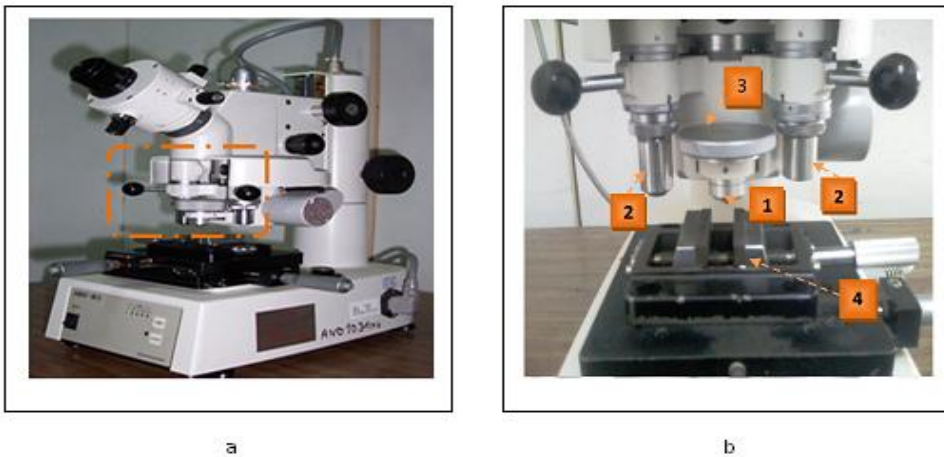
La dureté est donnée par :

$$H_v = 1,8544(P/d^2)$$

où  $P$  est la charge appliquée sur le pénétrateur exprimée en kg, et  $d$ , longueur moyenne des diagonales de l’empreinte exprimée en  $\mu\text{m}$ . Chaque point porté sur la courbe est la moyenne d’un minimum de huit essais de dureté. La charge est appliquée pendant une 10 secondes.



**Figure III.6 :** Essai de dureté Vickers. **a)** Représentation schématique du pénétrateur et de l’empreinte. **b)** Schéma de l’empreinte pour l’échantillon Al-7%Zn (en poids).



**Figure III.7 : Microduremètre.**

*a- Microduremètre de type (SHIMADZU).*

*b- Les éléments de base de microduremètre.*

(1/ Pénétrateur pyramidal, 2/ Objectifs microscope, 3/ La charge, 4/ Porte d'échantillons).

### III. 6. Analyse par diffraction des rayons X (DRX) :

Les techniques de diffraction des rayons X sont des outils de prédilection pour l'analyse des problèmes de cristallographie. Celles-ci donnent deux types d'informations:

- Structurales : paramètres de maille, distribution des atomes,...
- Microstructurales : taille de grains, contraintes, texture,...

La technique d'analyse par la diffraction des rayons X repose sur l'interaction élastique d'un faisceau monochromatique de photons X avec la matière cristallisée. Lorsqu'un matériau polycristallin est soumis à un rayonnement monochromatique X, celui-ci est diffracté par les plans réticulaires du matériau. Chaque famille de plans donne lieu à un pic de diffraction pour un angle  $2\theta$ , entre les rayons X incidents et les rayons diffractés (figure III.8), relié à la distance inter réticulaire par la formule de Bragg.

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

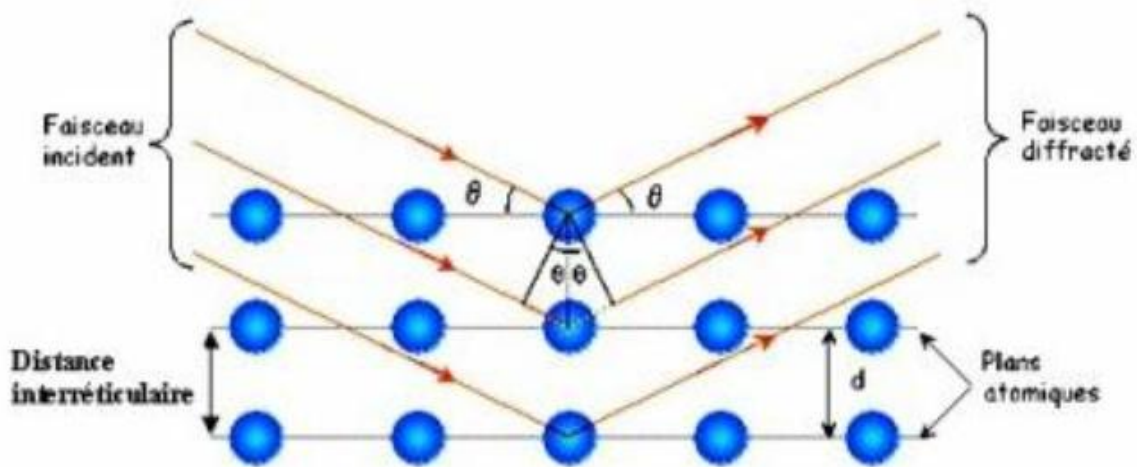
Avec :

$d$  : distance entre deux plans réticulaires consécutifs,

$\theta$  : angle des rayons X incidents ou diffractés avec le plan réticulaire,

$n$  : nombre entier appelé ordre de la réflexion,

$\lambda$  : longueur d'onde.



