



MEMOIRE DE MASTER

Domaine : Sciences de la Matière

Filière : Physique

Spécialité : Physique des Matériaux

Thème

Effet de l'addition du magnésium sur la
microstructure de l'alliage Al-5%Zn

Présenté par :
Kherif Imen

Dirigé par :
Dr. Lamrous Douniazed

Jury de soutenance :

Dr. Hafs Ali	Président	Grade MCA	Université Chadli BENDJEDID- EL Tarf
Dr. Lamrous Douniazed	Rapporteuse	Grade MCB	Université Chadli BENDJEDID- El Tarf
Dr. Touam Selma	Examinatrice	Grade MCB	Université Chadli BENDJEDID- El Tarf

Promotion : Juin/2019

Dédicace

Je dédie ce modeste travail à :

*La mémoire de mon grand père **Kherif Ahmed** et ma grande mère*

Boudjemaa Mabrouka

*Mon cher père **Mohamed** et ma chère mère **Hadda** ;*

*Mes très chers frères : **Rabie** et **Akram** ;*

*Ma sœur : **Amira***

*Ma copine : **Harkati Sarra***

*Mes collègues: **Manel, Houda, Soumia, Bouchra, Rima, Marwa M.,***

Sarra, Lamis et Marwa B.

*Ma chère **Mebrek Rahima** et sa fille **Asinat***

*Ma belle petite amie **Mahdi Chaima***

*Toute ma famille et surtout ma chère tante **Rabiha***

Tous mes enseignants du département de physique

Tous ceux qui m'ont conseillé et guidé dans cette période.

Kherif Imen.

Remerciements

Avant tout, merci à dieu qui ma donné le courage et la volonté pour réaliser ce travail de la recherche scientifique.

La partie expérimentale de ce mémoire a été réalisée au sein de Laboratoire de Magnétisme et spectroscopie des solides (LM2S), équipe: Caractérisation des Matériaux Métalliques Métastables (ECA3M) de l'université Badji Mokhtar Annaba. Je tiens à remercier Professeur M.Y. DEBILI de m'avoir accueilli dans son laboratoire et de m'avoir assuré l'élaboration de mes alliages.

Je remercie également monsieur KHAMMACHI FOAED, Ingénieur au laboratoire LM2S de l'Université Badji Mokhtar Annaba, pour les caractérisations thermiques et microstructurales de mes alliages.

J'exprime mes profonds remerciements à mon encadreur Docteur LAMROUS DOUNIAZED, pour son aide, sa confiance et ses encouragements.

Je tiens à témoigner ma reconnaissance aux membres du Jury:

Monsieur HAFS ALI, Docteur en physique à l'université Chadli Bendjeddid El Tarf, pour avoir accepté de présider mon jury de soutenance de mémoire de master.

Je tiens à exprimer ma profonde gratitude à madame TOUAM SELMA, Docteur à l'université Chadli Bendjeddid El Tarf, qui a bien voulu prendre le temps d'examiner et de juger ce travail.

Sans oublier de remercier vivement tous les enseignants de département de physique.

Merci à tous mes camarades de promotion et amis présents ou absents.

En fin, Mes grands remerciements vont à ma famille pour le soutien qu'elle m'a apporté durant toute la période de la réalisation de ce mémoire de master.

Résumé

Ce mémoire est basé sur l'effet de l'addition de 5% en magnésium sur la microstructure et les transformations de phase dans l'alliage binaire Al-5%Zn. Ces alliages ont été élaborés par fusion haute fréquence sous induction.

La microstructure observée dans les deux alliages est dendritique colonnaire ramifiée en branches secondaires et tertiaires. Les bras primaires de dendrites sont un peu espacés dans le cas de l'alliage ternaire. Ceci peut être attribué à la présence d'une précipitation dans les joints de grains formée par la présence de magnésium. La diffraction des rayons X a révélé la présence de deux phases dans l'alliage ternaire Al-5%Zn-5%Mg: phase α -Al et phase T- $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$, alors que dans l'alliage binaire, une seule phase a été déterminée (α -Al).

L'analyse thermique par calorimétrie différentielle à balayage, nous a informés seulement sur les températures de fusion et de cristallisation de la phase α -Al de l'alliage ternaire.

La microdureté mesurée de l'alliage ternaire est plus élevée par rapport à celle de l'alliage binaire; ce qui montre l'effet de l'addition de Mg sur les propriétés physique de Al-5%Zn.

Mots clés: Microstructure, Al-Zn, Al-Zn-Mg, Fusion HF, Microscopie Optique, DRX, Microdureté.

Liste des tableaux

Page

Chapitre I

Tableau I-1: Propriétés mécaniques de l'aluminium à température ambiante.....4

Tableau I-2 : Principaux éléments d'alliages en fonction de la série et domaine de composition massique.....5

Chapitre II

Tableau II-1 : Nomenclature des phases dans le système Al-Zn-Mg.....17

Chapitre III

Tableau III-1: Compositions chimiques des alliages binaire Al-Zn et ternaire Al-Zn-Mg (en pourcentages massiques et atomiques).....20

Chapitre IV

Tableau IV-1 : Tableau d'indexation des principales raies de diffraction X observées dans l'alliage binaire Al-5% Zn.....45

Tableau IV-2 : Tableau d'indexation des raies de diffraction x correspondant à l'alliage Al-5%Zn-5%Mg.....48

Liste des figures

Page

Chapitre I

Figure I-1: Abondance des éléments dans la croûte terrestre3

Figure I-2 : Longueurs caractéristiques de la structure dendritique: espacement interdendritique primaire λ_P , secondaire λ_S et tertiaire λ_T 9

Chapitre II

Figure II-1: Illustration schématique des deux types de réactions de précipitation.....12

Figure II-2 : Diagramme de phases du système Al-Zn.....15

Figure II-3 Diagramme ternaire Al-Mg-Zn à 335°C.....17

Figure II-4 Diagramme ternaire Al-Mg-Zn à 25°C18

Chapitre III

Figure III-1: Pastille du mélange des trois poudres Al, Zn et Mg.....21

Figure III-2: Inducteur et échantillon à l'intérieur d'un tube.....22

Figure III-3: Principaux constituants du générateur haute fréquence (HF)23

Figure III-4: Alliage Al-Zn-Mg à l'état brut après élaboration.....24

Figure III-5 : Principe d'un appareil DSC25

Figure III-6: Dispositif expérimental utilisé pour les mesures de la DSC27

Figure III-7 : Schéma de principe de la diffraction des rayons X29

Figure III-8: diffractomètre de type PANALYTICAL Empyrean30

Figure III-9: Echantillon brut enrobé31

Figure III-10: Microscope optique de type NIKON ECLYPSE LV 100 WD piloté par ordinateur.....33

Figure III-11: Principe de dureté Vickers.....34

Figure III-12: Empreinte laissée par l'indenteur lors des essais de microdureté Vickers.....34

Figure III-13: Microduromètre de type INNOVATEST.....35

Chapitre IV

Figures IV-1: Micrographie optique de l'alliage Al-5%Zn brut de fusion à faible grossissement montrant une structure dendritique colonnaire.....37

Figures IV-2 (a,b) : Micrographies optique de l'alliage Al-5%Zn brut de fusion à différentes échelles d'observation montrant les bras primaires, secondaires et tertiaires.....38

Figures IV-3: Micrographie optique de l'alliage Al-5%Zn avec zoom sur la phase eutectique, " λ " est l'espacement entre deux lamelles d'eutectique.....39

Figures IV-4: Micrographie optique montrant la microstructure de l'alliage ternaire Al-5%Zn-5%Mg40

Figures IV-5: Micrographie optique de l'alliage Al-5%Zn-5%Mg brut de fusion montrant les bras primaires, secondaires et tertiaires41

Figures IV-6: Micrographies optiques montrant la microstructure des alliages, a) Al-5.3%Zn-3.1%Mg , b et d) Al-5%Zn-5%Mg [présent travail], c) Al-5.3%wt.Zn-20%wt.Mg.....43

Figures IV-7: Diagramme de diffraction des rayons X de l'alliage binaire Al-5%Zn44

Figures IV-8: Spectre de diffraction de l'alliage ternaire Al-5%Zn-5%Mg brut de fusion....47

Figures IV-9: Raies de diffraction des rayons X de la phase $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$47

Figures IV-10: Diagramme ternaire Al-Mg-Zn à 25°C.....47

Figures IV-11: Courbe de DSC des deux cycles chauffage-refroidissement de l'alliage ternaire Al-5%Zn-5%Mg49

Figures IV-12: Courbe de DSC obtenue au cours du chauffage de l'alliage ternaire Al-5%Zn-5%Mg	49
Figure IV-13: Courbe de DSC obtenu au cours du refroidissement de l'alliage Al-5%Zn 5%Mg.....	50
Figure IV-14: Variation de la microdureté en fonction de la composition en Zinc	51

Sommaire

Sommaire

INTRODUCTION GENERALE.....	1
-----------------------------------	----------

CHAPITRE I : ALUMINIUM ET ALLIAGES D'ALUMINIUM

I-1- Généralités sur l'aluminium.....	3
I-2- Propriétés physiques de l'aluminium pur.....	3
I-3- Les alliages d'aluminium.....	4
I-3-1- Classification des alliages d'aluminium.....	4
I-3-2- Traitements thermiques des alliages d'aluminium.....	6
I-3-2-1- Traitements d'homogénéisation.....	6
I-3-2-2- Traitements d'adoucissement.....	7
I-3-2-3- Traitements de trempe structurale.....	7
I-3-3- Durcissement des d'aluminium.....	7
I-3-3-1- Durcissement par affinage de la taille des grains.....	7
I-3-3-2- Durcissement par solution solide.....	7
I-3-3-3- Durcissement par déformation plastique (écrouissage).....	8
I-3-4- Longueurs caractéristiques de la microstructure.....	8
I-3-4-1- Espacements interdendritiques primaire et secondaire.....	8

CHAPITRE II- PRECIPITATION DANS LES ALLIAGES Al-Zn ET Al-Zn-Mg

II-1- Phénomènes de précipitation.....	11
II-2- Différents types de précipitation.....	11
II-2-1- Précipitation continue.....	12
II-2-2- Précipitation discontinue.....	12

II-3- Mécanisme de précipitation.....	13
II-3-1- Décomposition d'une solution solide sursaturée.....	13
II-3-1-1- La germination.....	13
II-3-1-2- La croissance.....	13
II-3-1-3- La coalescence.....	14
II-4- Précipitation dans les alliages Al-Zn.....	14
II-4-1- Diagramme de phase du système Al-Zn.....	14
II-5- Précipitation dans les alliages Al-Zn-Mg.....	16
II-5-1- Effet de l'addition de magnésium.....	16
II-5-2- Diagramme de phase du système Al-Zn-Mg.....	16

CHAPITRE III- MATERIAUX ETUDIES ET TECHNIQUES DE CARACTERISATIONS

III-1- Introduction.....	20
III-2- Présentation des échantillons.....	20
III-2-1- Composition chimique des échantillons.....	20
III-2-2- Elaboration par fusion haute fréquence sous induction magnétique.....	21
III-2-2-1- Le four à induction: Appareillage et Méthode.....	22
III-3- Techniques de caractérisations.....	24
III-3-1- Calorimétrie différentielle à balayage (DSC).....	24
III-3-1-1 Principe de fonctionnement de la DSC.....	24
III-3-1-2 Appareillage et mesure.....	26
III-3-2-Diffraction des rayons X.....	28
III-3-2-1- Principe.....	28
III-3-2-2- Mesure et appareillage.....	29
III-3-2-3- Détermination des paramètres de maille.....	30
III-3-3- Microscope optique.....	31
III-3-3-1- Préparation métallographique.....	31

III-3-3-2- Description du microscope optique.....	32
III-3-4- Microdureté vickers.....	33

CHAPITRE IV- RESULTATS ET DISCUSSIONS

IV-1- Observation par microscopie optique.....	37
IV-1-1- Alliage binaire Al-5% Zn.....	37
IV-1-2- Effet de l'addition de Mg sur la microstructure de l'alliage Al-5% Zn.....	40
IV-2- Diffraction des rayons X.....	43
IV-2-1- Alliage binaire Al-5% Zn.....	43
IV-2-2- Alliage ternaire Al-5%Zn-5%Mg.....	45
IV-3- Calorimétrie différentielle à balayage (DSC).....	48
IV-3-1- Alliage ternaire Al-5%Zn-5%Mg.....	48
IV-4- Microdureté Vickers.....	50
Références bibliographique.....	52
CONCLUSION GENERALE.....	56

*Introduction
générale*

Introduction générale

Le zinc est très soluble dans l'aluminium, il forme un eutectique à 382 °C à la concentration de 95 % de zinc. La solubilité de zinc dans l'aluminium à l'état solide décroît fortement pour atteindre 1 % à la température ambiante. L'addition de zinc dans l'aluminium n'en modifie pas sensiblement 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 de la famille 7000 qui ont connu depuis un très grand développement, en particulier dans l'aéronautique et la mécanique.

La solidification est un procédé largement utilisé dans l'industrie métallurgique et plus précisément dans l'élaboration des alliages. L'élaboration par fusion haute fréquence "HF" est une des méthodes de solidification rapide. Généralement, les phases obtenues peuvent être des phases hors équilibre.

L'objectif de ce mémoire est d'étudier l'effet de l'addition de magnésium sur la microstructure de l'alliage binaire Al-5%Zn. Pour cela, nous avons utilisé plusieurs techniques de caractérisations telles que l'analyse calorimétrique à balayage, la diffraction des rayons X, le microscope optique et la microdureté.

Le présent travail comporte une introduction générale et quatre chapitres suivi d'une conclusion.

- Le premier chapitre s'intéresse à des notions générales sur les alliages d'aluminium.
- Le second chapitre présente des rappels sur la précipitation dans les alliages Al-Zn et Al-Zn-Mg. Les diagrammes de phase ont été également présentés .
- Le troisième chapitre est consacré aux alliages étudiés et les techniques expérimentales utilisées pour la réalisation du présent travail de recherche.
- Le dernier chapitre, suivi par une conclusion générale, présente les résultats expérimentaux obtenus par les différentes techniques de caractérisations avec leurs interprétations.

Chapitre I :

Aluminium et alliages

d'aluminium

Chapitre I- Aluminium et alliages d'aluminium

I-1- Généralités sur l'aluminium

I-2-Propriétés physiques de l'aluminium pur

I-3- Les alliages d'aluminium

I-3-1- Classification des alliages d'aluminium

I-3-2- Traitements thermiques des alliages d'aluminium

I-3-2-1- Traitements d'homogénéisation

I-3-2-2- Traitements d'adoucissement

I-3-2-3- Traitements de trempe structurale (ou traitements de durcissement structurale)

I-3-3- Durcissement des d'aluminium

I-3-3-1- Durcissement par affinage de la taille des grains

I-3-3-2- Durcissement par solution solide

I-3-3-3- Durcissement par déformation plastique (écrouissage)

I-3-4- Longueurs caractéristiques de la microstructure

I-3-4-1- Espacements interdendritiques primaire et secondaire

Chapitre I- Aluminium et alliages d'aluminium

I-1- Généralités sur l'aluminium

L'aluminium est un élément métallique très répandu sur la terre. Il est le troisième élément le plus abondant avec environ 8% (figure I.1) de la masse de la croûte terrestre et est donc le métal structurel le plus abondant. La caractéristique principale de l'aluminium est sa légèreté (trois fois plus léger que l'acier) ce qui rend ce matériau très apprécié des industries automobile et aéronautique. Par ailleurs, sa conductivité, électrique et thermique, est très intéressante puisque elle est environ égale à 60% de celle du cuivre [1,2,3].

