

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي

UNIVERSITE BADJI MOKHTAR - ANNABA
BADJI MOKHTAR – ANNABA UNIVERSITY



جامعة باجي مختار – عنابة

Faculté : Science de l'ingénierie
Département : Métallurgie et génie des matériaux
Domaine : Science technique
Filière : Métallurgie
Spécialité : Génie des surfaces métalliques

Mémoire

Présenté en vue de l'obtention du Diplôme de Master

Thème:

**Elaboration et caractérisation des alliages binaires Al – Cu
+ X% éléments (relations entre microstructure et propriétés
de l'alliage Al- Cu).**

Présenté par : Ferchichi Lilia

Encadrant : Pr. Mechachti Said

Université : BADJI MOKHTAR_ANNABA

Jury de Soutenance :

Mr. BOUDABENE. S	Pr	Badji mokhtar _Annaba	Président
Mr. MECHACHTI. S	Pr	Badji mokhtar _Annaba	Encadrant
Mr. TOUHAMI Med.Z	Pr	Badji mokhtar _Annaba	Examineur
Mme BOUHAMLIA .K	MCB	URASM/CRTI	Membre invité

Année Universitaire : 2019/2020

Remerciement

J'adresse mes sincères remerciements à mon encadreur monsieur MECHACHTI professeur à l'université de Badji Mokhtar Annaba, pour ses précieux conseils et ses coordinations tout au long de la réalisation de mon travail.

Je tien également à exprimer mes vifs remerciement à Madame BOUHAMLA chef de projet matériaux- environnement et normalisation URSM, Annaba Algérie pour son accueil, son assistance et son sens de former et d'informer.

Mes remerciements vont aussi à tous les membres de jury qui m'ont fait l'honneur de participer au jury afin d'évaluer cette thèse.

Enfin, je ne peux pas oublier les gens de l'université de métallurgie et génie des matériaux. je les remercie sincèrement pour m'avoir donner ce niveau d'ingénieur.....

Ferchichi Lilia

Dédicace

*Avec tout mes respect, je dédie ce mémoire à ma mère pour son amour, ses encouragements et surtout ses sacrifices et à la mémoire de mon père la paix à son âme
mon frère et ma sœur, qu'ils m'ont éclairé, guidé et aidé, pour cela je leur dédie ce travail on leur disant "Que dieu vous bénisse, je n'oublierais jamais ce que vous avez fait pour moi"*

Et à toute ma famille et mes amies.

je vous aime

SOMMAIRE

Introduction générale	01
Présentation du projet et de ses objectifs	03
Partie I : partie bibliographique	
1-Historique.....	04
I- Généralité sur l'aluminium et ses alliages.....	05
II- Les principaux alliages	
a) Les alpx	
c) Les duralumins	
b) Les zircals	
d) Les duralinox.....	06
II.2- Les Alliages Al-Cu	
III -Les propriétés mécaniques et physiques.....	07
a) Légèreté.....	08
b) La conductivité électrique et thermique	
c) La tenue à la corrosion	
d) Recyclage d'Al	
IV -Rôle des principaux constituants	
a) Aluminium	
b) Cuivre.....	09
c) Silicium	
d) Magnésium	
e) Zinc	
f) Titane	
g) Antimoine, Sodium, Strontium	
IV.1- Affinage des grains d'Aluminium.....	10
IV.2- Les alliages mères	
V- Le duralumin: premier alliage d'aluminium aéronautique.....	11
VI-Effets de l'homogénéisation sur les comportements de dissolution et de précipitation des phases intermétallique pour un alliage Zr et Er contenant Al-Zn-Mg-Cu.....	14
VI.1- Analyse Calorimétrique DSC.....	16
VI.2- Dissolution des phases intermétalliques sous homogénéisation différente conditions.....	16
VI.3- Conclusion.....	19
VII-Cinétique de décomposition de la martensite dans un alliage Cu-Al modifié par Gd	
VII .1- Propriétés microstructurales des alliages frittés Al-Cu-Mg-Sn	
VII .2- Distribution de la taille des grains	
VII.3- Conclusion.....	23
VIII. Développement d'alliages Cu-Al hautement résistants à l'usure.....	24
VIII.1- Traitement des alliages Cu-Al	

VIII.2- Surfaces usées et des mécanismes d'usure.....	26
VIII.3- Conclusion.....	28
VIII. Propriétés mécaniques améliorées Al-Cu résistant aux hautes températures alliage coulé par microalliage de Mg.....	29
VIII.1- Etude comparative de la résistance à haute température de divers alliages d'aluminium moulés	32
VIII.2- Cinétique de décomposition de la martensite dans un alliage Cu-Al modifié par Gd....	33
VIII.3- Effet du Zn sur l'évolution des précipitations et les propriétés mécaniques d'un alliage coulé haute résistance Al-Li-Cu	35
VIII.4- conclusion.....	39
Conclusion générale	40

Références bibliographiques

Liste des figures

Liste de figures

Figure	Titre	page
	Partie 1	
Figure 1	<i>La bauxite</i>	04
Figure 2	<i>Production d'alumine à partir de bauxite : procédé bayer</i>	13
Figure 3	<i>Microstructure de l'alliage moulé: (a) microstructure optique; (b) - (d) image électronique rétrodiffusé</i>	15
Figure 4	<i>Diagrammes de diffraction des rayons X des alliages coulés et homogénéisés</i>	16
Figure 5	<i>Analyse DSC du lingot d'alliage moulé Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Er</i>	16
Figure 6	<i>Images d'électrons rétrodiffusées d'alliage homogénéisé: (a) H1; (b) H2; (c) H3; (d) H4; (e) H5</i>	17
Figure 7	<i>Images SEM des poudres élémentaires. A) Aluminium, b) cuivre, c) magnésium, d) étain</i>	20
Figure 8	<i>Analyse granulométrique des poudres crues</i>	20
Figure 9	<i>Image SEM d'un alliage a) Al4Cu0.5Mg, b) Al4Cu0.5Mg1Sn fritté à 560 C</i>	21
Figure 10	<i>Modèles XRD des alliages frittés à 560 C</i>	22
Figure 11	<i>Image SEM d'un alliage a) Al4Cu0.5Mg0.1Sn, b) Al4Cu0.5Mg0.5Sn fritté à 580 °C</i>	22
Figure 12	<i>Schéma XRD acquis des échantillons frittés à 620°C</i>	23
Figure 13	<i>Comparaison des diagrammes de diffraction des rayons X d'alliages Cu, Cu-5Al et Cu-15Al pressés à chaud (conditions de presse à chaud: 500 °C, 500 MPa, 30 min)</i>	24
Figure 14	<i>Microstructures SEM de (a) cuivre pur et (b) Cu-15Al échantillons pressés à chaud. Différentes phases sont marquées comme région 1 (Cu0.78Al0.22) et région 2 (Cu9Al4) en Cu-15Al; la quantification élémentaire correspondante est montrée sur la base de SEM-EDS</i>	25
Figure 15	<i>Coefficient de frottement des alliages Cu – Al après glissement contre un disque en acier EN 31 à une vitesse de glissement de 0,25 m / s et une charge normale de 39,2 N</i>	26
Figure 16	<i>Micrographies MEB des surfaces usées du Cu-Alliage 5Al après glissement contre un disque en acier EN 31 charge appliquée de 39,2 N, distance de glissement de 2000 m et une vitesse de glissement de 0,25 m / s. (a) Vue de Cu-Surface de l'échantillon 5Al, (b) micrographie SE de la surface usée et la surface usée à fort grossissement est montrée comme un encart et (c) une micrographie de l'ESB de la surface usée. EDS correspondant de la couche d'oxyde</i>	27
Figure 17	<i>Micrographies MEB des surfaces usées du cuivre pur après glissement contre un disque en acier EN 31 à une charge appliquée de 39,2 N, distance de glissement de 2000 m et vitesse de glissement de 0,25 m / s. (a) Vue d'ensemble de la surface de l'échantillon de Cu, (b) surface usée à faible grossissement et (c) Surface usée à fort grossissement. L'EDS correspondant de la surface usée et des débris d'usure</i>	27
Figure 18	<i>Micrographies optiques typiques montrant (a) la structure des grains et (b, c) les phases intermétalliques d'alliage avec 0,19% de Mg dans les conditions de coulée (a, b) et en solution (c)</i>	29