*Figure III.8 : Illustration de la condition de Bragg.*

Dans notre travail cette technique est utilisée pour l'identification des matières premières utilisées ainsi que celle des différents composés formés dans les échantillons synthétisés. Pour cela, nos échantillons (produits synthétisés) ont été analysés avec un diffractomètre de type Philips analytical. Cet appareil est muni d'un tube à anticathode de cuivre produisant un rayonnement X de longueur d'onde de  $1.540598\text{\AA}$ . Il est piloté par ordinateur où sont injectés les paramètres d'analyse dans le logiciel X'pert HighScore. Les paramètres utilisés au cours de nos expériences sont les suivants :

- L'intervalle de balayage est de **0 à 120 degrés**.
- Le pas de balayage est de **0,02°**.
- Le temps d'exposition par pas est de **1 seconde**.
- Le dépouillement du spectre et l'analyse des résultats sont effectués à l'aide du logiciel HighScore Plus.

Les diffractogrammes X ont été ajustés par la méthode de Rietveld en utilisant le programme MAUD qui permet une caractérisation moyenne du matériau [1]. La méthode de Rietveld consiste à simuler un diffractogramme à partir d'un modèle cristallographique, et ajuster les paramètres structuraux et microstructuraux afin que les diffractogrammes simulé et mesuré soient les plus proches possible. Cette méthode nécessite la connaissance à priori du profil des pics en leur attribuant différentes caractéristiques : largeur, position et intensité [2]. Pour simuler la forme de chaque pic de diffraction, on peut recourir à une fonction mathématique type gaussienne, pseudo Voigt ou de Pearson VII et affiner sa largeur à mi-hauteur, H. Il y a donc autant de largeurs à affiner que de pics. La largeur à mi-hauteur suit une loi dépendant de la position du pic ( $2\theta$ ). Par conséquent, il est possible de lier les largeurs des pics appartenant à une même phase par la relation suivante:

$$H^2 = U(\tan \theta)^2 + V \tan \theta + W \dots \dots \dots (III.1)$$

Où les coefficients de Caglioti U, V et W sont caractéristiques de la résolution du montage expérimental et de la microstructure de l'échantillon. La première étape de l'affinement Rietveld consiste à déterminer la fonction de profil du diagramme de diffraction. Il existe deux fonctions principe a les permettant de modéliser la forme d'un pic de diffraction: gaussienne G( $2\theta_i$ ) et lorentzienne L( $2\theta_i$ ) qui sont définies comme suit:

$$G(2\theta_i) = \frac{2}{H} + \sqrt{\ln 2 / \pi} \exp\left(\frac{-4 \ln 2}{H^2} (2\theta_i - 2\theta_H)^2\right) \dots \dots \dots (III.2)$$

$$L(2\theta_i) = \frac{2}{\pi H} \left(1 + \frac{4}{H^2} (2\theta_i - 2\theta_H)^2\right)^{-1} \dots \dots \dots (III.3)$$

Où les coefficients de Caglioti U, V et W sont caractéristiques de la résolution du montage expérimental et de la microstructure de l'échantillon. La première étape de l'affinement Rietveld consiste à déterminer la fonction de profil du diagramme de diffraction. Il existe deux fonctions principales permettant de modéliser la forme d'un pic de diffraction: gaussienne G( $2\theta_i$ ) et lorentzienne L( $2\theta_i$ ) qui sont définies comme suit:

$$pV = \eta L(2\theta_i) + (1 - \eta) G(2\theta_i) \dots \dots \dots (III.4)$$

Le paramètre  $\eta$ , compris entre 0 et 1, est la fraction lorentzienne du profil. La fonction de profil final  $\Phi$  se présente sous la forme :

$$\Phi = \alpha (\eta L(2\theta_i) + (1 - \eta) G(2\theta_i)) \dots \dots \dots (III.5)$$

L'algorithme d'ajustement des paramètres pour l'affinement structural, par la méthode de Rietveld, vise à minimiser l'écart quadratique entre les diffractogramme théorique et expérimental. On parle d'algorithme de minimisation de l'erreur. L'intensité des pics est proportionnelle au carré du module du facteur de structure, lui-même dépendant de la position et de la nature des atomes. Les intensités des pics sont affinées en modifiant légèrement la position des atomes, les taux d'occupation et les facteurs d'agitation thermiques. Les positions des pics sont affinées en modifiant les paramètres de la maille élémentaire. Cet affinement, basé sur un principe d'optimisation locale, nécessite un modèle de départ proche de la réalité. La méthode utilisée est celle de la minimisation des moindres carrées entre l'intensité calculée, à partir du modèle, et l'intensité mesurée en chaque point du diagramme.

**Référence :**

[1] L. Lutterotti , Maud: a Rietveld analysis program designed for the internet and experiment integration. Acta Crystallogr, Sect. A: Found. Crystallogr, (2000). 56: p. S54.

[2] D.L. Bish , and S. Howard, Quantitative phase analysis using the Rietveld method. Journal of applied crystallography, (1988). 21(2): p. 86-91.