L'aluminium résiste naturellement à la corrosion de l'air et de l'eau et il est à 85% recyclable sans perdre ses qualités [4,5].

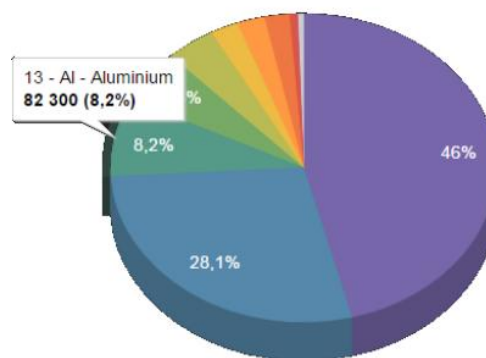


Figure I.1 : Abondance des éléments dans la croûte terrestre [6].

I-2-Propriétés physiques de l'aluminium pur

L'aluminium pur possède une structure cristalline cubique à face centrée (C.F.C). Les principales valeurs des propriétés physiques de l'aluminium sont: [7,8].

- Paramètre de maille: 0.405 nm à 25 °C.
- Masse volumique à 25 °C: 2.698 g/cm³
- Point de fusion: 660 °C.
- Température d'ébullition: 2270 °C.
- Coefficient de dilatation moyen entre 20 et 300 °C: $2,55 \cdot 10^{-5} / ^\circ\text{C}$.

- Conductivité thermique à 20 °C: $\lambda = 217.6 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$
- Résistivité électrique à 20°C: $\rho = 2.63 \mu\Omega\text{cm}$.
- Module d'élasticité: 68000 MPa
- Limite d'élasticité (0,2%): 30 à 40 MPa

L'aluminium est un matériau relativement élastique mais peu malléable [9,10]. Ses propriétés mécaniques sont faibles comme le montre le Tableau I-1, ce qui limite l'usage de l'aluminium pur dans l'industrie [11].

Tableau I-1 : Propriétés mécaniques de l'aluminium à température ambiante [11]

Pureté (%)	Limite d'élasticité (Mpa)	Limite à la rupture (Mpa)	Dureté Brinell
99,99	10	45	12-16
99,8	20	60	19
99,6	30	70	18-25

L'addition d'autres métaux pour former des alliages permet d'améliorer considérablement les propriétés mécaniques et permet l'utilisation de ces alliages en tant que matériaux de structure [12,20,21,13,14].

I-3- Les alliages d'aluminium

I-3-1- Classification des alliages d'aluminium

Plusieurs classifications peuvent être effectuées:

- alliages corroyés et alliages de fonderie,
- alliages à durcissement structural et alliages sans durcissement structural,
- classification suivant la nature de l'addition principale,
- classification suivant les domaines d'utilisation, etc..

Les alliages d'aluminium sont classés selon un nombre composé de 4 chiffres [15,16,17]. Le premier chiffre indique la série de l'alliage propre à l'élément d'addition majoritaire (Tableau I-2). Il est à noter que la nomenclature adoptée pour la famille 1XXX

(aluminium seul) diffère de celle des alliages et a pour principal but de renseigner sur la pureté de l'aluminium. Dans les familles 2 à 8, le 2ème chiffre de la nomenclature est réservé aux modifications successives de la composition chimique de l'alliage permettant d'améliorer certaines propriétés. Par exemple, la composition de l'alliage 2024 a été enregistrée en 1954, l'alliage modifié 2124 breveté en 1970, l'alliage 2224 en 1978 et ainsi de suite, chaque modification restant dans les limites permises par la norme. Enfin, les deux derniers chiffres permettent d'identifier l'alliage au sein de la série.

Tableau I-2 : Principaux éléments d'alliages en fonction de la série et domaine de composition massique

Série d'alliages	Éléments d'alliages principaux	Domaine de composition (% massique)
1XXX	-	Al > 99%
2XXX	Cuivre	2-6
3XXX	Manganèse	0,5-1,5
4XXX	Silicium	0,8-1,7
5XXX	Magnésium	0,5-5
6XXX	Magnésium + Silicium	Mg : 0,2 – 1,5 Si : 0,2 – 1,5
7XXX	Zinc + Magnésium	Zn : 5 – 7 Mg : 1 - 2
8XXX	Silicium + Fer	Si : 0,3 – 1 Fe : 0,6 - 2

Suivant l'aptitude au durcissement par traitement thermique, les alliages corroyés sont classés en deux types : Alliages sans durcissement structural (non trempant) et alliages avec durcissement structural (trempant). Les alliages sans durcissement structural sont les alliages à base de Mn et Mg tels que ; Al-Mn (série 3000), Al-Mg (série 5000), Al-Mg-Mn (alliages de forge et d'estampage) [18]. Les alliages qui répondent au durcissement structural par

précipitation sont les alliages de la série 2xxx (Al-Cu /Al-Cu-Mg), la série 6xxx (Al-Mg-Si) et la série 7xxx (Al-Zn) [19].

L'aluminium et ses alliages sont utilisés dans tous les domaines de l'industrie et de la vie quotidienne: constructions aéronautique et automobile, l'industrie ferroviaire et navale (superstructures et équipements), dans le bâtiment (toitures, façades, aménagement intérieur), dans l'industrie électrique (conducteurs électriques et appareillages), pour la fabrication d'appareils ménagers, l'emballage et la décoration [20 ,21].

I-3-2- Traitements thermiques dans les alliages d'aluminium

La possibilité de traiter thermiquement un alliage est due à l'augmentation, avec la température, de la solubilité à l'état solide des éléments d'addition. En général, les traitements thermiques en métallurgie sont : la trempe, le revenu, le recuit et le vieillissement : ce sont des opérations de chauffage suivi de refroidissement qui ont pour but de modifier la nature et la répartition des constituants d'un matériau [22]. On peut diviser les traitements thermiques appliqués aux alliages d'aluminium en trois types: traitements d'homogénéisations, traitements de durcissement structural et traitements d'adoucissement [23, 24].

I-3-2-1- Traitements d'homogénéisation

Le traitement d'homogénéisation consiste à chauffer le matériau à une température relativement élevée, généralement de 450°C à 500°C pour l'aluminium et 450°C à 590°C pour les alliages d'aluminium [24], et à le maintenir pour une certaine période de temps (généralement quelques heures). Ce traitement a pour but de dissoudre les phases métalliques en excès et de réaliser une homogénéisation de la composition de la solution solide.

Le corroyage est une opération consistant à déformer un métal avec allongement, il est effectué à chaud, à tiède, à température ordinaire.

I-3-2-2- Traitements d'adoucissement

Les traitements d'adoucissement ont pour but d'adoucir un alliage durci par écrouissage ou par trempe structurale. On note parmi ces traitements thermiques le traitement de restauration et le traitement de recristallisation utilisés dans le cas de matériaux écrouis, et le traitement de recuit de précipitation dans le cas de matériaux trempés. Ce dernier traitement consiste en un chauffage assez prolongé à température élevée afin d'obtenir un adoucissement de l'alliage produit par l'évolution des précipités provenant des constituants de l'alliage.

I-3-2-3- Traitements de trempe structurale (ou traitements de durcissement structurale)

Les traitements de trempe structurale des alliages d'aluminium comprennent une mise en solution solide suivie :

- 1- d'un refroidissement suffisamment rapide pour maintenir à la température ambiante la solution solide existant à des températures plus élevées,
- 2- d'un traitement de revenu ultérieur effectué à température ambiante (maturation) ou à une température supérieure qui conduit à un durcissement de l'alliage.

I-3-3- Durcissement dans les alliages d'aluminium

Le durcissement des alliages d'aluminium est obtenu par l'ajout d'éléments qui modifient plus ou moins sa microstructure soit en entrant en solution solide de substitution, soit en formant des précipités hors solutions solide, soit en permettant le durcissement structural.

I-3-3-1- Durcissement par affinage de la taille des grains

La taille des grains est gouvernée par plusieurs paramètres, comme la composition chimique du matériau et l'histoire thermique et mécanique subie par le matériau (contrainte et déformation, chauffage/refroidissement...).

I-3-3-2- Durcissement par solution solide

Ce type de durcissement est obtenu par addition d'éléments d'alliage en solution, il perturbe le réseau qui devient plus difficile à déformer. Si l'élément n'est pas en solution

solide, il forme aussi des perturbations dans le réseau comme les précipités qui ont le même effet de difficulté de déformation [25].

La résistance mécanique du métal sera d'autant plus grande que le nombre et l'importance de ces perturbations seront plus grands [26]. On comprendra, bien sûr, que l'effet sera d'autant plus important pour la création d'une solution solide sursaturée qui à un potentiel pour la précipitation au cours du vieillissement à une température élevée. Le mécanisme de ce durcissement est expliqué par l'existence d'une force de freinage qui résulte d'une interaction entre les dislocations et les atomes étrangers en solution.

I-3-3-3- Durcissement par déformation plastique (écrouissage)

Le durcissement par écrouissage correspond à une modification de structure provoquée par une déformation plastique [27]. Cependant, l'augmentation de la densité de joints de grains entrave davantage le mouvement des dislocations et en raison de l'augmentation de leur densité, les dislocations s'enchevêtrent et durcissent l'alliage. Cet effet est d'autant plus marqué que la mise en forme subie est importante ou que le taux d'écrouissage est élevé [28, 29].

I-3-3-4- Durcissement par précipitation (durcissement structural)

Le durcissement par précipitation, devenu aujourd'hui une pratique courante en métallurgie, est une nouvelle technique d'amélioration des propriétés mécaniques des métaux [30], en particulier pour l'aluminium. C'est grâce à cette technique que ses alliages sont devenus les alliages privilégiés pour les applications dans le domaine du transport, notamment dans l'aéronautique [31].

I-3-4- Longueurs caractéristiques de la microstructure

I-3-4-1- Espacements interdendritiques primaire et secondaire

La structure dendritique des grains contient des branches ramifiées progressivement au cours de la solidification. La figure I-2 représente les différentes longueurs caractéristiques de la structure dendritique qui séparent les branches primaires, secondaires et tertiaires. Les

espacements dendritiques primaires et secondaires sont importants dans la caractérisation de la ségrégation et la croissance des grains.

- Espace ment interdendritique primaire

L'espacement interdendritique primaire λ_P est la distance entre deux bras primaires successifs. Ce paramètre est très important dans la caractérisation des structures dendritiques colonnaires élaborée en solidification dirigée.

- Espace ment interdendritique secondaire

L'espacement interdendritique secondaire λ_S est la distance entre deux bras secondaires successifs.

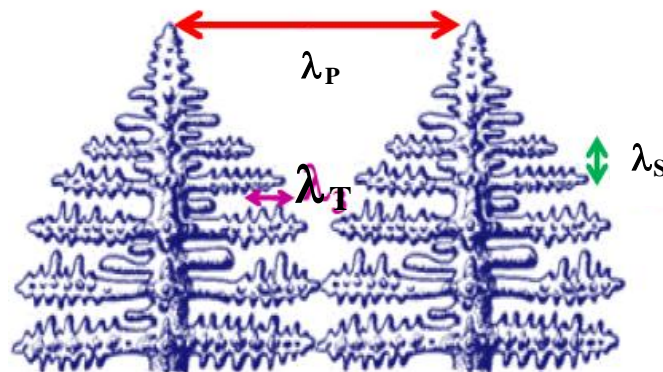


Figure I-2: Longueurs caractéristiques de la structure dendritique: espacement interdendritique primaire λ_P , secondaire λ_S et tertiaire λ_T .

Chapitre II :

*Précipitation dans les
alliages Al-Zn et Al-Zn-Mg*

Chapitre II- Précipitation dans les alliages Al-Zn et Al-Zn-Mg

II-1- Phénomènes de précipitation

II-2- Différents types de précipitation

II-2-1- Précipitation continue

II-2-2- Précipitation discontinue

II-3- Mécanisme de précipitation

II-3-1- Décomposition d'une solution solide sursaturée

II-3-1-1- La germination

II-3-1-2- La croissance

II-3-1-3- La coalescence

II-4- Précipitation dans les alliages Al-Zn

II-4-1- Diagramme de phase du système Al-Zn

II-5- Précipitation dans les alliages Al-Zn-Mg

II-5-1- Effet de l'addition de magnésium

II-5-2- Diagramme de phase du système Al-Zn-Mg

Chapitre II- Précipitation dans les alliages Al-Zn et Al-Zn-Mg

II-1- Phénomènes de précipitation

Tout système hors équilibre minimise son énergie par un réarrangement atomique qui s'effectue par diffusion des atomes et des défauts de structure pour atteindre un état d'équilibre stable ou métastable. La précipitation d'une solution solide sursaturée est une transformation caractérisée par une germination et une croissance d'une ou de plusieurs phases. Elle consiste en général en une décomposition de la solution solide sursaturée (la matrice mère) en une nouvelle phase (le précipité) et une nouvelle solution solide (la matrice appauvrie).

La réaction de précipitation s'effectue selon les trois étapes suivantes :

- Mise en solution à une température suffisante pour mettre en solution le plus grand nombre possible d'éléments. Cette étape permet de dissoudre les précipités présents, d'éliminer toute ségrégation dans l'alliage et d'arriver à un système monophasé.
- Refroidissement rapide ou trempe pour obtenir une seule phase hors équilibre, dite solution solide sursaturée.
- Maturation ou revenu pendant lesquels se produit la décomposition contrôlée de la solution solide sursaturée.

Au cours du maintien de l'alliage à température ambiante ou à basse température et après la trempe, la solution solide sursaturée est métastable. Au cours de cette phase, appelée maturation ou vieillissement naturel, l'alliage durcit progressivement et spontanément et la solution solide se décompose pour donner naissance à la formation de petits amas d'atomes de soluté (les zones de Guinier-Preston ou zones GP) en très grande densité: c'est le pré précipitation [32].

II-2- Différents types de précipitation

Il existe deux types de précipitation : la précipitation discontinue et la précipitation continue (figure II-1).

II-2-1- Précipitation continue

La précipitation continue est une transformation pendant laquelle la concentration en soluté de la phase mère diminue continûment jusqu'à sa valeur d'équilibre. Cette précipitation conduit donc, au moins dans un premier temps, à l'obtention d'un certain nombre de précipités isolés qui grossissent par le drainage des atomes de soluté. Cependant, ces précipités n'ont pas tous, dans des conditions thermiques données, la même probabilité d'apparition.

En effet, les relations cristallographiques entre la phase mère et le produit de la précipitation déterminent les énergies associées à l'interface et l'énergie élastique emmagasinée dans la matrice.

II-2-2- Précipitation discontinue

La précipitation est dite discontinue lorsque au cours de la transformation il y a coexistence de deux régions, l'une où la transformation de la solution solide est complète et l'autre où la solution solide est encore sursaturée. La transformation s'amorce en général sur les joints de grains en développant des cellules qui contiennent des précipités sous forme de lamelles, lors de cette précipitation le paramètre de la maille varie d'une manière discontinue avec deux valeurs distinctes, l'une correspondant à la solution solide encore sursaturée et l'autre à la solution solide d'équilibre.