Liste des figures

Figure 19	Images TEM en champ clair (a, c) et SADP correspondant (b) de l'alliage 0 Mg vues le long de $\langle 001 \rangle \alpha$ -Al. La flèche en (c) indique Θ' précipités qui ont nucléé sur une luxation, formant une structure d'escalier	30
Figure 20	Images TEM en champ clair (a, c) et SADP correspondants (b) de l'alliage 0,13 Mg vues le long de $\langle 001 \rangle \alpha$ -Al	30
Figure 21	Courbes DSC typiques pendant le chauffage d'alliages 0 Mg et 0,13 Mg: (a) échantillons traités au T7 et (b) en solution et trempés	31
Figure 22	Images TEM en champ clair (a, b, c) et SADP correspondants (d, e, f) vues le long de $\langle 001 \rangle \alpha$ -Al en alliage 0 Mg (a et d), alliage 0,13 Mg (b et e) et 0,19 mg d'alliage (c et f).	31
Figure 23	(a) Image TEM en champ clair et (b) le SADP correspondant de l'alliage 0,13 Mg vu le long de $\langle 001 \rangle \alpha$ -Al après exposition à 300 C pendant 1000 h	32
Figure 24	(a) Tracés des variations de la micro-dureté avec la température de trempé. (b) Micrographies électroniques à balayage obtenues pour l'alliage Cu81.1Al18. (c) Micrographies électroniques à balayage obtenues pour l'alliage Cu79.7Al19.2Gd1.1	34
Figure 25	Diagrammes XRD d'alliages Al-2.5Li-1.5Cu-0.5 Mg-xZn-0.15Zr: (a) État brut de coulée; (b) État trempé	36
Figure 26	Microstructures d'alliages moulés Al-2.5Li-1.5Cu-0.5Mg-0.15Zr avec addition de Zn différente, indiquant l'espacement graduellement réduit des bras en dendrite dû à l'augmentation de la teneur en Zn: a) alliage de base; (b) alliage de 0,5 Zn; (c) alliage 1 Zn; (d) alliage de 1,5 Zn	37
Figure 27	Microstructures des alliages étudiés après mise en solution: (a) Alliage 1 Zn; (b) alliage de 1,5 Zn; (c) micrographies SEM rétrodiffusées d'un alliage à 1 Zn; (d) Micrographies SEM rétrodiffusées d'alliage 1,5 Zn	37
Figure 28	Cartographie des éléments SEM d'un alliage moulé à base de Zn: (a) distribution d'Al; (b) Distribution de Cu; (c) Distribution de Mg; (d) Distribution de Zn	38
Figure 29	Images TEM des alliages vieillis pendant 32 h: (a) Image BF de l'alliage de base avec les modèles de diffraction de zone sélectionnée (SAED) pour la matrice orientée $B = [011]$; (b) image CDF δ' de l'alliage de base; (c) image BF de l'alliage 1 Zn ($B = [011]$, encadré); (d) Image δ' CDF de l'alliage 1 Zn	38
Figure 30	Propriétés mécaniques et courbes de contrainte-déformation techniques typiques des alliages Al-2.5Li-1.5Cu-x Zn ($x = 0, 0.5, 1, 1.5$)-0.5 Mg-0.15Zr: (a) et (b) propriétés mécaniques des alliages à l'état trempé; (c) et (d) propriétés mécaniques des alliages à l'état vieilli à 175 ° C-32 h; (e) et (f) propriétés mécaniques des alliages à l'état vieilli à 175 ° C-64 h	39

Liste des tableaux

Liste des tableaux

Tableau	Titre	Page
	Partie 1	
<i>Tableau 1</i>	<i>Les concentrations sont en pourcentage massique. Les valeurs en caractères gras sont celles des éléments caractéristiques de l'alliage concerné</i>	6
<i>Tableau 2</i>	<i>Caractéristiques physiques et mécaniques à température ambiante des métaux purs Al et Cu</i>	7
<i>Tableau 3</i>	<i>Compositions chimiques des phases secondaires de l'alliage moulé (à.%)</i>	15
<i>Tableau 4</i>	<i>Composition chimique des phases secondaires dans l'alliage homogénéisé (à %)</i>	17
<i>Tableau 5</i>	<i>Résultats de l'analyse EDX des points représentés sur la figure 9</i>	21
<i>Tableau 6</i>	<i>Résultats de l'analyse EDX des points représentés sur la figure 10</i>	22
<i>Tableau 7</i>	<i>Microstructure, densification et dureté des alliages Cu – Al (conditions de traitement: 500 ° C, 500 MPa, 30 min)</i>	25
<i>Tableau 8</i>	<i>Compositions chimiques et densités mesurées des alliages étudiés</i>	35

Introduction générale

Introduction Générale

Les alliages non ferreux sont sollicités par divers domaines. Les industriels cherchent actuellement à substituer l'acier par des alliages plus légers et ayant des propriétés meilleures. Dans le domaine automobile le poids des véhicules est tant recherché pour pallier à la forte consommation de carburants, la demande de nouveaux alliages plus légers, de meilleures propriétés et répondant aux normes de sécurité est devenue à l'ordre du jour des discussions stratégiques et économiques.

De par leurs performances, les alliages d'aluminium, comparés aux alliages ferreux, sont dans de nombreux cas incontournables lorsqu'ils sont jugés du point de vue conductivité électrique et tenue à la corrosion. L'Aluminium allié à des éléments d'addition bien précis est très sollicité par le secteur aéronautique et automobile.

Les objectifs de ce projet sont orientés vers l'amélioration des propriétés d'emploi des alliages d'aluminium. Ceci se réalisera suite à l'addition d'éléments d'alliage affinant et le traitement thermique. Ces additions jouent le rôle de centre de germination lors de la solidification de l'alliage et par conséquent contribuent à l'affinement de la taille des grains.

Le concept de base s'articule sur la diminution de la taille des grains en vue d'améliorer les propriétés mécaniques ainsi que d'autres propriétés d'emploi qui varient selon le domaine d'exploitation de l'alliage. Dans le secteur automobile, les alliages d'aluminium trouvent différentes applications tels que les roues, le bloc moteur et les pistons. L'usinabilité et les performances mécaniques de ces alliages peuvent être améliorées par le moyen de l'affinage des grains. Ces additions, en fonction de la composition de l'alliage (hypoeutectique, eutectique ou hypereutectique) affectera positivement la finesse des dendrites primaires d'aluminium et des phases eutectiques.

Dans ce projet, la proportion des éléments d'addition est variée dans une grandeur où une influence sur les propriétés de l'alliage produit est atteinte. L'alliage de base utilisé dans ce travail est un alliage à base aluminium et les éléments ajoutés sont ajoutés sous forme de poudre nanostructurée et sous forme d'alliage mère. Les éléments sollicités dans ce travail sont : Zr, Mn, V, Sr, Mg, Cu, Ag, Zn, La, Ce, Ni, Ti, Nb, Cr, B...etc. La variation de la nature et de la proportion des additions sera effectuée dans un éventail pouvant fournir des caractéristiques optimales.