*Chapitre IV*

*Résultats et Discussions*

### IV.1 Analyse structurale et microstructurale :

L'évolution des diffractogrammes X des matériaux composites Al-15%Zn/x%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (% massique) avec (x= 0, 3, 5, 7 et 10%) est présentée sur la figures IV.1 en fonction de la concentration de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Le diffractogramme du mélange initial (0 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) présente les pics de diffraction du  $\alpha$ -Al de structure cubique centré, de paramètre cristallin  $a_0= 4,0460 \text{ \AA}$ , de groupe d'espace Fm-3m (Reference Pattern 98-005-3774 de programme HighScore plus), et du Zn cristallise dans un système hexagonal, de paramètre cristallin  $a_0=2,6640 \text{ \AA}$  et  $c_0= 4,9460 \text{ \AA}$  de groupe d'espace P 63/m m c (Reference Pattern 98-042-1014de programme HighScore plus).

L'augmentation de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> L'absence des pics de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> peut être liée à son faible concentration < 10% ou sa transformation à l'état amorphe [1].

L'affinement Rietveld du diffractogramme X du mélange montre la formation d'une solution solide type  $\alpha$ -Al(Zn). Le meilleur affinement, pour les pourcentages 3, 5, 7 et 10% de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, est obtenu avec de deux phases, le Zn non encore mélangé et la solution solide  $\alpha$ -Al(Zn).

Figure IV.2 représente la variation des pourcentages de la solution solide  $\alpha$ - Al(Zn) et la phase de Zn en fonction de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Le pourcentage de  $\alpha$ -Al(Zn) augmente rapidement jusqu'à 3% de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> pour atteindre 94% a 10% de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> simultanément le pourcentage de Zn démené jusqu'à attendre 6% après 10% de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

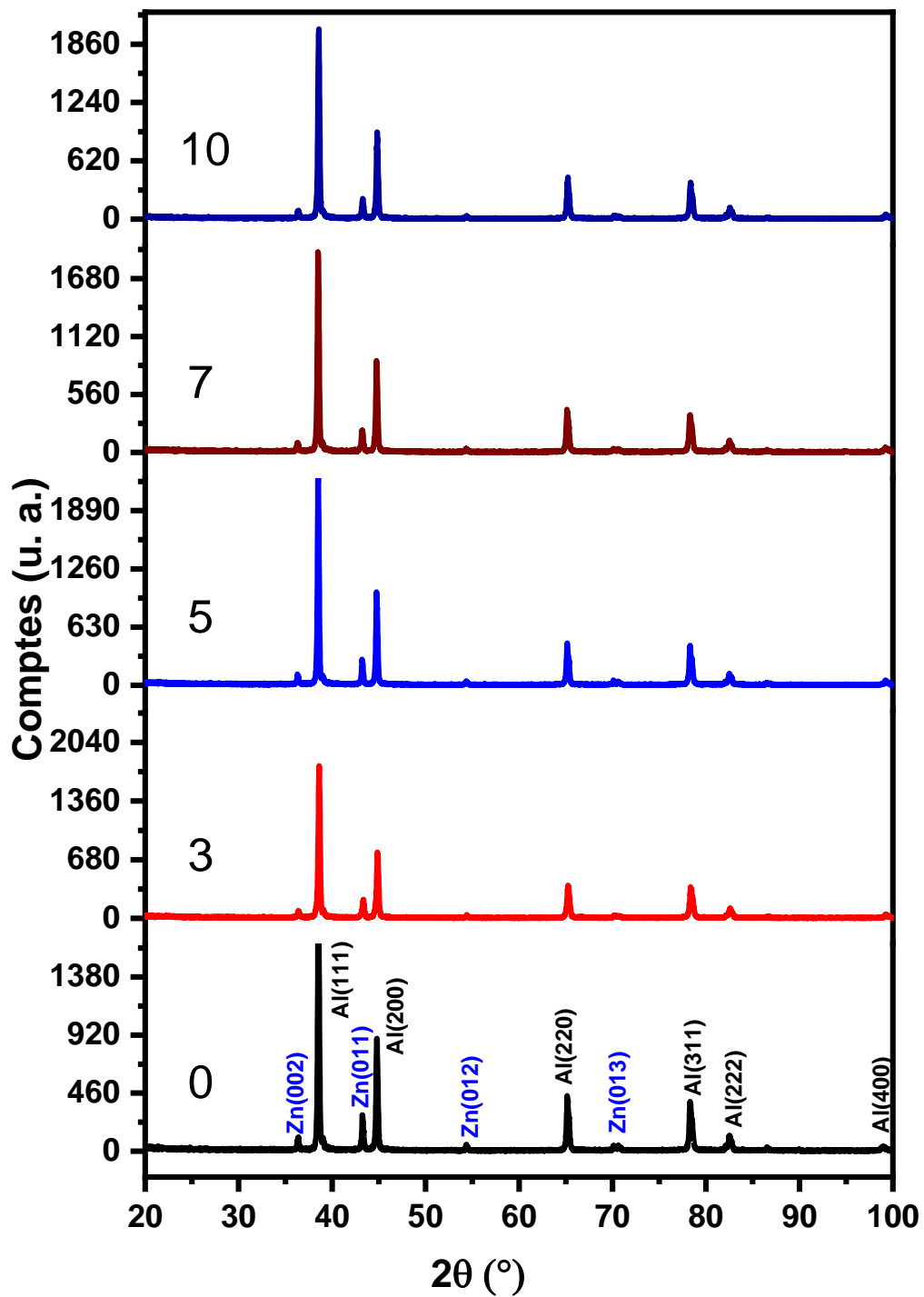
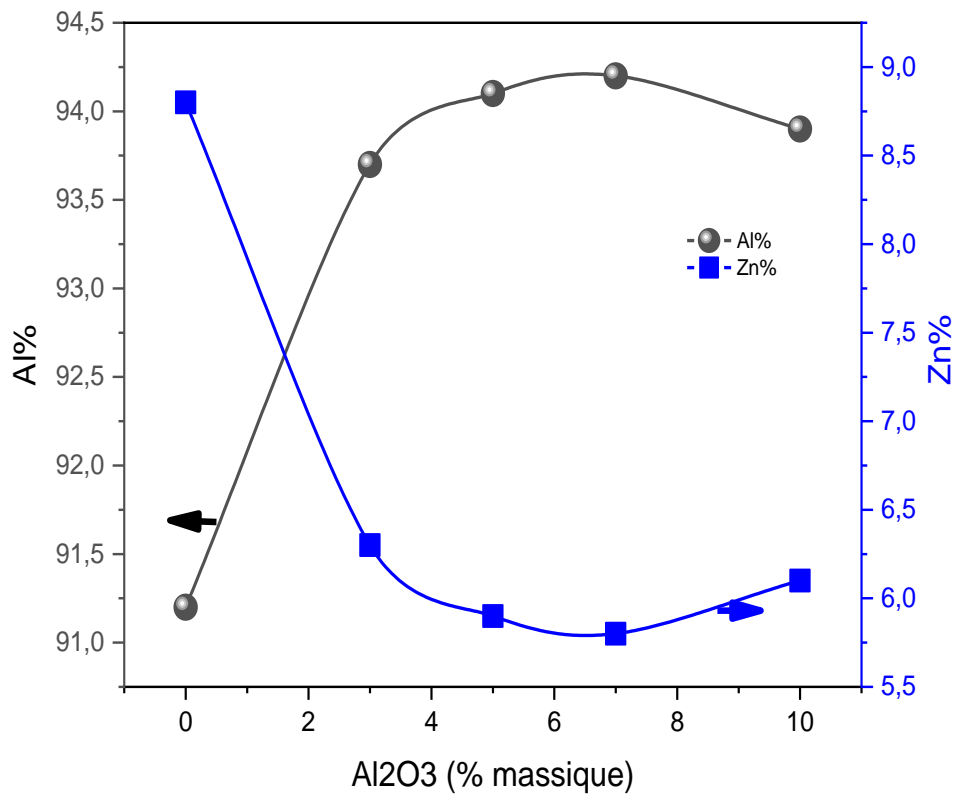