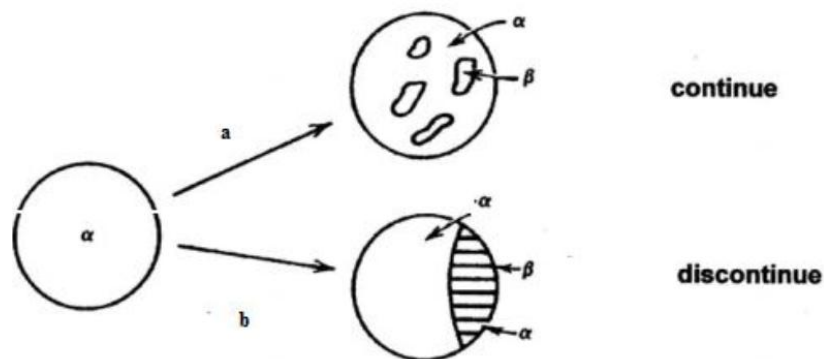


Figure II-1: Illustration schématique des deux types de réactions de précipitation [33]

II-3- Mécanisme de précipitation

II-3-1- Décomposition d'une solution solide sursaturée

La décomposition d'une solution solide sursaturée est un processus physico-chimique dont les cinétiques sont déterminées par plusieurs facteurs, en particulier la présence des défauts du réseau et leur répartition dans l'alliage ainsi que le type de transformation (précipitation continue et précipitation discontinue).

L'intérêt qui s'attache à l'étude de ces réactions est dû principalement aux modifications des propriétés mécaniques des solutions solides qui peuvent en résulter au cours de ces réactions.

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

II-3-1-1- La germination

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

II-3-1-2- La croissance

La croissance ultérieure des germes et des précipités est régie par la diffusion des atomes de soluté vers les germes, qui est thermiquement activée.

Le traitement de revenu provoque la croissance initiale des précipités par drainage du soluté selon un processus régi, soit par le transfert du soluté à l'interface entre la matrice et le précipité, soit par la diffusion du soluté dans la matrice, soit par un mode de contrôle mixte. Il s'ensuit l'existence d'un gradient de concentration en soluté dans la matrice à partir de l'interface entre la matrice et le précipité.

II-3-1-3- La coalescence

Lorsqu'un système contenant une phase dispersée est maintenu à une température relativement élevée, le nombre de particules de la phase dispersée décroît tandis que la taille moyenne des particules augmente. Pendant cette coalescence, les grandes particules croissent aux dépens des plus petites particules car le système tend à réduire son énergie libre globale en diminuant la surface totale des interfaces [34].

La coalescence des précipités prend place quand la concentration des atomes du soluté est plus importante aux voisinages des particules fines par rapport à celle du volume adhérent aux grandes particules. Cette différence de concentration fait que les atomes de soluté diffusent depuis la surface de séparation des particules fines vers la surface de séparation des grandes particules. Les atomes du composant de base diffusent de la grande particule à la particule fine. Cette diffusion entraîne une sursaturation de la solution solide près de la seconde phase. Ce qui entraîne leur croissance [35].

II-4- Précipitation dans les alliages Al-Zn

La précipitation dans les alliages du système Al-Zn a fait l'objet de nombreuses études ayant contribué à la compréhension des différents mécanismes et cinétiques de cette réaction [36,37]. Les transformations dans les alliages Al-Zn sont caractérisées par la formation de phases métastables. Ces dernières sont sensibles à la vitesse de trempe, à la température d'homogénéisation ainsi qu'à la concentration de l'alliage [36,38].

II-4-1- Diagramme de phase du système Al-Zn

Les alliages d'aluminium-zinc sont des alliages usinés, utilisés comme couche anti-corrosion 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 à face centrée de ce dernier.

Le diagramme de phase Al-Zn (figure II-2) présente deux particularités :

- un vaste domaine de solution solide α (cfc), s'étendant jusqu'à 84 wt.% de zinc à 382°C,

- un domaine d'immiscibilité entre deux phases α contenant des pourcentages différents en zinc. Il est interrompu par une lacune de miscibilité de température critique $T_c = 351^\circ\text{C}$ [36,39].

La solubilité du Zn dans la phase α -Al est très importante à haute température et diminue rapidement avec la chute de température. La précipitation dans les alliages Al-Zn trempés est possible à la température ambiante sans aucun traitement thermique [40].

La composition étudiée dans le cadre de ce mémoire Al-5%Zn est représentée sur la figure (II-2).

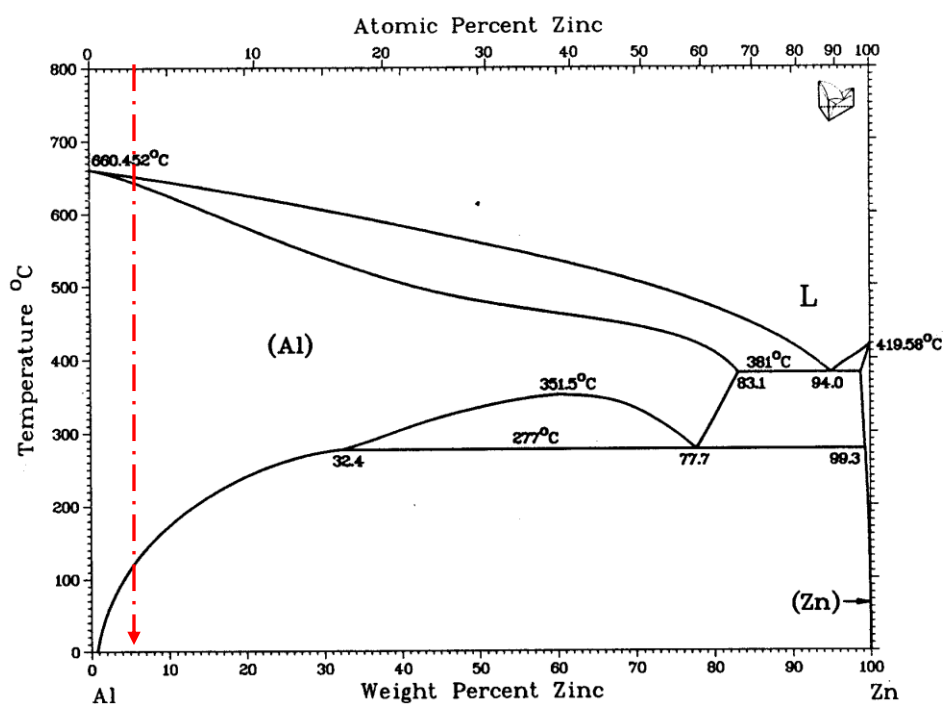


Figure (II-2): Diagramme de phase de l'alliage binaire Al-Zn [41].

II-5- Précipitation dans les alliages Al-Zn-Mg

II-5-1- Effet de l'addition de magnésium

Le zinc est 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 [42].

Le magnésium a pour effet de ralentir très sensiblement la vitesse de la précipitation après la trempe sans modifier la séquence de pré-précipitation dans les alliages binaires Al-Zn. Il a une forte interaction avec les lacunes. Ainsi la plupart des lacunes sont retenues par les atomes de Mg, donc la diffusion des atomes de Zinc est liée à la mobilité des couples lacunes-Mg.

II-5-2- Diagramme de phase du système Al-Zn-Mg

La solubilité du zinc (~2 %at.) et du magnésium (~1,5 %at.) n'est pas négligeable comme le montre la coupe isotherme à 25°C du diagramme ternaire Al-Zn-Mg de la Figure (II-3) [43,44].

L'isotherme du diagramme ternaire Al-Mg-Zn à 335°C représenté sur la figure (II- 4) a été proposé par Willey [45]. En général, les phases d'équilibre du système Al-Zn-Mg ne sont pas bien établies pour toutes les compositions.

Pour faciliter la lecture des différentes phases dans le diagramme, les symboles représentant chaque phase sont résumés dans le tableau II-1 [43]. À l'exception de la phase $MgZn_2$, toutes les phases intermétalliques secondaires sont supposées avoir une solubilité ternaire.

La composition étudiée dans le cadre de ce mémoire Al-5%Zn-5%Mg est représentée sur les deux figures (II-3 et II-4).

Tableau II-1 : Nomenclature des phases dans le système Al-Zn-Mg [43]

Symboles	Phases
FCC	(Al)
HCP	(Mg), (Zn)
β	Al_8Mg_5
γ	$Al_{12}Mg_{17}$
ρ	$Al_{56}Mg_{44}$
ν	$Al_{108}Mg_{95}$
σ	$(Al,Zn)_2Mg$
T	$(Al,Zn)_{49}Mg_{32}$
ϕ	$Al_2Mg_5Zn_2$
Mg_7Zn_3	Mg_7Zn_3
$MgZn$	$MgZn$
Mg_2Zn_{11}	Mg_2Zn_{11}

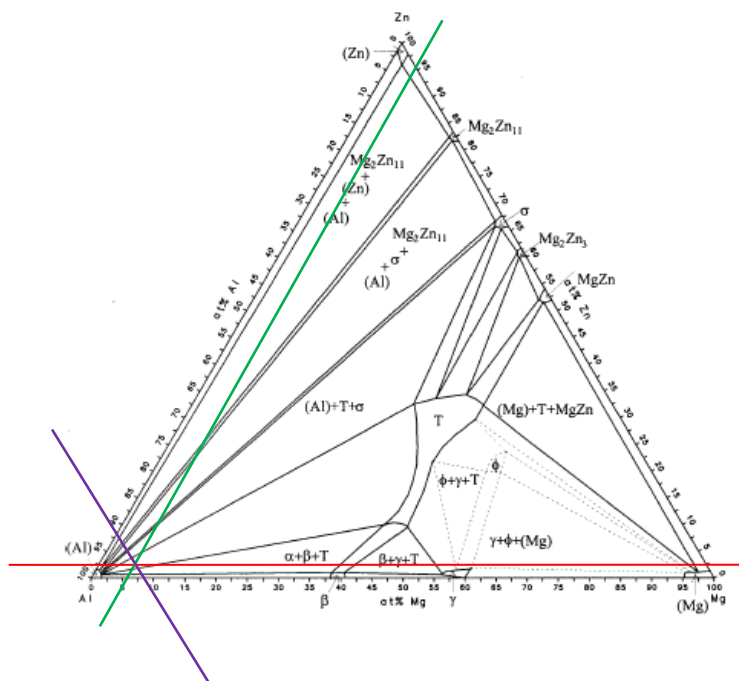


Figure II-3- Diagramme ternaire Al-Mg-Zn à 25°C [43,44].

Chapitre III :

*Matériaux étudiés et
techniques de caractérisations*

Chapitre III: Matériaux étudiés et techniques de caractérisations

III-1- Introduction

III-2- Présentation des échantillons

III-2-1- Composition chimique des échantillons

III-2-2- Elaboration par fusion haute fréquence sous induction magnétique

III-2-2-1- Le four à induction: Appareillage et Méthode

III-3- Techniques de caractérisations

III-3- 1- Calorimétrie différentielle à balayage (DSC)

III-3-1-1 Principe de fonctionnement de la DSC

III-3-1-2 Appareillage et mesure

III-3-2-Diffraction des rayons X

III-3-2-1- Principe

III-3-2-2- Mesure et appareillage

III-3-2-3- Détermination des paramètres de maille

III-3-3- Microscope optique

III-3-3-1- Préparation métallographique

III-3-3-2- Description du microscope optique

III-3-4- Microdureté vickers

III-1-Introduction

Afin de caractériser les différents matériaux présentés dans cette étude, plusieurs techniques de caractérisations ont été nécessaires.

Dans un premier lieu, nous présentons la composition chimique des alliages étudiés, le principe de la fusion haute fréquence sous induction magnétique puis, nous présentons les différentes étapes de l'élaboration des alliages.

Les techniques de caractérisation des rayons X, de microscopie optique, calorimétrie différentielle à balayage (DSC) sont également présentées dans ce chapitre. La dureté a également été mesurée.

III-2- Présentation des échantillons

III-2-1- Composition chimique des échantillons

Cette étude est portée sur deux alliages de la série 7000. Les compositions chimiques (en pourcentages massiques et atomiques) des deux alliages binaire Al-Zn et ternaire Al-Zn-Mg sont décrites dans le tableau III-1.

Tableau III-1 : Compositions chimiques des alliages binaire Al-Zn et ternaire Al-Zn-Mg (en pourcentages massiques et atomiques).

Alliage	Composition en pourcentages massiques (wt.%)	Composition en pourcentages atomiques (at.%)
Al-Zn	Al-5%Zn	Al-2.1%Zn
Al-Zn-Mg	Al-5%Zn-5%Mg	Al-2.1%Zn-5.7%Mg

La masse de chaque alliage à élaborer a été fixée pour 1 g de mélange homogène de poudres. L'Aluminium avec une pureté de 99% et le Zinc ainsi que le Magnésium avec une pureté de 99.99% en poudre ont été pesés avec une grande précision (10^{-3}) à l'aide d'une balance électronique très sensible (KERN EW/EG-N).

Le mélange est compacté à froid sous forme de pastilles de formes cylindriques de diamètre de 1.6cm et de hauteur 4mm (Figure III-1).

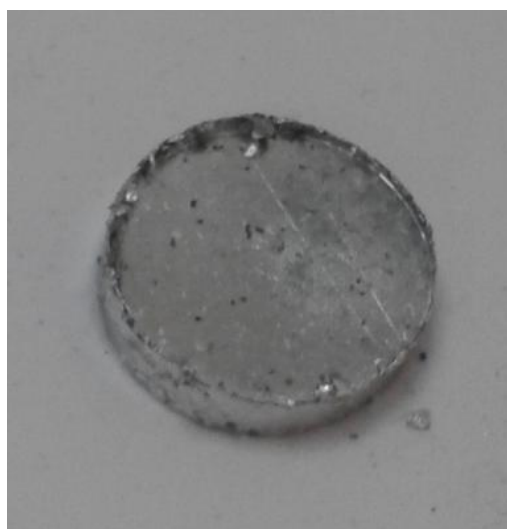


Figure III-1: Pastille du mélange des trois poudres Al, Zn et Mg

III-2-2- Elaboration par fusion haute fréquence sous induction magnétique

L'induction électromagnétique est une technique de chauffage pour les matériaux conducteurs (métaux), fréquemment utilisée par de nombreux procédés thermiques tels que la chauffage ou la fusion des métaux.

Cette technique, particulièrement, a pour but de générer la chaleur directement à l'intérieur du matériau à chauffer. Elle présente de nombreux atouts par rapport aux autres méthodes de chauffage classique, notamment la réduction du temps de chauffage avec des rendements élevés, ou encore la possibilité de chauffer de façon très locale.

III-2-2-1- Le four à induction: Appareillage et principe

La fusion est réalisée dans un four à induction à haute fréquence (désigné ultérieurement par "four ou fusion HF") Lin therme 600. Celui-ci est alimenté par un générateur (source de puissance) haute fréquence de 300 kHz et d'une puissance de 6 kW. L'alliage est mis dans un creuset réfractaire, de dimensions 16mm de diamètre et de hauteur 3cm puis placée au fond d'un tube en quartz vertical de diamètre intérieure 22 mm relié à une pompe à palettes de pression 10^{-3} torr par un tube en caoutchouc hermétique, qui permet de faire un dégazage continu. Le tube en quartz est placé dans l'inducteur, refroidi par une circulation d'eau (figure III-2).