Actuellement, il n'existe sur le marché local que des pièces en alliage non ferreux conventionnels. Les pièces de caractéristiques particulières sont importées de l'étranger. Les fonderies algériennes, n'ont pas encore rénové leur processus de fabrication et continuent à mettre sur le marché une gamme limitée de produits. Leur technique est obsolète et le produit qu'elles commercialisent n'est destiné que pour un marché très restreint pour des utilisations très simples qui ne dépassent pas l'échelle de la quincaillerie afin de répondre à des besoins élémentaires du quotidien. En parallèle, la recherche scientifique a acquis une avancée considérable dans la production de nuances d'alliages non ferreux destinées pour des applications pointues allant de l'aéronautique jusqu'au domaine automobile.

Les caractéristiques des alliages non ferreux ont considérablement été améliorées. Plusieurs efforts ont été déployés pour arriver à cette fin. Parmi lesquelles nous citons l'affinage des

grains des alliages Al-Si sollicités par le secteur automobile, moyennant l'addition d'éléments d'alliage bien précis. Ceci s'est répercuté sur la qualité du produit fini et aussi a introduit une valeur ajoutée sur l'aspect sécurité. Notre approche, par le biais de ce projet, est de contribuer à la mise au point de nuances d'alliages à base d'Aluminium moyennant l'ajout d'éléments inhibiteurs de grossissement de la taille des grains ainsi que d'autres éléments. Sachant que la germination des premiers cristaux dans le liquide est le premier phénomène à maîtriser pour contrôler les structures du solide, les éléments affinant ajoutés, jouent le rôle de centre de germination et contribuent à la formation d'une structure fine. Cette dernière offre un meilleur comportement au matériau et une durée de vie plus longue.

A travers ce projet, des études portant sur l'effet des éléments des additions sur la variation des propriétés d'emploi et sur la variation de la microstructure et de la morphologie et la distribution des composants structuraux seront effectuées. La réalisation des fusions, la coulée des pièces ainsi que le traitement thermique et thermomécanique sont à la base de ce projet. Les nuances élaborées feront l'objet d'études sur la solidification et les transformations structurales avant et après traitement.

Ce travail s'articule autour de trois chapitres:

- Le premier chapitre présente une synthèse bibliographique relative aux différents familles et propriétés de l'alliage Al-Cu.
- Dans le deuxième chapitre seront exposés les techniques expérimentales et les matériaux utilisés dans le cadre de la réalisation de cette étude.
- Le troisième chapitre est consacré aux résultats obtenus et à leurs interprétations.

Présentation du projet et de ses objectifs

Le présent travail explore les alliages Al-Cu-X par compactage des poudres et pressé à froid à haute pression qui conduit à l'obtention d'une microstructure fine et une amélioration des propriétés.

Les matériaux utilisés dans ce travail étaient des poudres de cuivre pur à 99,5% et des poudres d'aluminium (qualité commerciale Al, 99 % de pureté avec une taille moyenne de particules

A travers ce projet, des études portant sur l'effet des éléments des additions sur la variation des propriétés d'emploi et sur la variation de la microstructure et de la morphologie et la distribution des composants structuraux seront effectuées. La réalisation des fusions, la coulée des pièces ainsi que le traitement thermique et thermomécanique sont à la base de ce projet. Les nuances élaborées feront l'objet d'études sur la solidification et les transformations structurales avant et après traitement.

Ce projet vise les objectifs suivants:

- Développement de nouvelles nuances d'alliages non ferreux à grains fins ;
- Etude de l'affinage des grains dans les pièces métalliques ;
- Amélioration des propriétés d'emploi des alliages ;
- Introduction de nouvelles pratiques dans le processus d'élaboration des alliages ferreux des fonderies nationales.
- Acquisition de nouvelles connaissances et savoir-faire ;
- Maîtrise de la technique d'élaboration et de coulée des pièces en alliages d'aluminium
- Maîtrise de la mise à la nuance des alliages d'aluminium ;
- Acquérir des connaissances sur les phénomènes de solidification et de germination des alliages d'aluminium.

Programme de travail :

- Alliage étudié : Al-Cu-X,
- Constitution de l'alliage par compactage des poudres,
- Fusion de l'alliage par le moyen d'un four à induction à haute fréquence,
- Préparation des échantillons,
- Traitement thermique,
- Observation métallographique sur microscope optique et MEB avec microanalyse des phases sur échantillons brut et traité,
- Identification et quantification des phases par DRX,
- Micro-dureté,
- Essais de corrosion.

Partie 1: Etude bibliographique

Historique

L'aluminium représente environ 7,5 % en masse dans l'écorce terrestre, a été connu pour la première fois par le chimiste français Sainte-Claire Deville en 1854 qui a présenté un petit lingot produit par des méthodes chimiques, Mais le véritable début du développement de l'aluminium et de son industrie des alliages remonte à 1886, Paul Héroult de France et Charles Martin Hall des Etats-Unis ont inventé le procédé d'électrolyse de l'aluminium et ses alliages.

La seule source de ce métal c'est les bauxites (Al_2O_3 , $\text{Al}(\text{OH})_3$) qui sont des roches riches en aluminium(45 à 60%) mais contient aussi 20 à 30% d'oxyde ferrique (Fe_2O_3) ainsi que de la silice, de l'oxyde de titane et de l'eau [1]. Le nom de "bauxite" vient de village des baux-de-Provence des Bouches-du-Rhône (France) [2]. La bauxite est le minéral le plus fréquent pour obtenir l'alumine, qui est un matériau intermédiaire nécessaire à la production d'aluminium et à la production d'aluminium par électrolyse d'alumine dans la cryolithe (Na_3AlF_6) fondue, à environ 1000°C dans une cuve comportant un garnissage intérieur en carbone [3]. Pour obtenir 2 tonnes d'aluminium il faut environ 4 tonnes de bauxite, desquelles on extrait 1 tonne d'aluminium par le procédé d'électrolyse. [4]



Figure.1. La bauxite [5]

Pour obtenir une tonne d'aluminium il faut :

- 1 900 kg d'alumine ;
- 380 kg de coke ;
- 100 kg de brai ;
- 15 kg de produits caryolytiques (Na_3AlF_6) ;
- 13 000 kWh d'énergie électrique.

L'aluminium pur est 3 fois léger que l'acier et présente une bonne déformation plastique, une résistance chimiques aux des atmosphères différentes,, une bonne soudabilité et de bonnes performances à basse température. Cependant, ce métal possède une faible résistance mécanique. Il représente donc aujourd'hui seulement 10% de la consommation mondiale, principalement dans le domaine de l'électricité et de l'emballage [6]. Afin d'améliorer ses performances et d'étendre son utilisation, les métallurgistes ont tenté de le durcir à partir de la production industrielle. Toutes les méthodes de durcissement de l'aluminium fonctionnent

selon le même principe : elles rendent difficile le mouvement des défauts de sa structure cristalline, appelés dislocations, qui lui permet de s'adapter aux déformations, Pour ce faire des éléments sont ajoutés à l'aluminium. Il existe trois types d'addition: Une principale, représentant souvent quelques pourcents, qui détermine la nature de la famille d'alliage.

I. Généralité sur l'aluminium et ses alliages

L'Aluminium est un élément de l'IIIème groupe de la classification de Mendeleïev avec une masse de minerai représentant 8%, après l'oxygène (46.71%) et le silicium (27.69%) et devant le fer (5.05%), dont le numéro atomique $Z=13$. selon la règle de Klechkowski et le principe d'exclusion de Pauli, la structure électronique est : $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^1$.

La masse atomique 26,98.7 kg/m³ (environ 27), possède un réseau cubique à faces centré à équidistance : $a = 4,0412 \text{ \AA}$, Sa caractéristique la plus importante est la faible densité (2,7 g/cm³). L'Aluminium est difficiles d'avoir une degré de pureté dépassant 99.9999% à cause de la présence des éléments étrangers ou les impuretés.