Figure IV.1 : Diffractogrammes  $x$  des matériaux composites Al-15%Zn/ $x$ % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (% massique) avec ( $x=0, 3, 5, 7$  et 10%).



**Figure IV.2 :** Variation des pourcentages de la solution solide  $\alpha$ -Al(Zn) et la phase de Zn en fonction de  $Al_2O_3$ .

L'absence des pics du  $Al_2O_3$  peut être liée à son faible pourcentage < 10% massique. La dissolution progressive du Zn et sa diffusion dans les réseaux cristallins du Al (Figure IV.3) peut être expliquée par la diminution de l'intensité de ses pics de diffraction et leur disparition partiellement, par contre les pics de  $\alpha$ -Al sont augmenté jusqu'à 5% de  $Al_2O_3$  (Figure IV.4).

Cette hypothèse peut être confirmée par le décalage du pic (111) du Al vers les  $2\theta$  grands ou vers les  $2\theta$  petits en fonction du pourcentage de  $Al_2O_3$ . L'asymétrie et l'élargissement du pic de diffraction (111) peuvent être expliqués par les fluctuations locales de composition.

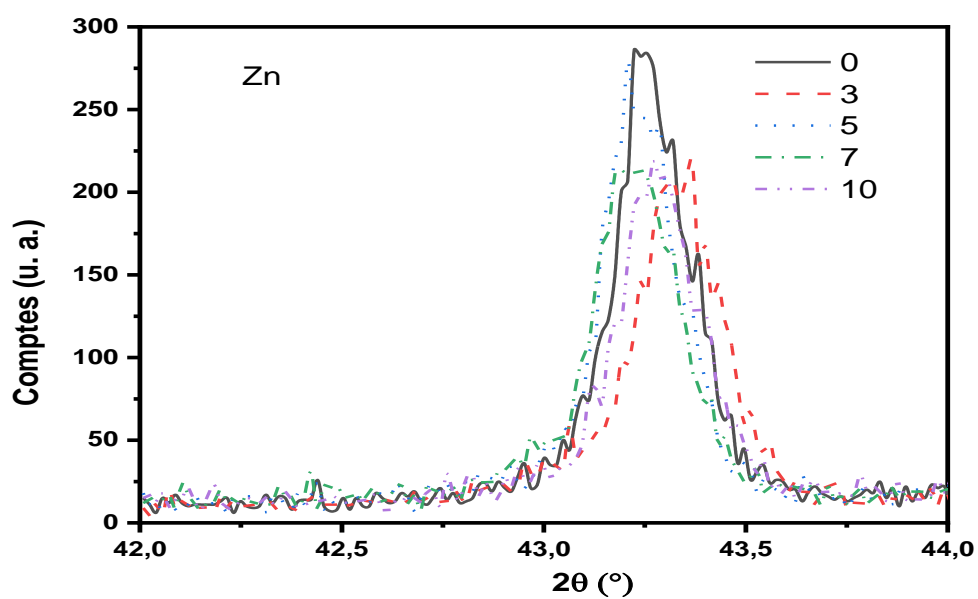


Figure IV.3 : variation du pic principale de diffraction Zn (011) en fonction de la concentration de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

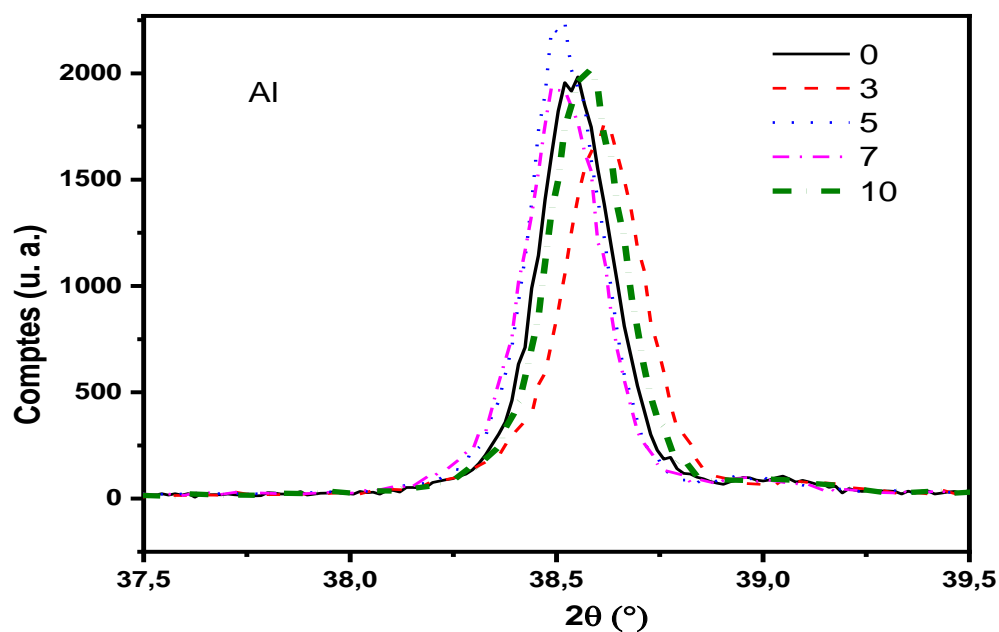


Figure IV.4 : variation du pic principale de diffraction Al(111) en fonction de la concentration de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

L'affinement des diagrammes de diffraction des rayons X nous permet d'estimer les valeurs moyennes des tailles des cristallites, du taux moyen de microdéformations, des positions des atomes, du facteur de Debye Waller, de l'occupation des atomes, etc... Ces paramètres dépendent de plusieurs facteurs dont les conditions d'élaboration, la composition chimique de la poudre, la température de fusion et la granulométrie initiale. L'affinement microstructural durant le processus stir casting peut être lié en partie au refroidissement rapide après la fusion des particules de poudre. La variation des paramètres cristallins (a) de la solution solide  $\alpha$ -Al(Zn) et Zn en fonction de concentration de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  est montrée sur la Figure IV.5. Cette variation peut être divisée en trois étapes: (i) une augmentation jusqu'à 3% de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (ii) une diminution entre 3% et 5% de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  et (iii) une augmentation presque linéaire pour les pourcentages de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  plus grands. Par contre le paramètre (c) de Zn augmente en fonction de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

La figure IV.6 montre la variation des tailles moyennes des cristallites, Figure IV.7. Les microdéformations de solution solide  $\alpha$ -Al et la microdureté Vickers  $H_v$  en fonction de la concentration de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Alors que la dureté est définie comme étant la résistance mécanique d'un matériau. Les méthodes de mesure de la dureté sont basées sur la pénétration d'un indenteur à la surface d'un matériau. La valeur de la dureté est déterminée par la mesure de la dimension ou de la profondeur de l'empreinte faite par l'indenteur soumis à des charges et des vitesses d'application contrôlées.

La variation de la microdureté peut être due à l'hétérogénéité structurale au niveau de la surface. Celle-ci peut être attribuée aux conditions de solidification, suite au refroidissement rapide après le processus stir casting. Par conséquent, les l'augmentation de la microdureté peuvent être dues à la formation d'une structure hétérogène avec un affinement considérable de la taille des cristallites jusqu'à l'échelle nanométrique, la formation de la phase fortement désordonnée  $\alpha$ -Al(Zn). Ainsi, l'affinement de la microstructure du  $\text{Al}_2\text{O}_3$  conduit à des valeurs élevées de la microdureté des échantillons réalisés par stir casting. Alors que les grains fins de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  forment une paroi d'antiphase dans le plan de cisaillement, qui conduit une augmentation de la microdureté [1, 2, 3].