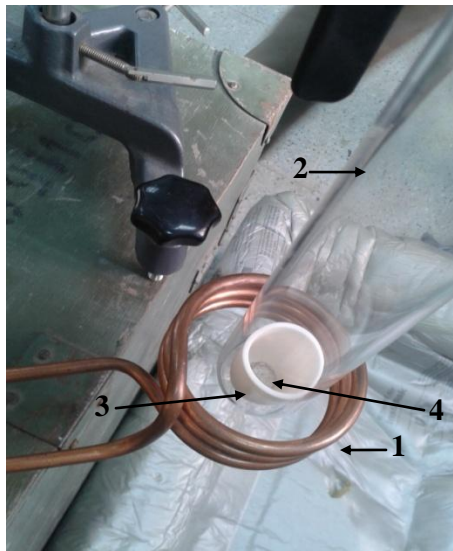


Figure III-2: Inducteur et échantillon à l'intérieur d'un tube.

- | | |
|-------------------------|------------------------------------|
| 1. Inducteur en cuivre. | 3. Creuset. |
| 2. Tube en quartz. | 4. Pastille (alliage à fusionner). |

On monte rapidement en chauffage jusqu'à la fusion complète de l'alliage ; L'alliage se fige instantanément dès l'interruption du passage du courant dans les spires. Le refroidissement, et donc la solidification, sont dans ce cas très rapides. L'échantillon obtenu est de forme quasi-cylindrique, d'environ 1 cm de diamètre (figures III-3 et III-4).

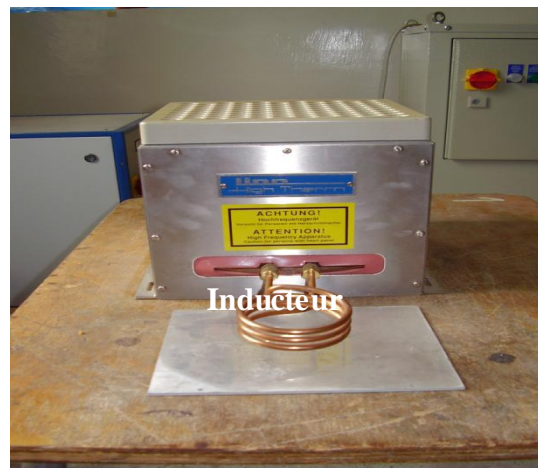


Figure III-3: Principaux constituants du générateur haute fréquence (HF).



Figure III-4: Alliage Al-Zn-Mg à l'état brut après élaboration

III-3- Techniques de caractérisations

III-3- 1- Calorimétrie différentielle à balayage (DSC)

La calorimétrie à balayage différentielle (DSC en anglais abréviation de Differential Scanning Calorimetry) est une technique d'analyse thermique utilisée pour étudier le comportement thermique d'un matériau et pour déterminer la variation du flux de chaleur perdu ou donné par l'échantillon par suivi de la température sous atmosphère contrôlée. (Elle mesure les différences des échanges de chaleur entre un échantillon à analyser et une référence). Elle permet de déterminer la température à laquelle se produit la transformation et d'en quantifier la chaleur dégagée ou absorbée.

Les analyses DSC sont relativement rapides, peu coûteuses et demandent une très petite quantité de masse.

III-3-1-1 Principe de fonctionnement de la DSC

Le principe est simple, l'appareil renferme deux creusets, l'un comme référence et l'autre contient l'échantillon à analyser. Ces creusets sont posés sur des thermocouples et constitue la partie essentielle de l'appareillage, la tête de mesure, qui est entourée d'une enceinte dans laquelle la température, la plus homogène possible, peut varier de façon programmée (constante, croissante, décroissante voire même en cyclage).

Les thermocouples permettent d'enregistrer les températures de l'échantillon et de la référence (ou leur différence) en fonction du temps ou de la température du four. L'ensemble du montage doit être parfaitement symétrique pour que l'échantillon et la référence reçoivent la même quantité d'énergie thermique.

Ainsi, ce que nous mesurons en DSC est la quantité de chaleur supplémentaire à fournir au creuset de référence, pour atteindre la même que le creuset contenant l'échantillon.

Cette analyse se fait sous atmosphère inerte pour éviter les réactions de l'échantillon avec l'oxygène de l'air.

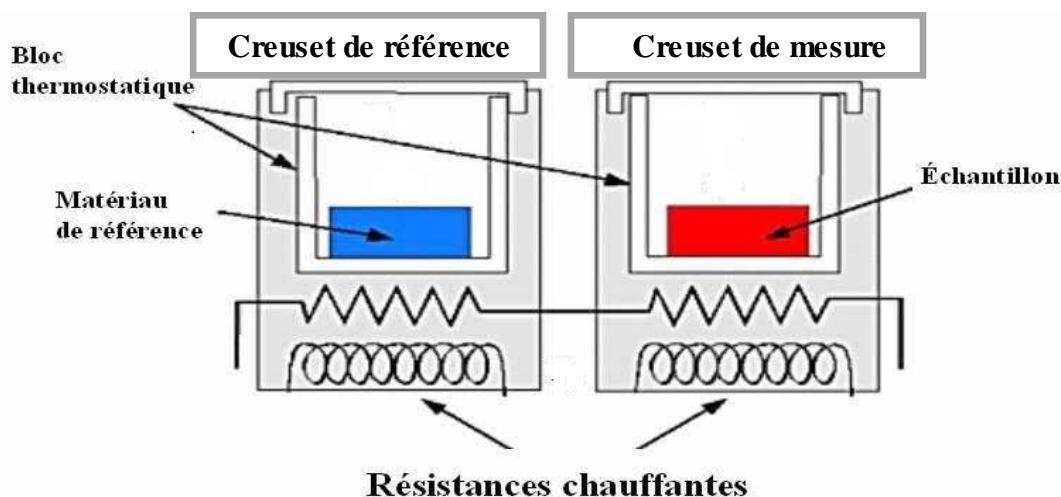


Figure III-5 : Principe d'un appareil DSC .

En DSC, nous mesurons le flux thermique pour maintenir la température de l'échantillon et celle de la référence identiques. Cette analyse se fait souvent en présence d'un gaz inerte (azote ou argon) pour éviter une réaction de l'échantillon avec l'air de la chambre.

Le résultat d'une DSC est présenté sous la forme d'un graphique montrant le flux de chaleur en fonction de la température (ou du temps). Comme l'échantillon subit des changements de phase à mesure qu'on le chauffe, la quantité de chaleur nécessaire pour maintenir la température de l'échantillon égale à celle de la référence variera en fonction de la

température. On distingue deux types de changements de phase, soit les processus exothermiques (où l'échantillon libère de la chaleur) et les processus endothermiques (où l'échantillon absorbe de la chaleur). Par exemple, lors d'un processus exothermique comme la cristallisation, moins de chaleur est nécessaire pour accroître la température de l'échantillon car ce dernier libère de la chaleur. A l'opposé, un échantillon subissant une transition endothermique, comme le passage de la phase solide à la phase liquide, aura besoin de plus de chaleur pour maintenir la même température que la référence, car il absorbe de l'énergie dans ce cas.

III-3-1-2 Appareillage et mesure

Le calorimètre différentiel à balayage utilisé est de type Setaram LabSys evo (figure III-6), dispose d'une gamme de température de l'ambiante à 1600°C. La vitesse de balayage de température programmable est de 0,01 à 100°C/min.

L'analyse de la DSC a été réalisée sur des alliages bruts de fusion dans des creusets d'alumine et sous un gaz d'argon pour éviter toute réaction de l'échantillon avec l'air de la chambre. La vitesse de chauffage est égale à 10°C/min, sur une gamme de températures allant de l'ambiante à 800°C.

On peut obtenir des informations supplémentaires en réalisant plusieurs cycles de mesures. Dans notre étude, nous avons réalisé un programme de températures composé de deux cycles chauffe-refroidissement. La vitesse de refroidissement est égale à 10°C/min, sur une gamme de températures de 800°C à l'ambiante.

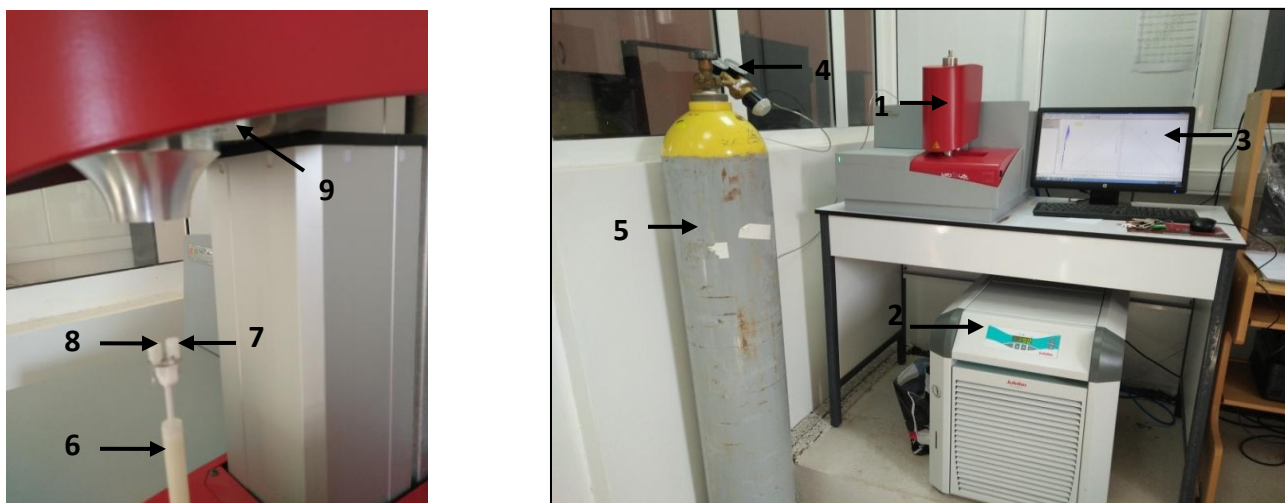


Figure III-6: Dispositif expérimental utilisé pour les mesures de la DSC

- | | |
|------------------------------------|-----------------------------|
| 1. DSC de type Setaram LabSys evo. | 6. Canne. |
| 2. Refroidisseur. | 7. Creuset de référence. |
| 3. Micro-ordinateur. | 8. Creuset d'échantillon. |
| 4. Manomètre. | 9. DSC en position ouverte. |
| 5. Bouteille de gaz | |

III-3-2-Diffraction des rayons X

La diffraction des rayons X est une caractérisation complémentaire à l'analyse calorimétrique (DSC). Cette technique est principalement utilisée pour identifier les phases cristallines présentes dans un matériau et d'étudier les phénomènes de précipitation.

III-3-2-1- Principe

Cette technique d'analyse repose sur l'interaction élastique d'un faisceau monochromatique de photons X avec la matière cristallisée. La diffraction résultante aboutit à l'obtention d'un diffractogramme et permet la détermination des distances réticulaires des plans de diffraction.

Quand la différence de marche entre les rayons incidents et les rayons diffractés par les plans atomiques est égale à un nombre entier de fois la longueur d'onde, il y a interférence constructive. Soit 2θ l'angle entre la direction des rayons incidents et celle des rayons diffractés, il y a donc interférence constructive quand la loi de Bragg est satisfaite :

$$2d_{hkl} \sin \theta = n \lambda \dots\dots\dots \text{Eq. III-1}$$

Où : n : ordre de la diffraction.

d_{hkl} : distance réticulaire.

θ : l'angle d'incidence des rayons X.

λ : la longueur d'onde des photons diffusés.

Lorsque l'angle d'incidence correspond à un angle de Bragg pour la longueur d'onde fixée, on enregistre un pic de diffraction dont on mesure l'intensité. La méthode des poudres fournit une liste des couples (θ, I) et, la longueur d'onde étant connue, on peut convertir directement l'angle θ en distance interréticulaire:

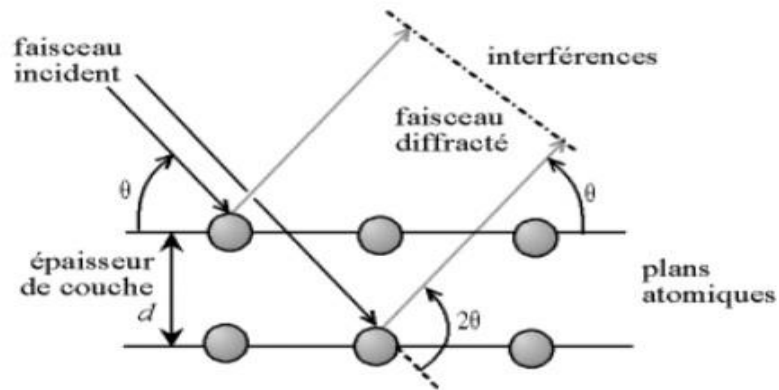


Figure III-7 : Schéma de principe de la diffraction des rayons X

III-3-2-2- Mesure et appareillage

Les diffractogrammes des échantillons massifs ont été enregistrés sur un diffractomètre de rayons X type PANALYTICAL Empyrean (Figure III-8), muni d'un anticathode de Co ($\lambda = 1,78901 \text{ \AA}$). Les enregistrements ont été effectués dans les conditions suivantes : balayage compris entre 20° et 100° en 2θ , par pas de 0.0130° .

Les pics de diffraction ont été indexé en utilisant le logiciel "High Score Plus" en lui indiquant les éléments ou les renseignements structuraux déjà connus et faire une comparaison avec les valeurs théoriques répertoriées dans la base de données informatisées J.C.P.D.S (Joint Committee for Diffraction Standards).



Figure III-8: diffractomètre de type PANALYTICAL Empyrean

III-3-2-3- Détermination des paramètres de maille

La relation qui relie les distances interréticulaires des plans (hkl) aux paramètres cristallographiques est:

Dans le cas d'un système cubique:

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}} \dots\dots\dots \text{Eq-III-2}$$

Cette équation nous permet de calculer le paramètre de maille "a" expérimentale et de faire une comparaison avec la valeur théorique répertoriée dans la base de données ASTM.

III-3-3- Microscope optique

La microscopie optique sert à déterminer où à observer la microstructure de l'échantillon (taille des grains, forme des grains ainsi que celles des précipités,...etc.), ainsi que les évolutions microstructurales des alliages ayant subi des traitements thermiques (isothermes et anisothermes). La structure peut être modifiée par tous les traitements mécaniques, thermiques et chimiques que subit le métal indépendamment des transformations physico-chimiques qui peuvent résulter de ces traitements [2].

III-3-3-1- Préparation métallographique

Afin d'observer le microscope optique, nous avons préparé les échantillons selon les méthodes suivantes :

- **Enrobage**

Les échantillons sont enrobés de résine pour faciliter leurs manipulations et obtenir une bonne préparation. Nous avons utilisé un enrobage à froid avec deux types de résines: époxydes et acryliques. Chacun est constitué de deux composantes qui sont des résines et des durcisseurs (figure III-9).