Après plusieurs recherches scientifiques et certains développements, l'introduction de l'alliage de l'aluminium joue un rôle important dans l'amélioration des performances de l'aluminium. Aujourd'hui, l'aluminium et ses alliages arrivent en 2^{ème} position après le fer dans la structure industrielle de diverses pièces. On note qu'il existe plusieurs familles d'alliages d'aluminium qui diffèrent par leurs éléments d'addition, nous focalisons dans ce travail l'alliage d'aluminium AL-Cu qui possèdent des propriétés mécaniques intéressantes.

II. Les principaux alliages

On distingue des alliages de fonderie sans et avec durcissement structural et alliage de corroyage avec et sans durcissement structural :

1) Les alpax (AL+ Si) : des propriétés mécaniques moyennes ont une bonne coulabilité et sont utilisés comme des pièces de fonderie, Exemple : A-S10, A-S13 : certes, piston, culasse de moteur, appareillage alimentaire...etc.

L'ajoute Mn et Cu en tant qu'alliages supplémentaires améliore leur propriétés par durcissement structural. des éléments d'addition

2) Les duralumins (AL+Cu) : constituent environ de 94% d'Al, 4% de Cu, 0,5% de Mn et 0,5% Mg, sont des alliages à durcissement structural alliant de bonne caractéristiques mécaniques et de bonne possibilité de déformation , en revanche sont difficilement soudable (brulure interne , fragilité à chaud) et sont pas résistant à la corrosion intercrystalline (couple électrochimique interne) et pour remédier ce problème pour les revêtement , on les protège généralement par une mince pellicule d'Al.

3) Les zircals (AL+Zi) : alliages à durcissement structural et à haute caractéristiques mécaniques présentent également haute limite élastique, leur allongement (10 à 8%) donc sont moins plastiques que les duralumins, sont

PARTIE 1 ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

difficilement soudable et présentent également des phénomènes de corrosion intercrystalline.

- 4) **Les duralinox (AL+Mg):** sont des alliages sans durcissement structural, sont des pièces de résistance, mais de travail facile et possèdent une excellente soudabilité, Exemple : (A-G3, A-G7, A-G5), utilisés dans les tuyauteries et réservoir hydrauliques basse pression, rivets, pièces de déformation ainsi résistent à la corrosion[7].

Les alliages d'aluminium susceptibles de subir un durcissement structural par mise en solution sont :

- les alliages (aluminium + cuivre) type **DURALUMIN**
- les alliages (aluminium + zinc) type **ZICRAL**
- les alliages (aluminium + magnésium + silicium) type **ALMASILIUM**

La différence entre les alliages est attribuée à l'élément principal ajouté, quelle que soit sa teneur, mais l'ajout d'autres éléments mineurs affectera également les propriétés de l'alliage. Tous les éléments selon leur nature et leur contenu, affecteront plusieurs propriétés de l'alliage par exemple [8] :

- les propriétés mécaniques (charge de rupture, résistance maximale, limite d'élasticité Rp02, l'allongement à la rupture A%, et la dureté).
- la masse volumique.
- la conductivité électrique et la conductivité thermique.
- la résistance à la corrosion.
- l'aptitude au soudage.
- l'usinabilité.
- l'aptitude à la déformation et à l'anodisation.

Les -alliages aluminium-cuivre (AU)

La composition de l'alliage Al-Cu peut également être incorporée au Magnésium et au titane, elle a donc obtenu un état de surface grâce à ses excellentes performances mécaniques et sa maniabilité, et est donc largement utilisée dans le domaine aéronautique. la qualité des pièces usinées est très bonne. L'alliage le plus représentatif de cette série est l'A-U5GT (21000), son nom métallurgistes est légèrement différent du nom chimique AlCu4MgTi car la concentration en cuivre est comprise entre 4,2 et 5 %. L'A-U5T (21100), moins fréquemment utilisé, a une composition chimique similaire mais ne contient pas de Mg.

Tableau .1. Les concentrations sont en pourcentage massique. Les valeurs en caractères gras sont celles des éléments caractéristiques de l'alliage.

Alliage	A-U5GT	(21000)
	Min	Max
Si	/	0,20
Fe	/	0,53
Cu	4,20	5,00
Mn	/	0,10
Mg	0,15	0,35

PARTIE 1 ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Zn	/	0,10
Ni	/	0,05
Cr	/	/
Pb	/	0,05
Sn	/	0,05
Ti	0,15	0,30
Autres chaque	/	0,03
Autres total	/	0,10
Al	Le reste	Le reste

III. Propriétés mécaniques et physiques

L'aluminium a un bas point de fusion (658°C) et faible masse volumique (2,73 Kg/dm³), ainsi il a une température de changement d'état élevée et ne prend pas feu. Il possède aussi une grande résistance mécanique à froid : sa résistance mécanique augmente jusqu'à 250°C.

L'Aluminium pur commercial pur à l'état recuit a des propriétés mécaniques médiocres, mais ces propriétés peuvent être grandement améliorées par un durcissement par écrouissage, par l'ajout d'éléments d'addition de l'alliage ou par traitements thermiques, selon les cas. Ainsi, il apparaît à l'état recuit une excellente ductilité (A% ≈40%) par rapport aux aciers.

L'aluminium est un matériau relativement élastique mais peu malléable. $E \approx 67$ Gpa ; $G \approx 27$ Gpa[9]. Il présente un bon rapport résistance/poids, ce qui explique les nombreuses applications dans le domaine des transports[10].

Tableau .2. Caractéristiques physiques et mécaniques à température ambiante des métaux purs Al et Cu sont représentées sur le tableau suivant [11];

Caractéristiques physiques A-U5GT (21000)	
Masse volumique (g/cm ³)	2.80
Intervalle de solidification (°C)	645 – 507
Coefficient de dilatation (20 à100°C)(10 ⁻⁶ K ⁻¹)	23.0
Module d'élasticité (MPa)	72000
Conductivité thermique à20°C (Wm-K-1)	140
Résistivité à 20°C μΩ cm	6
Retrait moyen(%)	1.40
Limite élastique Rp _{0,2} (MPa)	200mini
Limite à la rupture Rm (MPa)	300mini
Allongement (%)	5mini
Dureté HB	90mini

L'utilisation des matériaux dépend de leur disponibilité, de leur coût, de leur facilité de mise en forme et de leur compatibilité avec l'environnement (propriétés mécaniques, physiques et chimiques)

Légereté

L'aluminium est assez léger (densité 2,7), et présente des caractéristiques mécaniques très élevées, il est largement utilisé dans les transports terrestres rapides et la fabrication des carrosseries des véhicules. La production d'aluminium n'est seulement un peu plus 2% de celle de l'acier ce métal et ses alliages qui en dérivent arrivent en second position en ce qui concerne la production et l'utilisation des matériaux métalliques[12].

La conductivité électrique et thermique

L'aluminium fournit une excellente prise électrique (5 fois celle des aciers) c'est pour cela l'alumine est utilisée dans le domaine des céramiques, et est utilisé de plus en plus pour les lignes à haute tension parce qu'un poids inférieur à celui du cuivre, c'est pour cela utilisé comme échangeur thermique[13].

La tenue à la corrosion

L'aluminium et ses alliages sont généralement une bonne tenue à la corrosion (atmosphérique, en milieu marin) se couvre, au contact de l'air, d'une couche d'oxyde protectrice (couche naturelle étanche d'alumine < 0,1 µm). Les éléments d'addition diminuent plus ou moins cette résistance[14].

Recyclage d'Aluminium :

L'aluminium recyclé ne perd aucune de ses qualités et économise 95% de l'énergie qui serait nécessaire pour son élaboration à partir du minerai. En d'autres termes, l'énergie requise pour élaborer l'aluminium primaire n'est donc jamais perdue : elle est "stockée" dans le métal [15]. Les ruines d'Al ont une valeur marchande importantes à celle des aciers car une tonne d'aluminium recyclé peut économiser environ 4 tonnes de bauxite, évitant ainsi l'étape de l'électrolyse, qui nécessite beaucoup d'énergie et d'éviter les polluants associés émissions. L'aluminium peut être recyclé presque indéfiniment sans perdre ses qualités [16].