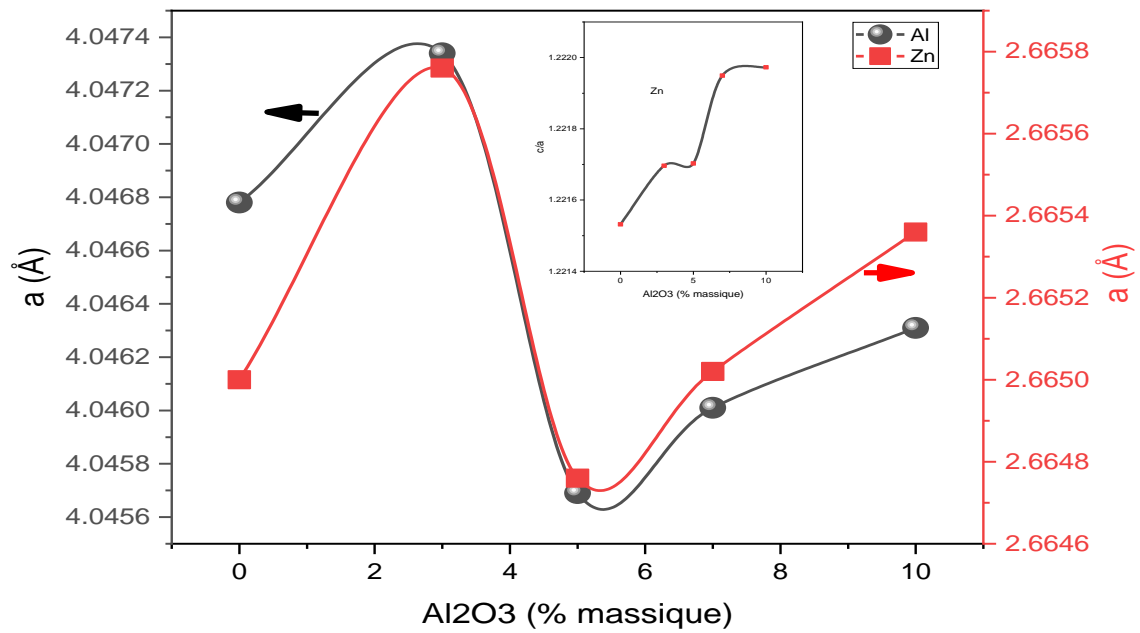


Figure IV.5 : Variation des paramètres cristallins de la solution solide  $\alpha$ -Al(Zn) et Zn en fonction de concentration de  $Al_2O_3$ .