Figure III-9: Echantillon brut enrobé

- **Polissage**

Le polissage consiste à rendre la surface plane et brillante de façon à ce qu'elle ne présente aucune rayure susceptible de gêner l'examen ultérieur. Les alliages ont subi successivement un polissage mécanique par papier abrasifs en carbure de silicium allant de 300 jusqu'à 1400.

- **Attaque chimique**

L'attaque chimique a pour but de révéler la structure, notamment les joints de grains, les phases, les impuretés, etc. La méthode consiste à tremper la face à attaquer dans le réactif choisi pendant 15 à 20 secondes. L'attaque a lieu à la température ambiante. Le réactif utilisé est du type Killer, dont la composition chimique est :

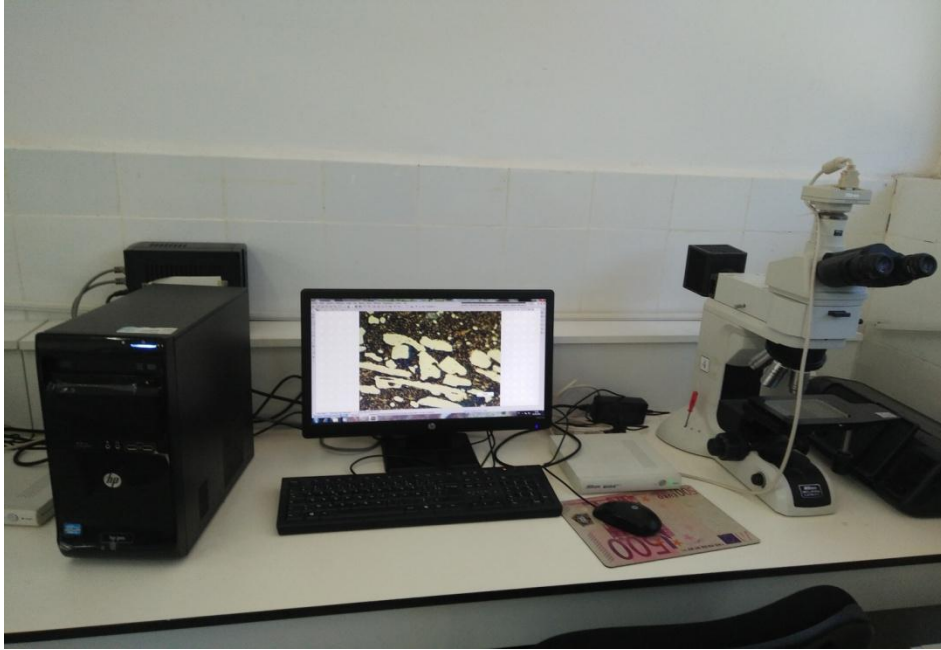
- Eau distillée (H₂O) : 74 ml
- acide fluorhydrique (HF) : 5 ml
- acide chlorhydrique (HCL) : 9 ml
- acide nitrique (NHO₃): 22 ml

Après l'attaque chimique, les matériaux sont lavés à l'eau puis séchés et sont prêts à être observés.

III-3-3-2- Description du microscope optique

Nous avons utilisé deux types de microscopes:

- microscope Olympus doté à une caméra intégré de type Color View commandée par un ordinateur. Les grossissements peuvent atteindre 1250 fois.
- microscope *NIKON ECLYPSE LV 100 WD*, avec des grossissements pouvant atteindre 1200, équipé d'une camera vidéo de type LEICA et piloté par ordinateur (figure III-10).



*Figure III-10: Microscope optique de type NIKON ECLYPSE LV 100 WD
piloté par ordinateur.*

III-3-4- Microdureté vickers

Pour mesurer la microdureté de nos alliages, nous avons choisi la Microdureté Vickers. L'essai consiste à imprimer dans le métal testé, un pénétrateur en diamant de forme géométrique pyramidal à base carrée, d'angle au sommet entre deux faces opposées de 136° , sous l'action d'une force connue (figure III-11). On mesure la diagonale de l'empreinte carrée laissée comme trace par le pénétrateur, la figure III-12 montre l'empreinte de l'image après retrait de pénétrateur Vickers. La dureté Vickers H_v est définie par l'expression:

$$H_v = 0.189 \frac{F}{d^2} \dots \dots \dots \text{Eq-III-3}$$

$$\text{avec: } d = \frac{d_1 + d_2}{2}$$

F est la charge appliquée au pénétrateur,

d (mm) est la diagonale moyenne de l'empreinte

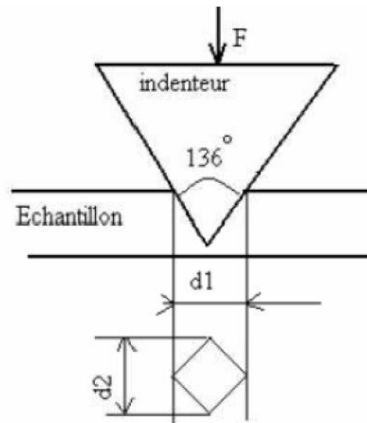


Figure III-11: Principe de dureté Vickers.

Les échantillons destinés pour les mesures de microdureté sont préparés auparavant par polissage mécanique et attaque chimique par le réactif Keller. Les mesures consistent en 4 ou 5 tests sur des endroits différents de la surface de l'échantillon, la durée d'application est de l'ordre de 10 secondes sous une charge fixe de 200 g, ensuite la valeur moyenne des mesures représentera la valeur de microdureté Vickers du matériau testé. Le microduremètre que nous avons utilisé est de type INNOVATEST (figure III-13).

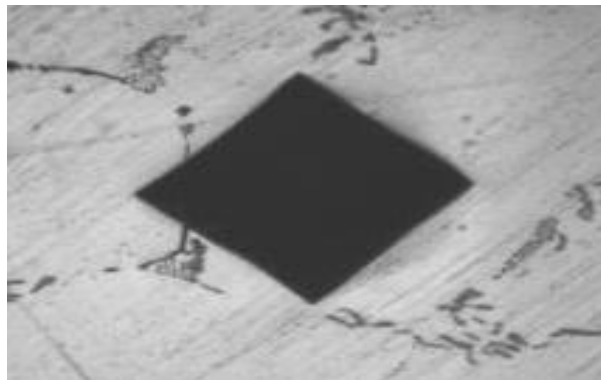


Figure III-12: Empreinte laissée par l'indenteur
lors des essais de microdureté Vickers



Figure III-13: Microduromètre de type INNOVATEST.

Chapitre IV:

Résultats et discussions

Chapitre IV Résultats et discussions

IV-1- Observation par microscopie optique

IV-1-1- Alliage binaire Al-5% Zn

IV-1-2- Effet de l'addition de Mg sur la microstructure de l'alliage binaire Al-5% Zn

IV-2- Diffraction des rayons X

IV-2-1- Alliage binaire Al-5% Zn

IV-2-2- Alliage ternaire Al-5%Zn-5%Mg

IV-3- Calorimétrie différentielle à balayage (DSC)

IV-3-1- Alliage ternaire Al-5%Zn-5%Mg

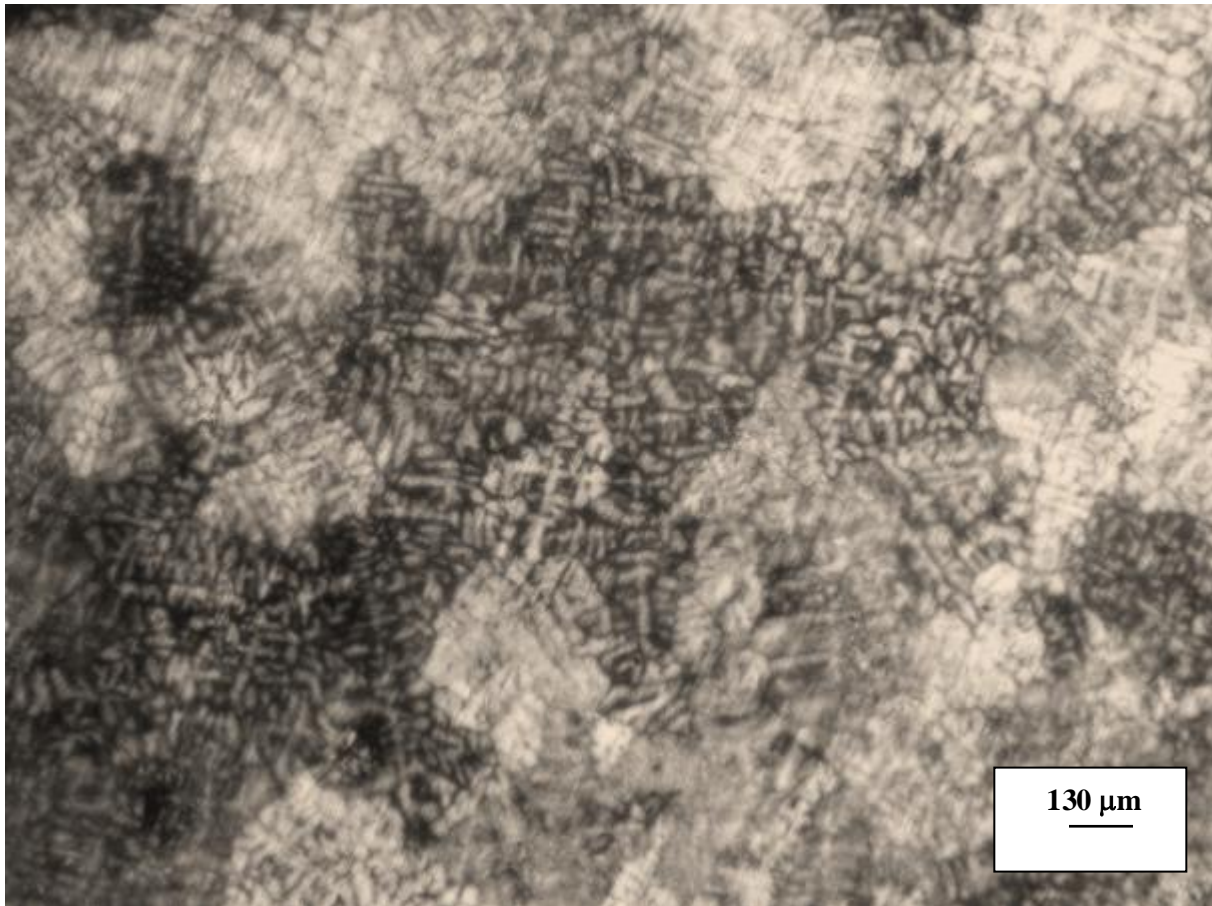
IV-4- Microdureté Vickers

Chapitre IV Résultats et discussions

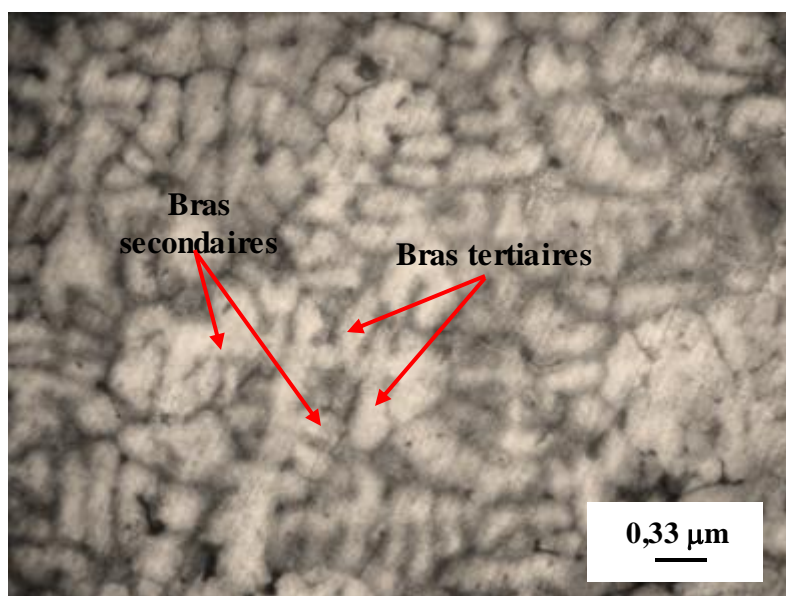
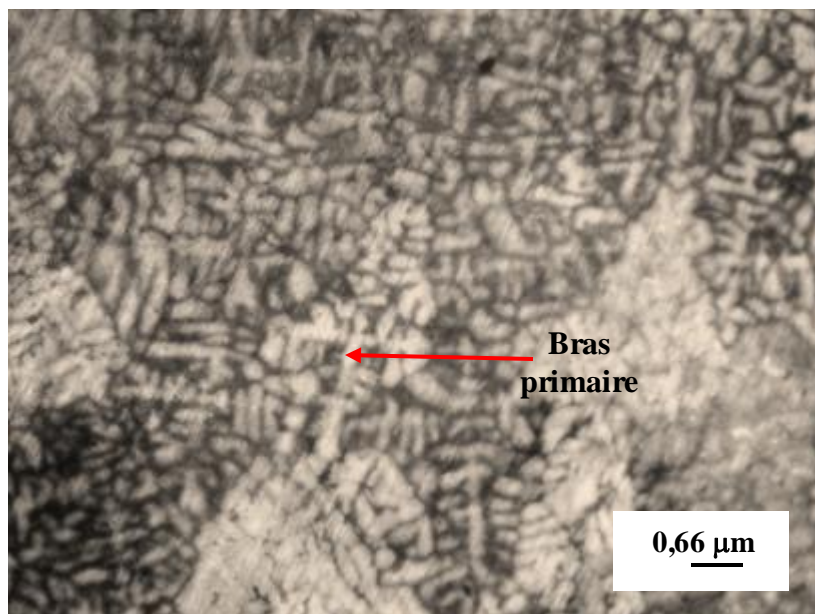
IV-1- Observation par microscopie optique

IV-1-1- Alliage binaire Al-5%Zn

La figure (IV-1) représente la microstructure de l'alliage binaire Al-5%Zn brut de fusion. La structure est dendritique colonnaire ramifiée en branches secondaires. D'autres observations à forts grossissements (figures (IV-2 (a,b))) montrent clairement les branches secondaires et tertiaires des dendrites. L'espacement entre les bras primaires (λ_P), secondaires (λ_S) et tertiaires (λ_T) sont respectivement: 24 μm , 21,6 μm et 23,1 μm .



Figures IV-1 : Micrographie optique de l'alliage Al-5%Zn brut de fusion à faible grossissement montrant une structure dendritique colonnaire.



Figures IV-2 (a,b) : Micrographies optique de l'alliage Al-5%Zn brut de fusion à différentes échelles d'observation montrant les bras primaires, Secondaires et tertiaires.

La figure (IV-3) à plus fort grossissement (X500) montre clairement la présence d'une phase eutectique de forme lamellaire, l'espacement λ entre les lamelles est de l'ordre de 1 μm . Cependant, les alliages Al-Zn forment une solution solide avec 5%Zn et l'eutectique ne se forme que pour des compositions élevées en zinc.

En revanche, cet eutectique a été également observé dans l'alliage binaire Al-10%Zn élaboré par fusion haute fréquence sous induction. Il est formé par la phase α -Al et la phase Al_3Fe [46]. La présence de l'impureté du fer dans l'aluminium a conduit à la formation du composé Al_3Fe [47]. Le fer et le silicium peuvent être présents dans les alliages d'aluminium sans qu'ils aient été ajoutés volontairement et forment des phases intermétalliques [48].