IV. Rôle des principaux constituants

a) Aluminium (Al) - A

L'aluminium est le composant principal de ces alliages. pour A-S12UN (48000) le ratio est généralement comprise entre 84% et 97 % pour un A-S2GT (41000). C'est un métal relativement nouveau découvert (XIXe), il a été exposé comme « nouveau métal » à l'Exposition Universelle de Paris de 1855. Il est obtenu de l'industrie par réduction électrolytique, à partir de l'alumine (Al_2O_3), elle-même extraite de la Bauxite.

Il est particulièrement impliqué dans tous les moyens de transport modernes , notamment le développement de l'industrie aéronautique, principalement en raison de sa portabilité (densité d'environ 2,7), qui permet d'obtenir un volume égal, des pièces environ trois fois moins lourdes que si elles étaient réalisées en acier ou en cuivre , combiné à une très bonne résistance à la corrosion. Cependant, c'est un métal relativement « mou ».

L'utilisation d'alliage d'aluminium avec d'autres éléments mentionnés ci-dessous vise en grande partie à améliorer ses propriétés mécaniques. la composition d'alliage d'aluminium est diverse: dans le processus d'analyse spectrale de l'alliage. Certains sont des éléments d'apport et d'autres sont des impuretés.

b) Cuivre (Cu) - U

Le Cuivre améliore des caractéristiques mécaniques des alliages et l'usinabilité des pièces produites, y compris sans traitement thermique. au contraire, à l'état trempé et vieillissant des pièces, le cuivre n'est pas propice à la résistance à la corrosion des pièces en raison de la présence de dépôts de cuivre par rapport à la matrice. une protection de surface est généralement requise.

De plus, si le refroidissement de la pièce moulée est mal contrôlé, ou si l'alliage Aluminium-Cuivre à faible teneur en silicium, ou si certaines mesures préventives doivent être prises, il est facile de se fissurer (fracture). Les alliages de l'AU (série 20000) sont des alliages de précision dans la fonderie, mais quand la fonderie fait du bon travail, le syndicat de la machine l'apprécie beaucoup. Les pièces de cette série d'alliage sont généralement des pièces soumises à des contraintes mécaniques plus importantes, elles sont donc presque toujours traitées thermiquement.

c) Silicium (Si) - S

Le silicium est présent dans la plupart des alliages de coulées. Sa principale caractéristique est d'améliorer la fluidité du métal, limitant ainsi les risques de fissures. Dans le passé, les alliages à haute teneur de silicium étaient préférés par les fonderies, mais le moulage au sable solidifié chimiquement entraînait une teneur en silicium inférieur dans la plupart des pièces.

De nos jours, pour obtenir des pièces aux formes complexes et fines, il est préférable d'utiliser des alliages à forte teneur en silicium, par exemple un carter de générateur comporte de nombreux dissipateurs thermiques. Par contre, le silicium réduit l'usinabilité des pièces et rend la décoration des anodes plus difficile.

d) Magnésium (Mg) - G

Le magnésium est le principal réactif pour améliorer les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium. Il est plus au moins présent dans de nombreux alliages. Pendant le processus de fusion avant la coulée de la pièce, sa concentration diminuera avec le temps, ce qui rend nécessaire de réajuster périodiquement la teneur en magnésium de l'alliage. [17]

e) Zinc (Zn)-Z

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.

f) Titane (Ti), et bore(B)-B

Le titane entre également dans la composition de nombreux alliages. Sa principale caractéristique est d'affiner le grain métallique, ce qui a également un effet bénéfique sur les propriétés mécaniques. Bien que les alliages sur le marché contiennent déjà du titane, certaines fonderies ajoutent du Bore pour améliorer l'effet de purification. L'additif peut notamment être réalisé sous la forme de tiges en A-T5B1 (l'alliage maître contient environ 5 % de titane et 1 % de bore).[18, 19]

g) Antimoine (Sb), sodium (Na) et strontium (Sr)

Lorsqu'ils sont incorporés dans des alliages Aluminium-Silicium, ces trois éléments ont des propriétés similaires, mais ils ne doivent pas être mélangés. Ils permettent de changer la structure de l'eutectique. L'addition d'antimoine est appelé « préaffinage ».

Après solidification, le silicium dans l'eutectique Al-Si se développe généralement sous forme en couches lamellaire. S'il est modifié, il se développera sous forme de fibres appelé « eutectique globulaire ou bien sphériques », ce qui contribue à l'amélioration des propriétés mécaniques, notamment pour les moulages au sable. La valeur ajoutée de l'un ou l'autre de ces éléments est d'environ 100 à 200 ppm pour bénéficier au mieux la modification. Cet ajout peut être fait avant la coulée. le problème de l'adjonction de strontium à des alliages préalablement modifié au sodium (ou l'inverse) est relativement mineur, mais le mélange antimoine-strontium ou antimoine-sodium a produit des résultats désastreux, en partie qu'il est nécessaire surnommé le cochonium.

Affinage des grains d'aluminium

L'affinage est un processus de réduction de la taille des grains et il existe plusieurs méthodes d'affinage des grains d'aluminium qui sont techniquement différentes les unes des autres. ils sont divisés en trois grandes catégories : les méthodes thermiques, méthode mécaniques et méthodes utilisant des additions spécifiques :

- Le raffinage thermique consiste à contrôler la vitesse de refroidissement de l'aluminium fondu en ajustant la vitesse de refroidissement pour obtenir la microstructure équiaxe fine requise.
- dans l'étape de solidification, l'Aluminium fondu est agité par un agitateur électromagnétique, ultrasoniques et mécaniques. cette méthode permet d'agiter le métal fondu pendant l'étape de solidification. à l'état semi-solide, des équipements spéciaux utilisant des agitateurs électromagnétiques, ultrasoniques et mécaniques sont placés dans de l'aluminium. par rapport à l'ajout d'éléments de raffinage, ces deux méthodes sont encore coûteuses.
- L'ajout de raffineurs de grain. Cette technique consiste à utiliser des alliages mère comme raffineurs de la granulométrie du métal fondu. Les alliages principaux favorisent la nucléation car l'inoculation est un type courant de méthode de raffinage chimique des grains. Les alliages parents les plus courants ajoutés à l'aluminium sont un mélange de titane et de bore, ou le titane peut être ajouté seul. cependant, pour des raisons de rendement élevé et d'économie d'énergie, dans le secteur de production industrielle, l'ajout de raffineurs est l'approche la plus pratique et la plus efficace dans les différents domaines d'application. [20-25]

Les alliages mères

Le raffinement des grains est d'un grand intérêt pour les caractéristiques mécaniques car ces derniers sont améliorés du fait de la réduction de la taille des grains. Pour certains métaux et alliages, la limite d'élasticité est inversement proportionnelle à la taille des grains. Utilisant plusieurs types de raffineurs de grains sont utilisés, on cite : Ca, Al-Ti, Al-B, Al-Sr, Al-Fe, Al-Zr, Al-Sc, Al-Ti-B, Al-Ti-C, Al-Ti-B, Al-Nb-B, Al-Ti-B-Re, Al-Ti-B-Re. Aujourd'hui, les raffineurs de grains le plus utilisé est l'alliage-mère Al-Ti-B. L'alliage mère Ti-B, qui se décompose en particules d' Al_3Ti et de TiB_2 dans un alliage fondu, c'est un affineur largement applicable pour affiner les grains de l'alliage d'aluminium. [26-29]

En ajoutant trois alliages mères de type Al-Ti-B, Al-Ti et Al-B avec un excès de TiB_2 ($Ti/B = 2.22$), **Lu et autres**[30] ont examiné la taille des grains dans un alliage Al-7%Si (composition proche de celle de l'alliage A356 hypo-eutectique. En effet, l'alliage binaire Al-Ti s'avère moins efficace, tandis que l'alliage Al-B est le raffineur de grain le plus puissant dans les alliages Al-Si, puisque la taille de grain change de 2000 μm à 200 μm seulement. L'effet du taux d'addition sur la taille des grains devient sans effet à une teneur donnée à laquelle la taille des grains devient constante.