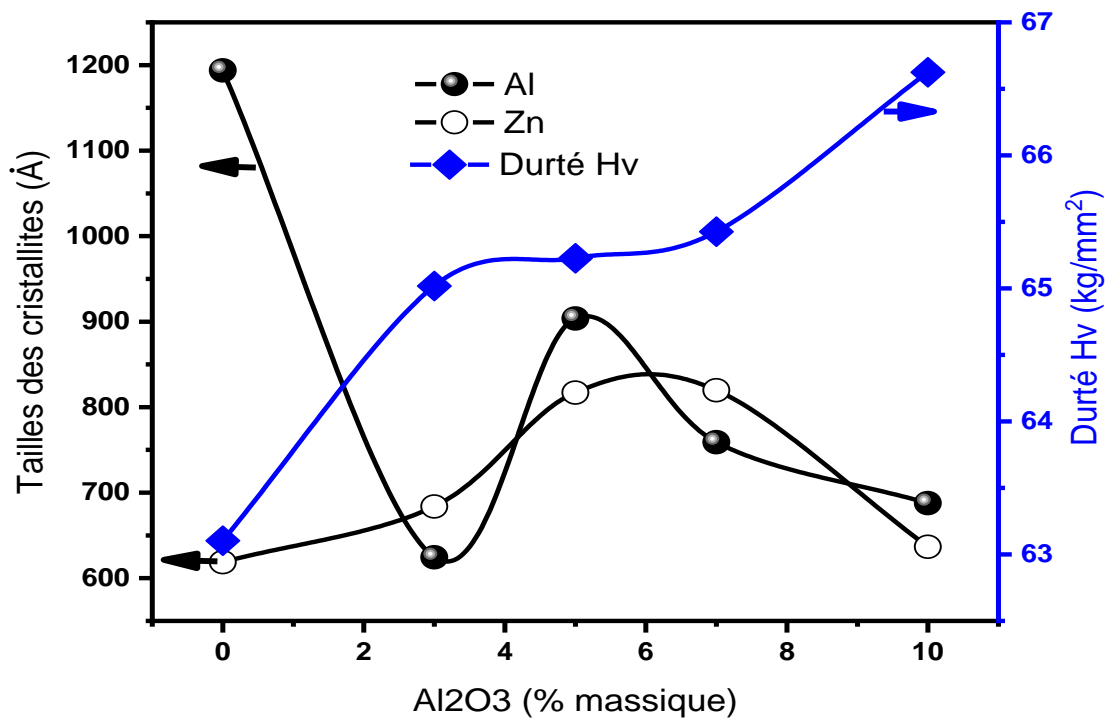
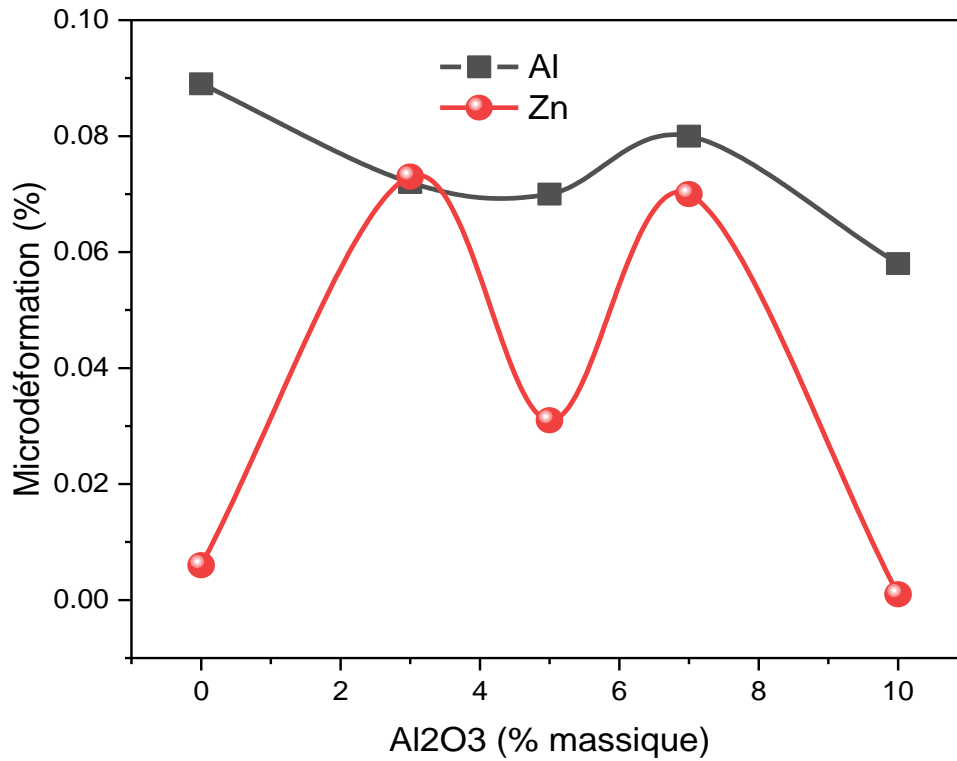


Figure IV.6 : Variation des tailles moyennes des cristallites et la microdureté Vickers Hv en fonction de la concentration de  $Al_2O_3$ .

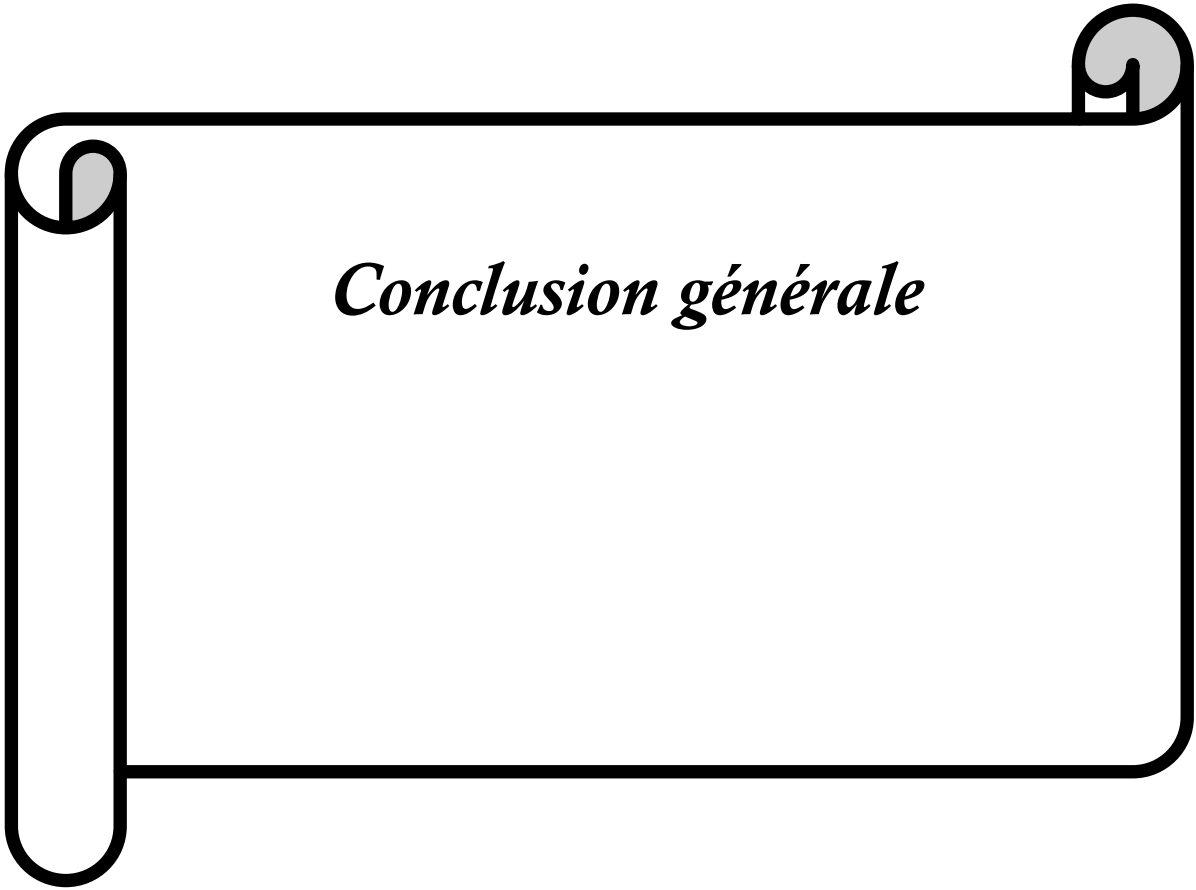
La variation des microdéformations de  $\alpha$ -Al(Zn) et Zn en fonction de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  est illustrée dans la (figure IV.7) À cause des chauffages et refroidissements rapides du bain de fusion, des contraintes résiduelles d'origine thermique sont accumulées.