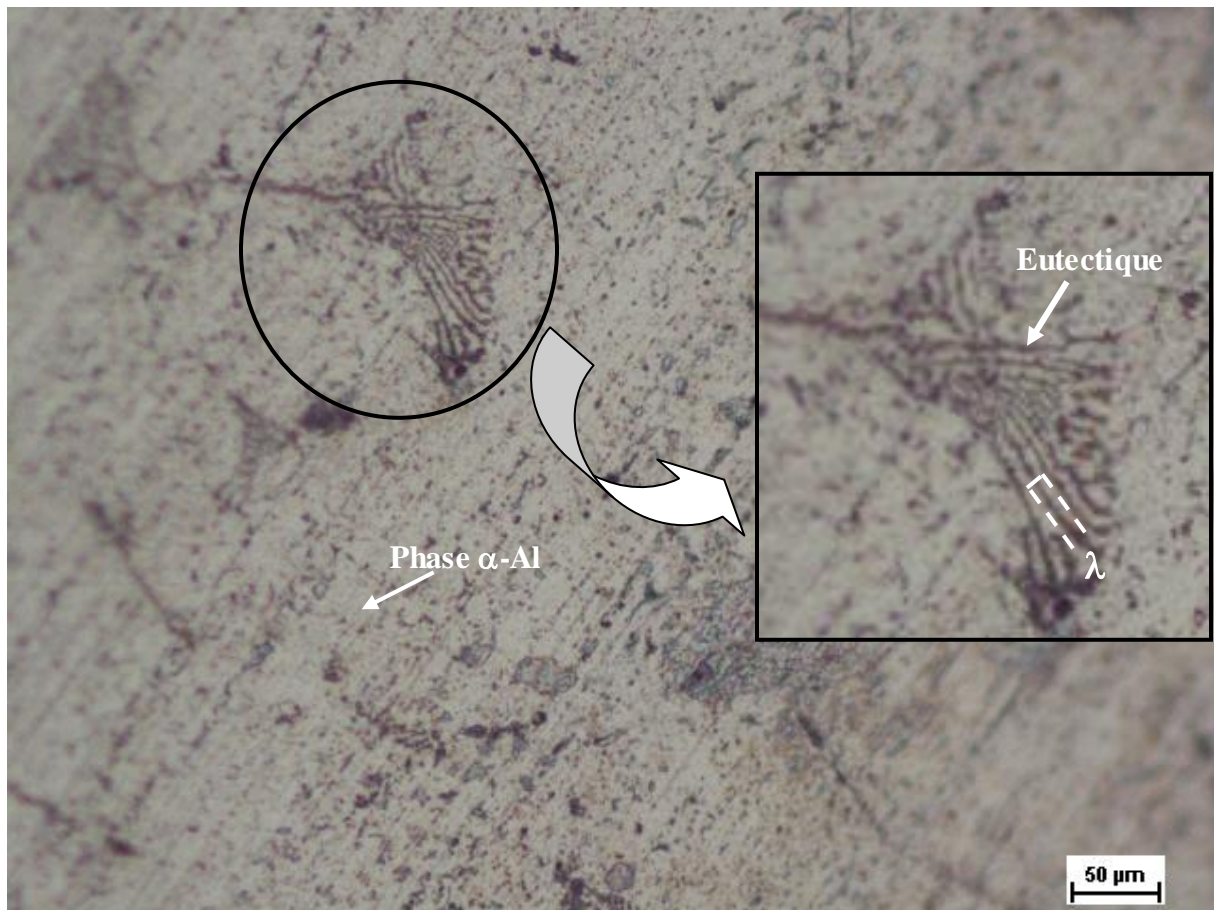


Figure IV-3 : Micrographie optique de l'alliage Al-5%Zn avec zoom sur la phase eutectique, " λ " est l'espacement entre deux lamelles d'eutectique.

IV-1-2- Effet de l'addition de Mg sur la microstructure de l'alliage binaire Al-5%Zn

L'addition de 5% en Mg à l'alliage binaire Al-5%Zn, donne une structure dendritique colonnaire ramifiée en branches secondaires et tertiaires (figure IV-4). Si l'on compare cette micrographie avec celle observée dans l'alliage binaire Al-5%Zn, on ne trouve pas une différence, seulement, les bras primaires de dendrites sont un peu espacés dans le cas de l'alliage ternaire. Ceci peut être attribué à la présence d'une précipitation dans les joints de grains formée par la présence de magnésium.

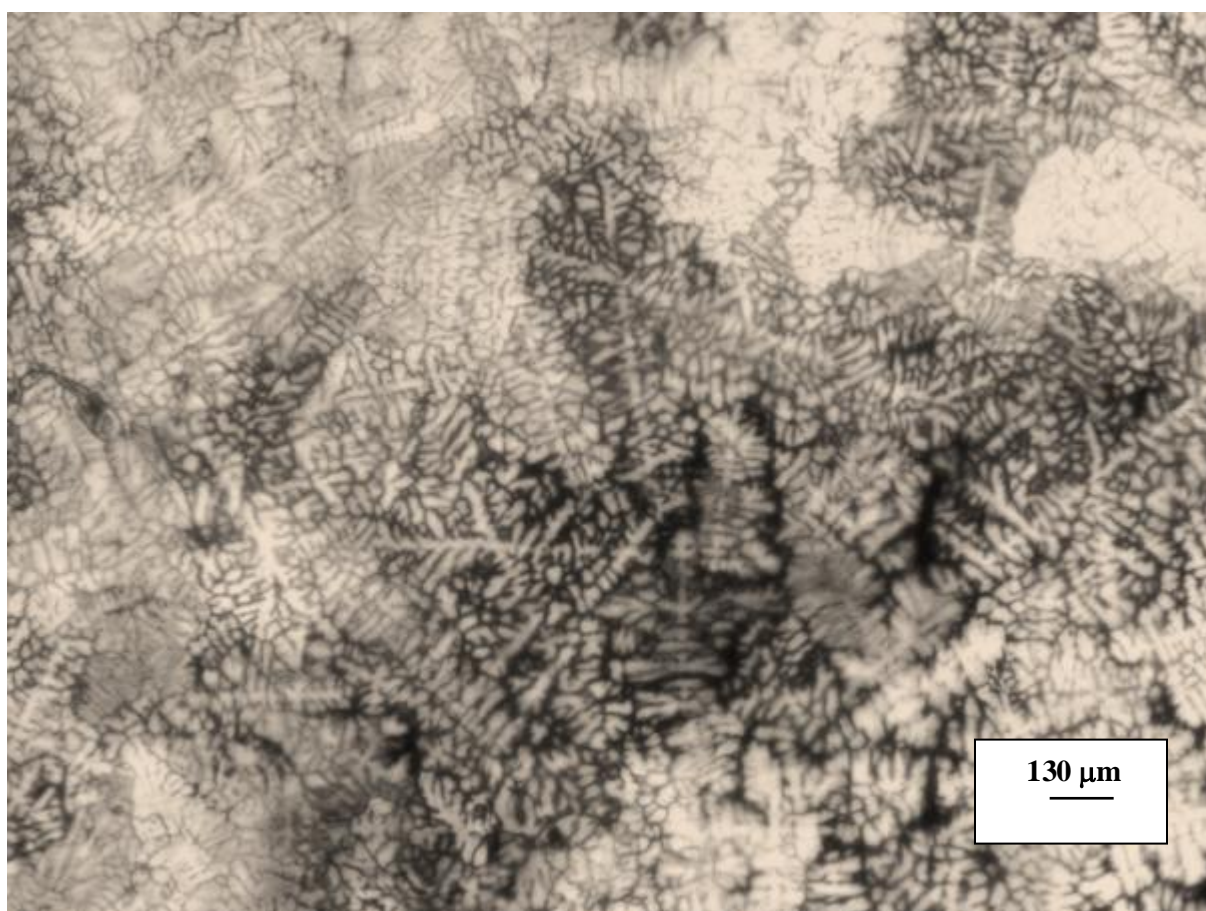


Figure IV- 4: Micrographie optique montrant la microstructure de l'alliage ternaire Al-5%Zn-5%Mg.

A d'autres échelles de grossissement (GX150), et comme le montre la figure IV-5, les bras primaires de dendrites apparaissent bien développées en branches secondaires et tertiaires. Les mesures de ces derniers, donnent les valeurs successives suivantes: 25,37 µm, 23,46 µm et 15,18 µm. On remarque que l'espacement entre les branches primaires est légèrement plus

élevé que celui calculé dans l'alliage binaire, ceci confirme la présence d'une précipitation dans l'espace interdendritique.

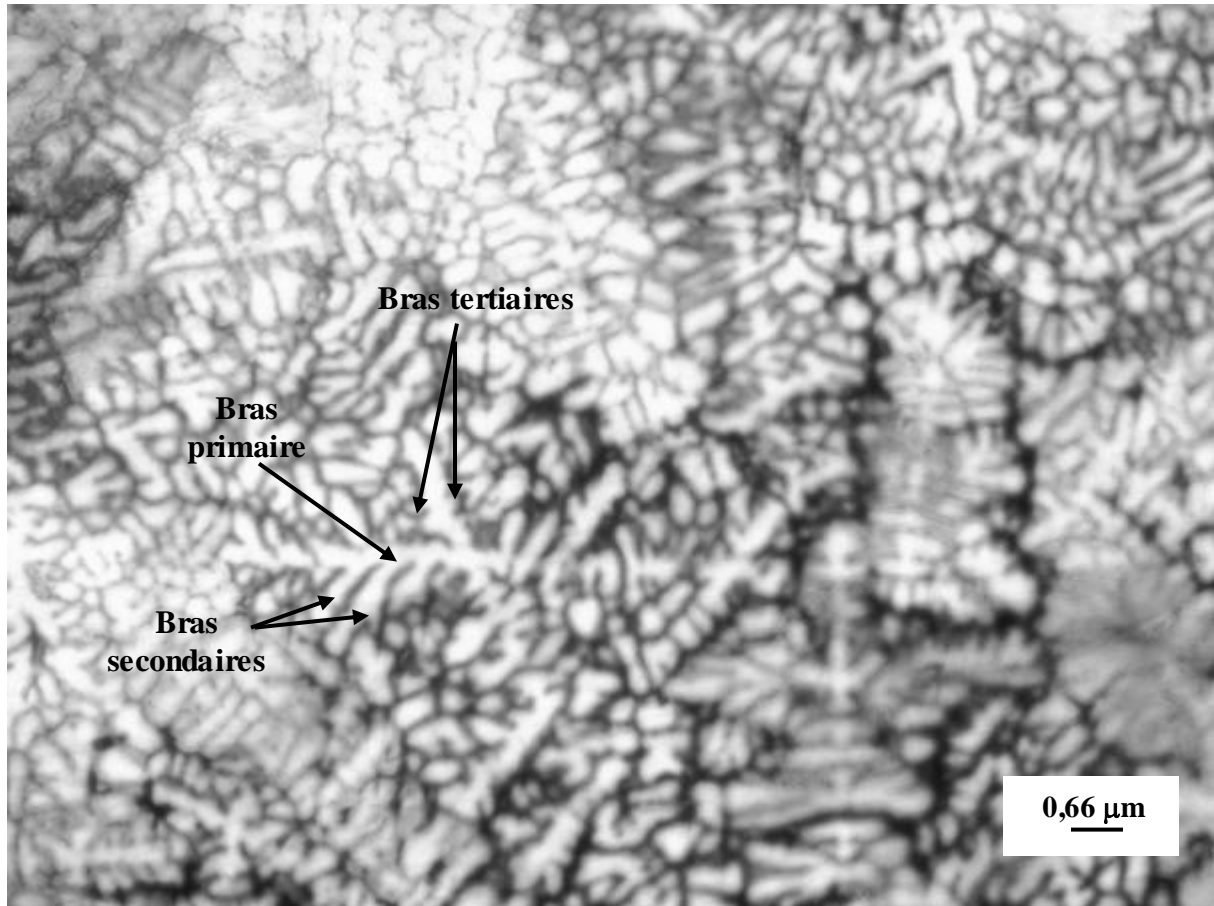


Figure IV-5 : Micrographie optique de l'alliage Al-5%Zn-5%Mg brut de fusion montrant les bras primaires, secondaires et tertiaires.

Il a été observé que l'addition de 3,1%wt.Mg à l'alliage binaire Al-5.3% wt.Zn provoque la précipitation dans les joints de grains de deux phases: $T-Al_2Mg_3Zn_3$ et $MgZn_2$. Lorsque la teneur en Mg augmente à 20% wt., la fraction volumique de ces précipités augmente [49].

D'autres travaux de recherche [50,51,52,53] ont confirmé la présence d'une microstructure à l'état brut des alliages ternaires Al-Zn-Mg, constituée d'une solution solide α -Al avec une précipitation d'une phase $T-Al_2Mg_3Zn_3$ formée par la présence de trois éléments (Al, Zn, Mg)

et, d'un eutectique constitué de deux phases α et T-Al₂Mg₃Zn₃ permettant la ségrégation (α + T-Al₂Mg₃Zn₃) aux joints de grains.

Si l'on compare la microstructure de notre alliage Al-5%Zn-5%Mg avec celles observés dans les deux alliages de la littérature [49] (figures IV-6 (a,b,c,d)), on trouve que les morphologies changent d'une composition à une autre. L'alliage Al-5.3%wt.Zn-3.1%wt.Mg présente une structure dendritique avec présence d'un eutectique, formé le long des joints de grains de la phase α -Al ainsi que de la phase T-Al₂Mg₃Zn₃ [49]. D'autre part, de précipités de 3 μ m de longueur ont été également observés dans le même alliage après un vieillissement. Les dendrites observées dans le cas de notre alliage, sont colonnaires bien développées en branches secondaires et tertiaires avec présence d'une précipitation de forme sphérique et de longueur 2 μ m.

Les deux figures IV-6-(b et d) montrent clairement ces précipités. Ces derniers sont observés à l'éta brut de fusion sans aucun traitement thermique. Il est possible que cet alliage a subi un vieillissement naturel à la température ambiante et on rappelle que notre alliage a été élaboré par une solidification rapide, ce qui peut provoqué un état hors équilibre. Lorsque la composition de Mg augmente à 20%wt., la microstructure obtenue est dendritique équiaxe avec un espacement de bras dendritique de 20 à 30 μ m. On peut conclure que la morphologie change lorsque la teneur en Mg augmente.