D'autres études sur l'alliage des alliages d'Al-Ti ont été réalisées. Ce qui a donné lieu à la découverte de nouveaux raffineurs tels qu'Al-Ti-C, Al-Ti-C-B et Al-Ti-B-Re. En outre, d'autres alliages binaires exempts de titane ont également été développés pour l'affinage des alliages d'aluminium, dont Al-Si[31], Al-Zr [32]Al-Sr [33] [34].

D'autres voies d'inoculation ont été développées basés sur l'approche consistant à créer des alliages mères Al-Nb-B [35] Ils ont été sur divers Al-Si commerciaux solidifiés dans une large fenêtre de conditions de solidification. Le but visé consiste à démontrer que l'amélioration du processus de nucléation par le biais de substrats hétérogènes modifiés chimiquement permet de produire des matériaux dont la structure de coulée dépend moins de leur composition chimique intrinsèque (teneur en Si) et des conditions de traitement telles que le temps de solidification. Il a été également démontré que l'introduction des nucléo NbB_2 / Al_3Nb préalablement synthétisés favorise efficacement la prolifération de la nucléation dans les alliages Al-Si. Cela rend la structure de coulée moins dépendante de la nature de l'alliage, telle que la teneur en Si ou le facteur de restriction de la croissance et des conditions de solidification telles que le temps de surchauffe et de solidification. Par conséquent, les grains résultants sont beaucoup plus fins et la formation de grains en colonnes est évitée. Néanmoins, les substrats doivent également être chimiquement miscibles pour être efficaces [36].

V. Le Duralumin : premier alliage d'aluminium aéronautique

Le cuivre, le magnésium et le manganèse ont été les premiers éléments exploités pour l'élaboration d'alliage d'aluminium. Le Cu forme avec l'aluminium le Cu-Al servant au durcissement des alliages.

De plus, il contribue l'augmentation de la résistance mécanique, à réduire le retrait pendant la coulée et à améliorer de l'usinabilité. Cependant, il réduit généralement la résistance à la corrosion. Les alliages contenant de 4 à 6 % de cuivre sont ceux qui répondent le plus fortement aux traitements thermiques[37].

L'influence du cuivre sur les propriétés de l'aluminium a été remarquée dès les débuts de sa production dans la deuxième moitié du XIXe siècle. Henri Sainte-Claire Deville a en effet observé dans son atelier de Javel que l'utilisation de récipients en cuivre avait provoqué une perte de ductilité du métal à l'état liquide[38], les alliages peuvent contenir jusqu'à 10% de cuivre. Mais sa solubilité maximum dans l'aluminium à l'état solide étant de 5,7% (la température eutectique aluminium/cuivre de 547°C), le maximum de durcissement s'obtient par un ajout allant de 4 à 6 % selon les éléments ajoutés[39]. A température ambiante sa solubilité chute à 0,05% [40], il forme alors des précipités durcissant qui améliorent les

PARTIE 1 ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

caractéristiques mécaniques de l'alliage. Mais son ajout diminue également très nettement sa résistance à la corrosion. Un ajout de cuivre atteignant 6%, augmente aussi fortement la sensibilité à la fissuration à chaud au point que les alliages de type aluminium-cuivre ne sont pas soudables à l'arc.

Dans le domaine de l'aviation, l'objectif des constructeurs a été d'alléger la structure des appareils. La puissance des moteurs étant limitée, il a été nécessaire de réduire leur poids afin d'améliorer leur performance de vol mais tout en gardant une bonne tenue mécanique de la structure. L'aluminium pur étant léger mais trop mou pour être utilisé, il faut attendre la première moitié du XXe siècle et l'invention du Duralumin pour que ce matériau devienne essentiel à l'évolution de l'aéronautique.[41]

Les alliages binaires Aluminium-Cuivre sont souvent étudiés, notamment pour observer le premier stade de précipitation durcissant structural. Mais pour la commercialisation, il est nécessaire pour obtenir des meilleures performances mécaniques. Cet élément présente une forte solubilité de 14,9% à 450°C en solution solide et de 1,7% à température ambiante. [42]

Par conséquent, la quantité d'addition secondaire dans l'alliage Al-Cu-Mg va jusqu'à 1,8%. la teneur en alliage Al-Mg ne dépasse pas 5%. Du fait qu'elle dépasse cette teneur, une rétention de température à long terme provoquera la précipitation du composé intermétallique Al_3Mg_2 hors joints de grains, affaiblissent ainsi l'alliage. Contrairement au cuivre, le magnésium accroît fortement la résistance à la corrosion :

les alliages aluminium/magnésium sont donc largement utilisés en milieu marin. Contrairement aux deux éléments précédents, le manganèse a une solubilité très limitée dans le métal à l'état solide et n'est que de 1.9% à 657°C.[43]En ajoutant de 0.5% à 1% à l'alliage, il forme des particules appelées dispersoïdes durant les longs traitements thermiques tels que l'homogénéisation des lingots avant leur transformation. Le rôle de ces derniers est de contrôler la taille des grains lors de traitements thermiques ultérieurs. Les grains étant plus petits, plus de joints de grains sont présents et gênent le déplacement des dislocations.[44]Le manganèse relève également la température de recristallisation de 20 à 100°C suivant son état de dispersion dans la matrice et permet la formation d'une structure fibreuse qui donne au matériau de meilleures caractéristiques mécaniques, tel que la résistance aux efforts répétitifs et alternés, dans la direction du fibrage.[45]



Figure .2. Production d'alumine à partir de bauxite : procédé bayer [46]

VI. Effets de l'homogénéisation sur les comportements de dissolution et de précipitation des phases intermétallique pour un alliage Zr et Er contenant Al-Zn-Mg-Cu

Yuanchun Huang et autres ont étudiés les effets de l'homogénéisation sur les comportements de dissolution et de précipitation des phases intermétalliques pour un alliage Zn et Er contenant Al-Zn-Mg-Cu. Pour cela la charge a été préparé avec aluminium de haute pureté (99,996% en poids), zinc pur, magnésium pur et Al-50% en poids Cu, Al-5% en poids Zn et Al-10% en poids Zn. Les matières premières étaient fondu dans un four à résistance électrique, lorsque la température de la masse fondue était de 730 ° C à 750 ° C, la masse fondue a été dégazée avec du C₂Cl₆ pendant 15 minutes, puis retirez le laitier. Les taux de chaleur indiqués ont été obtenus en fonction de la température de l'atmosphère du four. Enfin, les échantillons homogénéisés ont été refroidis à température ambiante par air.[47]

L'alliage Al – Zn – Mg – Cu est largement utilisé dans les industries de l'aérospatiale et de l'automobile en raison de son excellente combinaison de propriétés physiques et mécaniques, telles qu'un rapport résistance-poids élevé, une ténacité élevée à la rupture, une résistance avancée à la corrosion, de bonnes performances de soudage, etc.[48, 49]

Au cours des dernières décennies, afin d'étendre les domaines d'application de cet alliage plusieurs approches ont été proposées pour améliorer ses propriétés globales. Parmi ceux-ci, la technologie de micro-alliage s'est révélée être un moyen efficace d'améliorer les propriétés mécaniques des alliages.[50]

Cependant, il a également été reconnu que l'élément Zr est toujours séparé au centre des dendrites pendant la solidification, ce qui entraîne la précipitation des dispersoïdes Al₃Zr souvent distribués au centre des grains de dendrite[51] donc la zone libre de précipité des particules se formeront dans les joints de grains de dendrite, une région adjacente à l'endroit où il s'est avéré être plus susceptible de recristallisation.[52]

Ruder et Eliezer[53, 54] ont constatés que l'élément Er se présente généralement sous la forme de phase Al₃Er dans un alliage Al – 4Er, et la relation d'orientation entre Al₃Er et la matrice a été examinée pour être {100} Al₃Er || {100} Al; <100> Al₃Er || {100} Al.[55]

Cependant, il a été constaté que l'erbium se séparera principalement à la limite des grains sous la forme d'une phase ternaire d'Al₈Cu₄Er au lieu d'Al₃Er dans les alliages Al – Cu – Mg.