*Figure IV.7 : Evolution microdéformation de les phases Al(Zn) et Zn en fonction de la concentration de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .*

**Réferonce :**

- [1] M .Tavoosi, Fabrication of Al–Zn/ $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanocomposite by mechanical alloying, *Materials Letters* 62 (2008) 282–285
- [2] S. E. Vannan, S. P. Vizhian, Microstructure and Mechanical Properties of as Cast Aluminum Alloy 7075/Basalt Dispersed Metal Matrix Composites, *J. Minerals Mater Charact. Engg.* 2(2014) 182-193.
- [3] H.X. Zhu, S.K. Liu, Mechanical Properties of Squeeze Cast Zinc Alloy Matrix Composites Containing  $\alpha$ - Alumina Fibers, *Composites.* 24 (1993) 437- 442.



*Conclusion générale*

## Conclusion Général

---

### Conclusion Général :

Dans ce présent travail, nous avons élaboré d'un matériau composite :Al-15%.Wt Zn/x%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Avec: (x% = (0%, 3%, 5%, 7%, 10%) (massique)), par la technique stir casting. Les propriétés structurale, microstructurales des composites Al 15%Zn/x%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ont été étudiés. Les résultats les plus importants sont :

- ✓ L'apparition de deux phases seulement par DRX, l'une est la solution solide  $\alpha$ -Al(Zn) et l'autre est Zn pure.
- ✓ La microdureté augmente avec l'augmentation de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

## المخلص:

يهدف البحث الى انتاج مواد مركبة من (Al -15%(Wt) Zn) المقواة بدقائق أكسيد الألومين ( $Al_2O_3$ ) المحضرة بطريقة السباكة بالتحريك (Technique Stir Casting) بنسب مختلفة (0، 3، 5، 7، و 10%) وزنا.

أظهرت نتيجة الاختبار تحسنا في قيمة الصلابة ، حيث تؤدي الزيادة في الوزن من مادة التقوية ( $Al_2O_3$ ) إلى زيادة الصلابة ، مقارنة مع سبيكة الأساس، يتم توزيع الجزيئات ( $Al_2O_3$ ) في سبيكة الأساس. حيث يعمل أكسيد الألومنيوم كعائق يقيد حركة الخلع، مما يؤدي إلى زيادة صلابة المادة المركبة.

كما أظهرت مخططات انعراج الأشعة السينية القم الخاصة لطور الألومنيوم  $\alpha$ -Al و طور Zn السداسي.

## الكلمات المفتاحية:

المواد المركبة، السبيكة (Al - 15%(Wt) Zn)، تقنية السباكة بالمزج (Technique Stir Casting)، أكسيد الألومين ( $Al_2O_3$ )، الصلادة  $H_v$ ، الأشعة السينية XRD.

## Abstract:

A composite, material with a metallic basis, of alloy (Al-15%. (Wt) Zn), is prepared by using stir casting technique, reinforced with ( $Al_2O_3$ ) particles at various percentages (0 ,3 ,5 ,7 ,and 10 Wt. %).

The result of test have shown an improvement in the value of hardness, the increasing in weight percentage of the reinforcement material ( $Al_2O_3$ ) lead to increase the hardness, compared to the base alloy. The particles ( $Al_2O_3$ ) are distributed in the base alloy. Where the aluminum oxide, act as obstacle which restricts the movement of the dislocation, which leads to increased hardness of the composite material.

X-ray diffraction schemes were also shown special peaks of the  $\alpha$ -Al aluminum phase and hexagonal Zn phase.

**Key words:** Composite material, (Al-15%. (Wt) Zn), (Technique Stir Casting), Alumina oxide ( $Al_2O_3$ ), hardness  $H_v$ , x-ray.