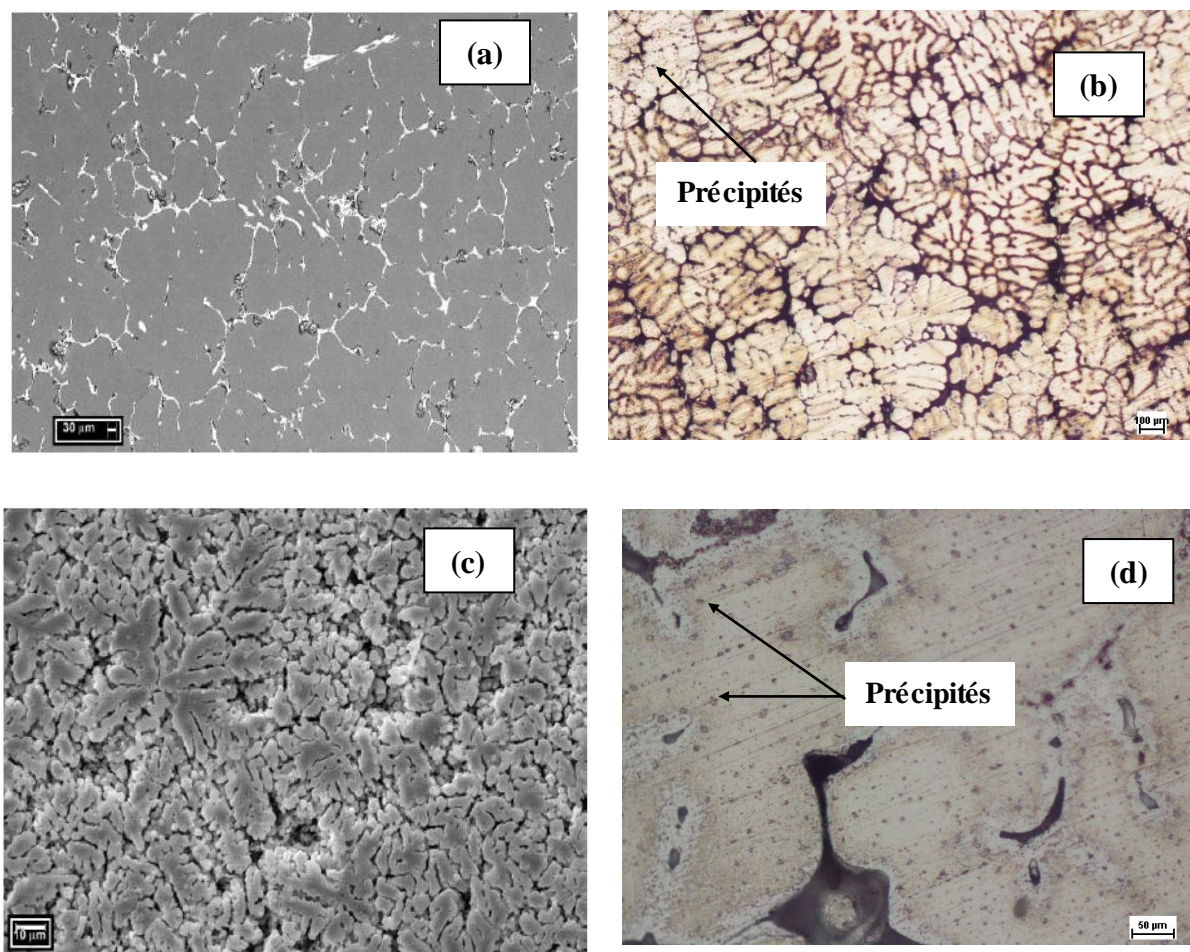


Figure IV-6: Micrographies optiques montrant la microstructure des alliages a) Al-5.3%Zn-3.1%Mg [49], b et d) Al-5%Zn-5%Mg [présent travail], c) Al-5.3%wt.Zn-20%wt.Mg [49].

IV-2- Diffraction des rayons X (DRX)

IV-2-1- Alliage binaire Al-5%Zn

Le diffractogramme des rayons X de l'alliage binaire Al-5%Zn est représenté dans la figure Figure IV-7. Nous avons utilisé le high score plus pour l'identification des phases présentes. La DRX montre que l'alliage est composé d'une solution solide α -Al (solution solide de zinc

dans l'aluminium). Cependant, la DRX ne révèle pas la présence du composé Al_3Fe observée par microscopie optique. Cela signifie que sa fraction volumique est inférieure à 1%.

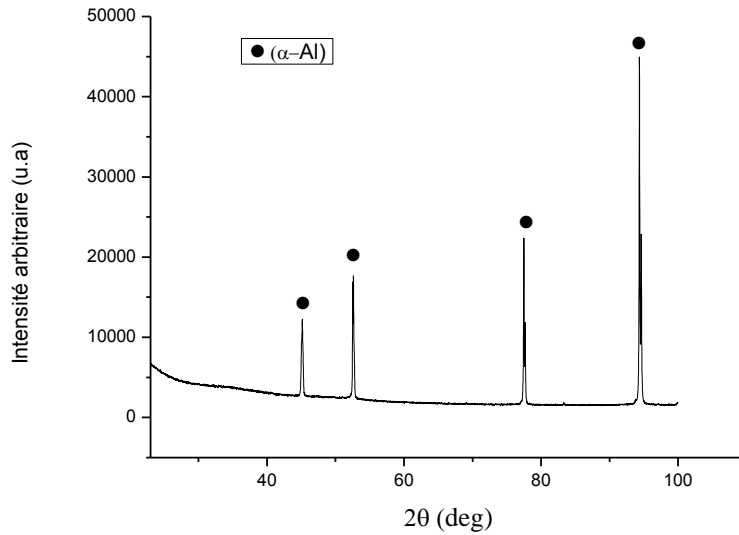


Figure IV-7: Diagramme de diffraction des rayons X de l'alliage binaire Al-5%Zn

Le tableau IV-1 rassemble les lignes de pics, les positions angulaires $2\theta_{hkl}$ des phases diffractées et identifiées ainsi que la distance interréticulaire entre deux plans cristallographiques de la famille (hkl).

A partir de la mesure des distances interréticulaires d_{hkl} et dans le cas d'un système cubique:

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}} \quad \text{IV-1}$$

Nous avons calculé le paramètre cristallin de la phase α -Al :

$$a = 0,404 \text{ nm}$$

Le paramètre cristallin de l'aluminium pur à 25°C est de 4,405 nm [7,8].

$$\Delta a = 0,405 - 0,404 = 0,001 \text{ nm}$$

$$a = 0,404 \pm 0,001 \text{ nm.}$$

Tableau IV-1: Tableau d'indexation des principales raies de diffraction X observées dans l'alliage binaire Al-5%Zn.

Ligne de pic	Intensité relative	Phase identifiée	2 θ° mesurés	2 θ° calculés	Plan (hkl)	d [Å] mesurées	d [Å] calculées
1	14,94	α -Al	45,01574	44,987	(1 1 1)	2,3366	2,3381
2	33,53	α -Al	52,4938	52,433	(2 0 0)	2,0226	2,0248
3	47,93	α -Al	77,4806	77,328	(2 2 0)	1,42940	1,4317
4	100	α -Al	94,3520	94,207	(3 1 1)	1,2195	1,2210

IV-2-2- Alliage ternaire Al-5%Zn-5%Mg

La figure IV-8 montre le diffractogramme de l'alliage ternaire Al-5%Zn-5%Mg à l'état brut. L'alliage est composé d'une solution solide α -Al et de précipités $\text{Mg}_{32}(\text{Al,Zn})_{49}$ [54] appelées aussi précipités $\text{T-Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ de structure cubique centré [55]. Le diffractogramme montre quelques réflexions de la phase $\text{T-Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ à faibles intensités. Ces réflexions sont bien visibles sur la figure IV-9.

Nos résultats sont en accord avec ceux obtenus dans les alliages ternaires à faible teneurs en magnésium (Al-5,31%Zn-(5,49- 7,33)%Mg) [54].

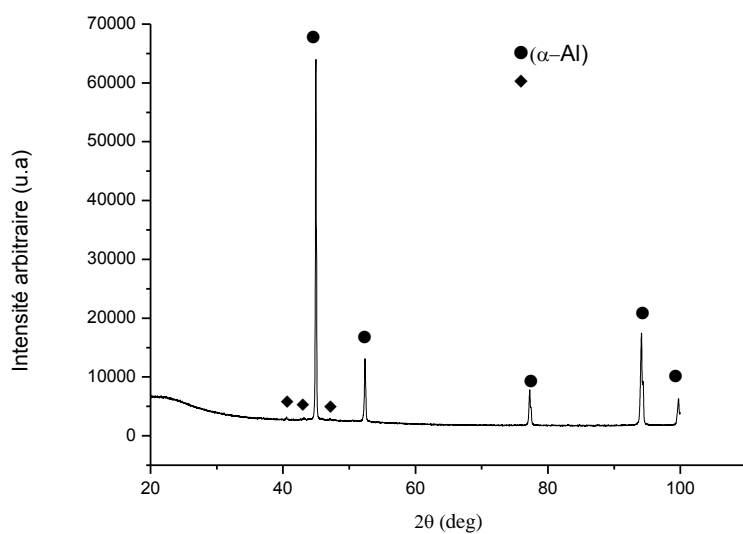


Figure IV-8: Spectre de diffraction de l'alliage ternaire
Al-5%Zn-5%Mg brut de fusion.

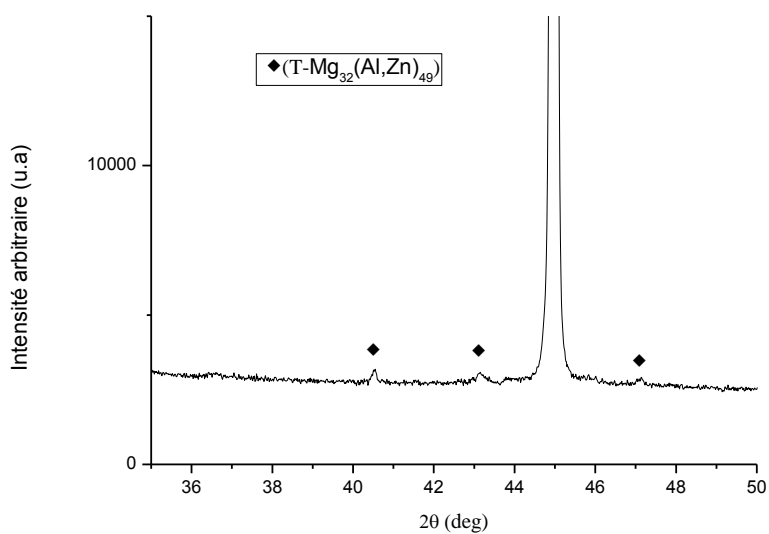


Figure IV-9: Raies de diffraction des rayons X
de la phase $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$.

On peut conclure que lorsqu'on place la composition de notre alliage Al-5%Zn-5%Mg sur le diagramme de phase ternaire Al-Zn-Mg (figure IV-10), on trouve qu'elle correspond à la phase α -Al (mentionnée (Al) sur le diagramme) ainsi que la phase T qui est $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$. Ceci confirme que les phases présentes dans notre alliage sont en bon accord avec le diagramme de phase [43,44].

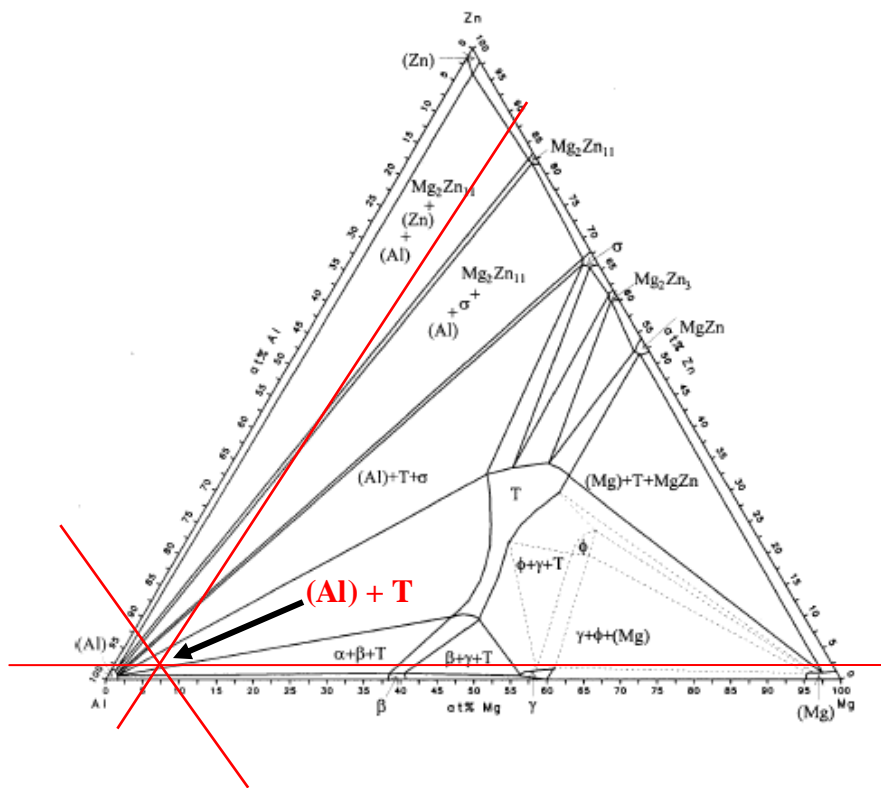


Figure IV-10- Diagramme ternaire Al-Mg-Zn à 25°C [43,44].

Le paramètre de maille de la phase α -Al déterminé à partir des mesures des distances interréticulaires des raies disponibles est $0,404 \pm 0,0005$ nm (Tableau IV-2).

Tableau IV-2: Tableau d'indexation des raies de diffraction x correspondant à l'alliage
Al-5%Zn-5%Mg

Ligne de pic	Intensité relative	Phase identifiée	$2\theta^\circ$ mesurés	$2\theta^\circ$ calculés	Plan (hkl)	d [Å] mesurées	d [Å] calculées
1	0,74	$Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$	40,53	40,29	(5 2 1)	2,58	2,597
2	0,69	$Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$	43,11	43,012	(530)	2,43	2,44
3	100	Al	44,96	44,99	(1 1 1)	2,34	2,338
4	0,59	$Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$	47,11	46,895	(6 2 0)	2,23	2,248
5	6,69	Al	52,53	52,432	(2 0 0)	2,025	2,025
6	9,48	Al	77,28	77,326	(2 2 0)	1,4325	1,431
7	23,95	Al	94,15	94,205	(3 1 1)	1,2215	1,221
8	3,95	Al	99,74	99,84	(222)	1,16	1,16

IV-3- Calorimétrie différentielle à balayage (DSC)

IV-3-1- Alliage ternaire Al-5%Zn-5%Mg

La figure IV-11 présente la courbe calorimétrique différentielle à balayage des deux cycles "chauffage-refroidissement" avec une vitesse de $10^\circ\text{C}/\text{min}$, de l'alliage ternaire Al-5%Zn-5%Mg brut de fusion. L'analyse de chaque cycle est représentée dans les deux courbes de DSC (figures IV- 12 et IV-13).

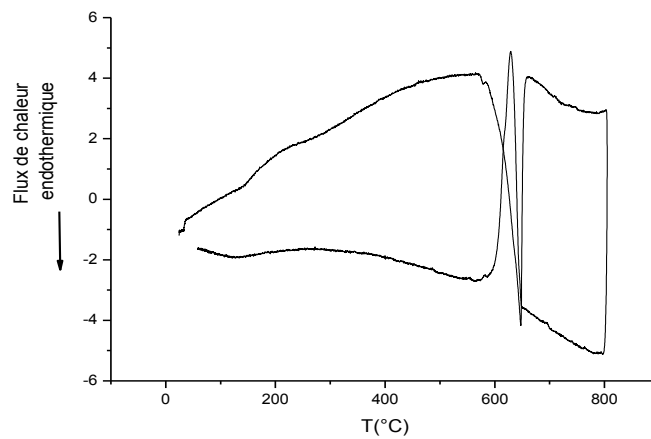


Figure IV-11-: Courbe de DSC des deux cycles chauffage-refroidissement de l'alliage ternaire Al-5%Zn-5%Mg.