La microstructure gravé chimiquement dans le réactif Keller (une solution de 1 ml de HF + 1,5 ml de HCl + 2,5 ml HNO₃ + 95 ml H₂O de l'alliage étudié à l'état brut est présentée sur la figure.3, montre que les phases eutectiques s'accumulant à la frontière de dendrite évidemment. Différents types de phases eutectiques ont été illustrés par des flèches sur la figure 3 (b).

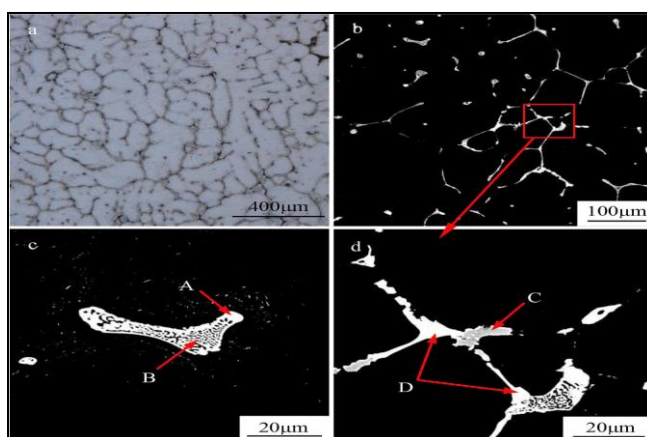


Figure. 3. Microstructure de l'alliage moulé: (a) microstructure optique; (b) - (d) image électronique rétrodiffusé

Afin de déterminer la composition des différentes phases eutectiques, une analyse EDS a été réalisée pour les phases de même morphologie, et les résultats sont répertoriés dans le tableau 3. Sur la base des résultats EDS et des références associées. [56, 57]

La structure eutectique lamellaire de la figure 3 (c) est considérée comme la phase T ($Al_2Zn_3Mg_3$) (point A sur la figure 3 (c)), la phase S (Al_2CuMg) (point B sur la figure 3 (c)) et a petite quantité de phase riche en fer Al_7Cu_2Fe (point C sur la figure 3 (d)). (Pendant ce temps, il convient de noter qu'il existe une sorte de phase de bloc blanc dans la structure eutectique (point D sur la figure 3 (d)). Le résultat EDS révèle que la phase est riche en éléments Er, le rapport atomique: Cu: Er est d'environ 4: 1, ce qui correspond au rapport atomique de la phase Al_8Cu_4Er .

Tableau.3. Compositions chimiques des phases secondaires de l'alliage moulé (àt,%).

Elément	Al	Zn	Mg	Cu	Fe	Er
A	27,37	24,42	34,70	13,50	-	-
B	69,02	12,20	12,49	6,30	-	-
C	76,12	2,20	-	14,27	7,41	-
D	70,51	7,17	-	17,58	-	3,43

Les diagrammes XRD sur la figure 4 montrent, qu'il y a deux phases principales (α (Al) et $MgZn_2$) dans l'alliage. Selon ces diagrammes, la teneur en phase $MgZn_2$ dans l'échantillon H₂, H₃, H₄ et H₅ a évidemment diminué par rapport à l'alliage moulé. De plus, à l'exception de la phase α (Al), il n'y avait pas d'autre pic évident dans l'échantillon H₆. Ce phénomène illustre en outre que la teneur en phase résiduelle dans l'alliage diminue considérablement après l'homogénéisation en deux étapes avec une faible vitesse de chauffe.

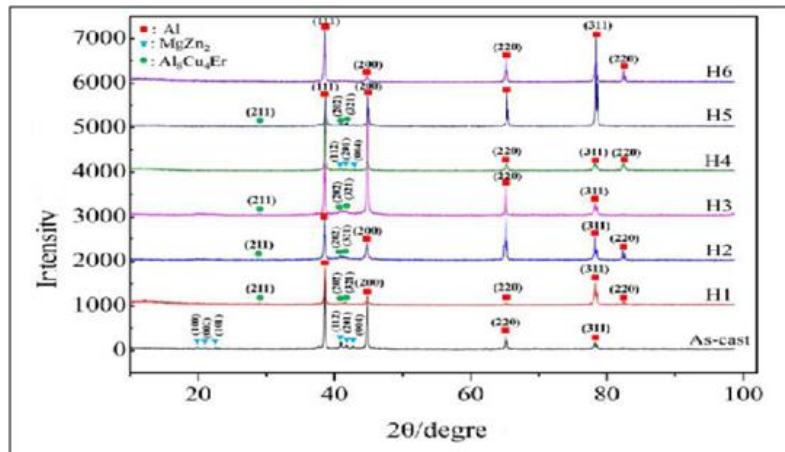


Figure. 4. Diagrammes de diffraction des rayons X des alliages coulés et homogénéisés.

Sur la base des résultats de l'EDS et du XRD, les principales phases résiduelles de l'alliage était la phase Al_3Cu_4Er et une petite quantité de phase $MgZn_2$ qui ne se dissolvait pas dans la matrice d'aluminium, et il peut y avoir une trace de phase S ou de phase T dans l'alliage

1. Analyse Calorimétrique DSC

Afin de détecter la température de fusion de la phase hors équilibre dans le lingot d'alliage original Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Er, l'analyse DSC a été effectuée pour les échantillons du lingot moulé Figure 5. Respectivement, il existe deux pics endothermiques distincts à des températures de 480,9°C et 639,1°C. La réaction correspondante au premier pic est la réaction de dissolution de la microstructure eutectique à bas point de fusion sans équilibre, et cela implique que la température de fusion de la structure eutectique hors équilibre dans l'alliage original Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Er est d'environ 480,9°C.

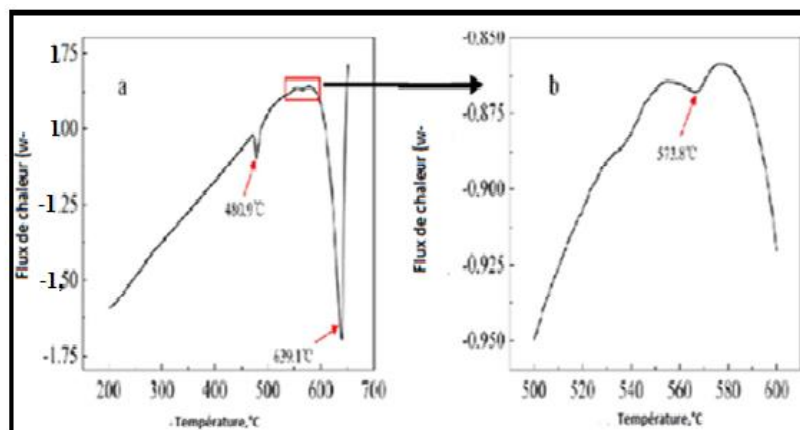


Figure.5. Analyse DSC du lingot d'alliage moulé Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Er

2. Dissolution des phases intermétalliques sous homogénéisation différente conditions

L'auteur sur la figure 6 montre les images d'électrons rétrodiffusées d'homogénéisation dd l'alliage après différents traitements d'homogénéisation. Comme on peut le voir sur la figure, ces phases réticulaires ont disparu sous les six traitements d'homogénéisation. Mais de

nombreuses phases résiduelles brillantes en forme de blocs ou de lattes sont restées dans l'alliage, qui se situait principalement au bord de la frontière de grain (comme le montrent les flèches rouges sur la figure 6).