La variation de la courbe de la DSC en chauffage (figure IV-12) de l'alliage ternaire Al-5%Zn-5%Mg brut de fusion en fonction de la température est représentée sur la figure IV-12. On observe un pic endothermique correspond à la fusion de la phase α -Al qui débute à 584,12°C et s'étend à 662,14°C. Le sommet du pic est à 647,52°C.

La courbe de DSC au cours du refroidissement du même alliage, présente un pic exothermique dans l'intervalle de température [650,71°C - 589,27°C], correspondant à la cristallisation (solidification) de la phase α -Al. Le sommet du pic est à 629,27°C (figure IV-13).

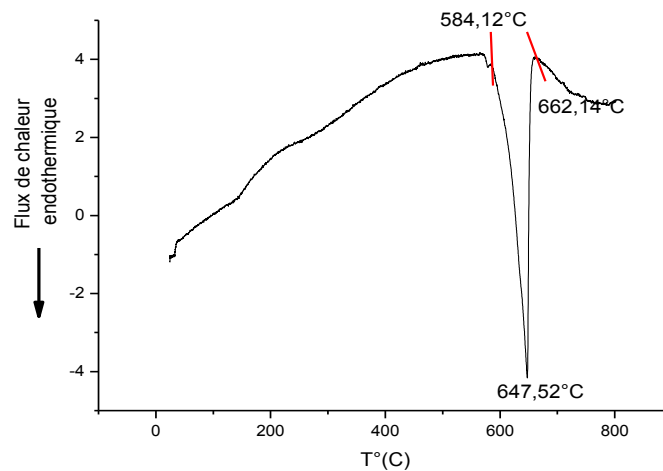


Figure IV-12: Courbe de DSC obtenue au cours du chauffage de l'alliage ternaire Al-5%Zn-5%Mg.

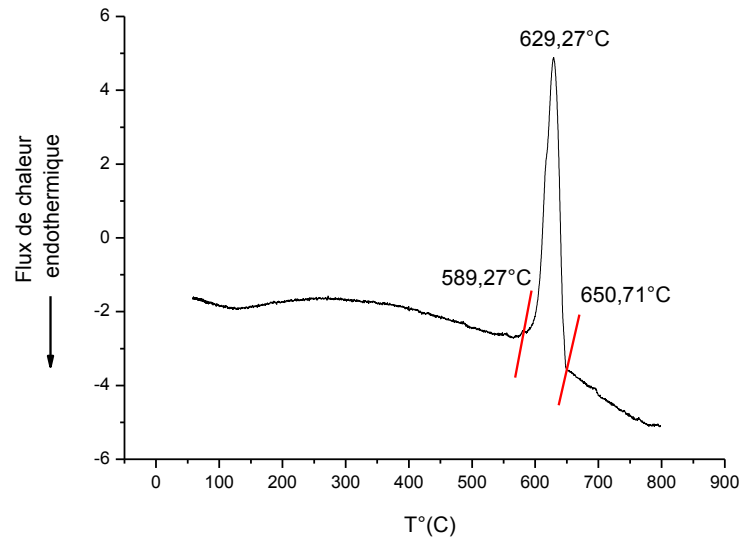


Figure IV-13: Courbe de DSC obtenu au cours du refroidissement de l'alliage Al-5%Zn-5%Mg.

IV-4- Microdureté Vickers

La figure (IV-14) montre les variations des mesures de la microdureté Vickers (HV) en fonction de la teneur en zinc dans les deux alliages binaire Al-5%Zn et ternaire Al-5%Zn-5%Mg. Nous avons comparé nos résultats avec d'autres alliages élaborés par la même méthode de fusion "HF".

La microdureté de l'aluminium pur élaboré par fusion haute fréquence à l'état brut est de 20 Hv [56]. Elle atteint 28 Hv pour une composition de 4% en zinc [57], puis elle passe à 32.5 Hv à 5% Zn. Dans le cas de l'alliage binaire Al-4%Mg [58], la microdureté est de 51 Hv. Cette valeur comparée avec celle de l'alliage binaire Al-5%Zn, est élevée. Ceci est dû à la présence des deux phases β -Al₃Mg₂ et γ -Al₁₂Mg₁₇ qui sont plus dure que la solution solide α -Al. L'addition de 5%Mg à l'alliage binaire Al-5%Zn augmente brusquement la dureté à 115.1 Hv. Cette augmentation est dû essentiellement à la précipitation de la phase T (Mg₃₂(Al,Zn)₄₉) qui est une phase durcissante.

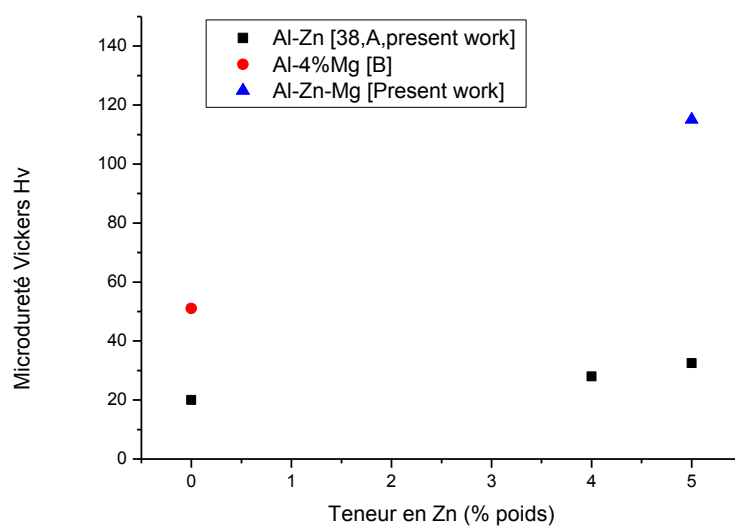


Figure IV-14: Variation de la microdureté en fonction de la composition en Zinc

Références bibliographiques

- [1]-K.R Van Horn, Aluminium : properties, physical metallurgy and phase diagrams, American Society for Metals (1971)
- [2]- M. Bernard, Cours de Chimie Minérale, Ed. Dunod, 18 306-30
- [3]-C. Vargel, Propriétés générales de l'aluminium et de ses alliages, Techniques de l'Ingénieur
- [4]- E. DIN-STIRBU, thèse de doctorat Université de Pitesti Roumanie, (2005)
- [5] - C.Vargel, corrosion de l'aluminium, paris p501 (1999)
- [6]- BRAHAMI Abdessamad, thèse de doctorat 3ème cycle LMD, Etude de l'influence du couplage entre les caractéristiques mécaniques et les sollicitations appliquées sur le comportement en fatigue des alliages d'aluminium, 2018.
- [7] -B.Barlas Thèse doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines deParis (2004)
- [8]- L. F. Mondolfo, Aluminium Alloys, Structures and Properties, Butterworth, 1st edition, London. (1976).
- [9]- J.P Baïllon, J.M.Dorlot, troisième édition, Montréal . Ecole Polytechnique de Montréal, p. 480(2000)
- [10]- J.E. Hatch, Metals Park, p319,(1984).
- [11]- J.E Hatch, Aluminium : properties and physical metallurgy, American Society for Metals (1984) 2
- [12]- S. Wernick et R. Pinner, Les traitements de surface et la finition de l'aluminium et de ses alliages, Ed. Eyrolles (1962)
- [13]- L. F. Mondolfo, Aluminum Alloys, Structures and Properties, Butterworth, London, vol. 12, p.14-18, (1976).
- [14]- B. Dubost, p. Sain fort, Techniques de l'ingénieur, traité Matériaux métalliques, Paris, vol.240, p. 2-37, (1994).
- [15]- J.R Daus, Aluminium and aluminium alloys, Materials Park (1993) 18
- [16]-D.J Alterpohl, Aluminium: Technology, application and environment, Metals and Materials Society (1998) 446

- [17]-The Aluminium Association N.Y last edition, Registration record of Aluminium Association Alloy Designations and Chemical Composition limits for Wrought AluminiumAlloys
- [18]- V. Castelhana, Examen Probatoire, Conservatoire National des Arts et Metiers Centre Regional de Champagne-Ardenne, vol. 34, p. 123, (2001).
- [19]- C. Augustin, Doctorat de L'université de Toulouse, (2008).
- [20]- R. Develay, Technique l'ingénieur, Traité de métallurgie, Paris, vol. 240, p. 11-18, (1994).
- [21]- J. Idrac, Thèse de Docteur, Institut Nation Polytechnique de Toulouse, (2005).
- [22]- R. Develay, Technique l'ingénieur, Traité de métallurgie, Paris, vol. 240, p. 11-18, (1994).
- [23]- P. Ouellet, Mémoire présenté à du Québec à Chicoutimi, (1997).
- [24]- F. Serradj, Mémoire de magister, Université de Constantine, (2005).
- [25]- I. Lakhtine. Métallographie et traitements thermiques des métaux, 2eme édition revue. Edition Mir. Moscou., 1986, pp. 367 - 386.
- [26]- CH. De Sansal, Grade de Docteur, École Centrale des arts et Manufactures. « École Centrale Paris », (2007).
- [27]- V. Castelhana, Examen Probatoire, Conservatoire National des Arts et Metiers Centre Regional de Champagne-Ardenne, vol. 34, p. 123, (2001).
- [28]- Yucel Birol, Scripta Materialia, vol. 52, p. 169-173, (2005)
- [29]- S. C. Wang, M. J. Starink, Mater Sci Eng A, vol. 386, p. 156-163, (2004).
- [30]- B. Dubost, p. Sain fort, Techniques de l'ingénieur, traité Matériaux métalliques, Paris, vol. 240, p. 2-37, (1994).
- [31]- M. F. Ashby ET D. R. H. Jones, Matériaux, tome 2: microstructure et mise en oeuvre, Ed. Dunod, vol. 23, p. 12, (1991).
- [32]- F. Serradj, Mémoire de magister, Université de Constantine, (2005).
- [33]- W Kurz, J.P. Mercier, G. Zambili, 2ème édition, presse polytechnique et universitaires Romandes, Suisse Lausanne ,(1995).
- [34]- S. P. Ringer, S. K. Caralrer, I. J. Polmear, Scripta Mater, vol. 39, p. 1559, (1998).
- [35]- S. Mecheri, Mémoire de magister, Université de Constantine, Algérie, (2007).
- [36] Mr ABD ELKEBIR Djamel, Contribution à la détermination expérimentale des contributions au durcissement de l'alliage Al-Zn (2012)

- [37] N.A.Chatanova, M. I. Zacharova, *Phy.Met.Metallorgr*, Vol. 26, pp. 123, (1968).
- [38] F. Abd El-Salam, M.M. Mostafa, L.A. Wahab, M.T. Mostafa, Sh.M.El-Aziz, *Mater.Sci. Eng. A*, (2007)
- [39] J.W. CAHN – *Act. Met.* 14, 1685 (1966)
- [40] H. Löffler, R. Ramlau. *Cryst. Res. Technol.*, 26, (1991), p. 81.
- [41]- T. B. Massalsky, editor. *Binary Alloy Phase Diagram*. ASM, 1986.
- [42]- Bruno Barlas, Thèse de Doctorat. Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie, (2004).
- [43] H. Liang, S.L.Chen, Y.A.Chang, A thermodynamic description of the Al-Mg-Zn System, *Metallurgical and materials transactions A* 28 (1997) 1725-1734
- [44] J.R.Davis, *Aluminium and aluminium alloys*, ASM Specialty Handbook (1993) 560-575
- [45] L.D. Willey: *Metals Handbook*, 8th ed, ASM, Metals Park, OH, (1973) 397-399.
- [46]- D. Lamrous, M. Y. Debili, and E. Boehm-Courjault *Journal of Advanced Microscopy Research* Vol. 8, 266–269, 2013
- [47]- P. Barrant, R. Gadeau, *l'Aluminium*, Tome 1 : Productions –Propriétés -Alliages, Edition Eyrolles, France 1964.
- [48]- D.E.Groteke, “Aproduction filtration process for alumiium melts”, international die casting congress and exposition, 1983, p7.
- [49]- S. Vuelas, S. Valdez, J. G. Gonzalez-Rodriguez, *Int. J. Electrochem. Sci.*, 7 (2012) 4171 - 4181
- [50]- Kuznetsov, G. M., Barsukov, A. D, Krivosheeva, G. B and Dieva, E. G(1986): “ A Study of Phase Equilibrium in Al-Zn-Mg Alloys, *Akad, Nayk, SSSR Met.*, 4, 198.
- [51]- Kilmer, R. J and Stonere, G. E (1991): *Light Weight Alloys for Aerospace Applications II, TMS*,
- [52]- S. Gudic, I. Smoljko, S. Kliskie, *Mater. Chem. Phys.* 121 (2010) 561.
- [53]- M. Elboujdaini, E. Ghali, R.G. Barradas, M. Girgis, *J. Appl. Electrochem.* 25 (1995) 412.
- [54- ASTM 1997 carte n° 00-019-0029.
- [55]- Socorro Valdez, M. Suarez, O.A. Fregoso and J.A. Juarez-Islas, *J. Mater. Sci. Technol.*, 2012, 28(3), 255-260.
- [56]- A.Bourbia, H.Bedboudi, M.Draissia, S.Boulkheissaim, M.Y.Debili, *Journal of X-Ray Science and Technology*, 18 (2010), 201-219.

[57]- Hayette BEDBOUDI, thèse de Doctorat, Etude de développement de structures dans les alliages à base d'aluminium : Al-Zn et Al-Cu-Zn, 2010.

[58]- SOUILAH Yamina, thèse de Doctorat, Caractérisation microstructurale et propriétés mécaniques et électrochimiques des alliages Al-Mg et Al-Cu-Mg, 2016.

Conclusion générale

Conclusion générale

Deux alliages binaire et ternaire Al-5%Zn et Al-5%Zn-5%Mg ont été élaborés par fusion haute fréquence sous induction et caractérisé par microscopie optique, diffraction des rayons X et par analyse thermique différentielle à balayage (DSC).

La microstructure de l'alliage binaire Al-5%Zn brut, est dendritique colonnaire ramifiée en branches secondaires. L'addition de 5% en Mg à l'alliage binaire Al-5%Zn révèle la même structure, seulement, les bras primaires de dendrites sont un peu espacés dans le cas de l'alliage ternaire.

La caractérisation par les rayons X diffraction des rayons X de l'alliage ternaire a révélé la présence d'une précipitation T-Al₂Mg₃Zn₃ appelée aussi Mg₃₂(Al,Zn)₄₉. Les phases présentes dans nos deux alliages sont en bon accord avec le diagramme de phase. L'analyse thermique par DSC, nous a informé seulement sur les températures de fusion et de cristallisation de la phase α -Al de l'alliage ternaire.

Les mesures de la microdureté Vickers (HV) en fonction de la teneur en zinc dans les deux alliages binaire Al-5%Zn et ternaire Al-5%Zn-5%Mg ont été étudiées et comparées avec d'autres compositions et d'autres alliages. La microdureté de l'alliage Al-4%Mg est plus élevée que celle de l'alliage binaire Al-5 %Zn mais moins élevé que celle obtenue dans l'alliage ternaire.