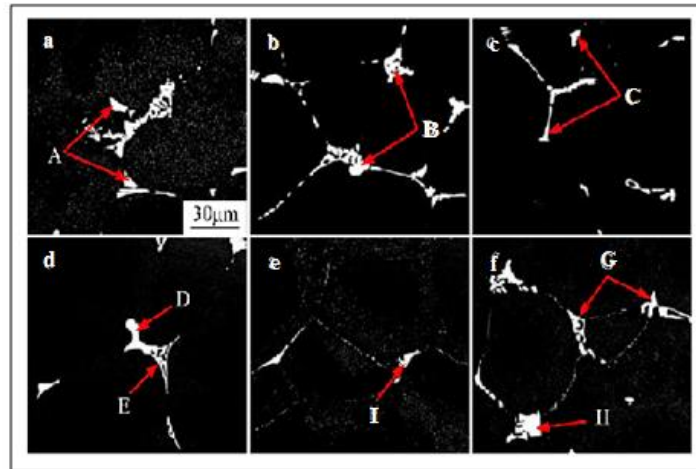


Figure. 6. Images d'électrons rétrodiffusées d'alliage homogénéisé: (a) H1; (b) H2; (c) H3; (d) H4; (e) H5; (f) H6. [58]

Par la suite, l'analyse EDS aux phases correspondantes après différents traitements d'homogénéisation ont été effectués, et les résultats sont présentés dans le tableau 4. Nous pouvons donc conclure que les phases non dissoutes dans la présente étude sont principalement constituées d'Al, Zn, Cu et Er, naturellement, le point de fusion de ces phases est beaucoup plus haut que 475 ° C. [59]

Tableau. 4. Composition chimique des phases secondaires dans l'alliage homogénéisé (at, %).

Elément	Al	Zn	Mg	Cu	Er
A	62.52	5.90	-	37.26	4.32
B	54.94		-	41.12	3.94
C	45.90	6.10	-	42.74	5.25
D	60.27	6.82	-	28.29	4.61
E	34.33	22.80	30.25	12.62	-
F	63.02	5.77	-	26.74	4.47
G	26.91	22.74	35.82	14.53	-
H	59.31	6.84	-	29.33	4.52

Conclusion

Les résultats essentiels obtenus par Yuanchun Huang et autres concernant l'étude des effets de l'homogénéisation sur les comportements de dissolution et de précipitation des phases intermétalliques pour un alliage Zn et Er contenant Al-Zn-Mg-Cu sont :

- Une majeure partie de la phase non équilibrée est dissoute sous l'homogénéisation en deux étapes (400 ° C / 12 h + 475 ° C / 24 h) avec une vitesse de chauffage de 25 ° C/h. Cependant, la double étape l'homogénéisation est moins efficace pour une vitesse de chauffage élevée.
- Effets importants de la vitesse de chauffage sur la taille et la distribution du les dispersoïdes ont été déterminés et des vitesses de chauffage lentes sont propices pour affiner les particules, augmenter la densité numérique et le volume fraction des dispersoïdes pour les deux étages l'homogénéisation. D'autre part, avec une vitesse de chauffage spécifiée, le chauffage à deux étages conduit à une densité numérique et un volume plus élevés fraction des particules précipitées, mais une granulométrie moyenne par rapport au mono-étage.

VII. Cinétique de décomposition de la martensite dans un alliage Cu-Al modifié par Gd

A.B. Oliveira a étudié la Cinétique de décomposition de la martensite dans un alliage Cu-Al modifié par Gd. Pour cette étude des alliages Cu_{81.1}Al_{18.9} et Cu_{79.7}Al_{19.2}Gd_{1.1} (composition en% at) ont été préparés dans un four à arc sous une pression d'argon de 400 mmHg (53 kPa) en utilisant 99,95% de cuivre, 99,97% d'aluminium et 99,95% de gadolinium comme matières premières. Les échantillons ont été recuits pendant 120 h à 850 ° C pour obtenir une homogénéisation et refroidis à une vitesse de 1 ° C min⁻¹. Après recuit, les échantillons ont été maintenus à 850 ° C pendant 1 h et trempés dans de l'eau glacée.[60]

L'auteur dans cette étude a indiqué que la phase α_2 était désordonnée plus rapidement que la phase β_1 dans l'alliage Cu_{81.1}Al_{18.9}. La présence de Gd a entraîné plus de précipités à cause de l'augmentation de la vitesse de précipitation de la phase α et la vitesse de décomposition de la phase martensitique. Des changements dans le mécanisme de transition de phase se sont produits lors du vieillissement au-dessus de 350 ° C pour l'alliage Cu_{81.1}Al_{18.9} et au-dessus de 300 ° C pour l'alliage Cu_{79.7}Al_{19.2}Gd_{1.1}

1. Propriétés microstructurales des alliages frittés Al-Cu-Mg-Sn

Çiğdem Özyayl et autres, dans cette étude, ont utilisé un alliage non commercial Al₄Cu₀, 5Mg a été utilisé pour étudier les effets des ajouts élémentaires de Sn. La réponse de compactage uniaxiale des alliages en termes de densité verte a été examinée, et les résultats ont montré que l'addition de Sn n'a aucun effet lors du compactage effectué sous des pressions élevées. Des éléments d'alliage tels que Mg, Fe, Pb, In, Zn, Ni, Si et Sn sont utilisés pour renforcer les alliages d'aluminium.[61,62]

Gordo et autres [63] a déclaré qu'une deuxième phase liquide avec une énergie de surface inférieure améliore la mouillabilité des particules solides de poudre. Les éléments à bas point de fusion et à faible énergie de surface (tels que Sn) doivent être considérés comme des éléments d'alliage appropriés pour un mouillage amélioré des particules par phase liquide.

Sercombe et Schaffer[64] ont rapporté que l'énergie de liaison et la diffusivité de Sn dans l'Al sont plus élevées que ceux de Cu. Ainsi, Sn se lie avec de Cu dans Al. En conséquence, Cu ne pouvait pas diffuser dans la matrice d'Al et les phases liquides persistent plus longtemps et forment des joints de grains plus épais.[65] Dans cette étude, les effets de l'addition de Sn sur les propriétés d'un alliage d'aluminium ont été évalués métallurgiquement.

2. Distribution de la taille des grains

Depuis les propriétés morphologiques des poudres les procédés de métallurgie ont des effets importants sur le produit[66], tout d'abord, la morphologie des poudres a été examinée. Les images SEM des poudres sont données à la Fig.7. Il faut noter que différents grossissements ont été utilisés pour illustrer morphologies des poudres facilement. On le voit clairement de la Fig. 7 qu'Al (Fig. 7a), Cu (Fig. 7b) et Sn (Fig. 7d) les poudres présentent une morphologie caractéristique des poudres, tandis que les poudres de Mg présentent une morphologie en flocons.

PARTIE 1 ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

L'auteur suppose que les poudres d'Al aient été produites par atomisation liquide de sorte que leur morphologie est de forme irrégulière, tandis que les poudres Cu et Sn ont une forme sphérique en raison du processus d'atomisation gazeuse. Les poudres de Mg (Fig. 7c) ont été broyées à partir de Mg en vrac; ainsi, ils présentent une morphologie en flocons. Les images SEM confirment le graphique de distribution de la taille des grains (Figure 8).

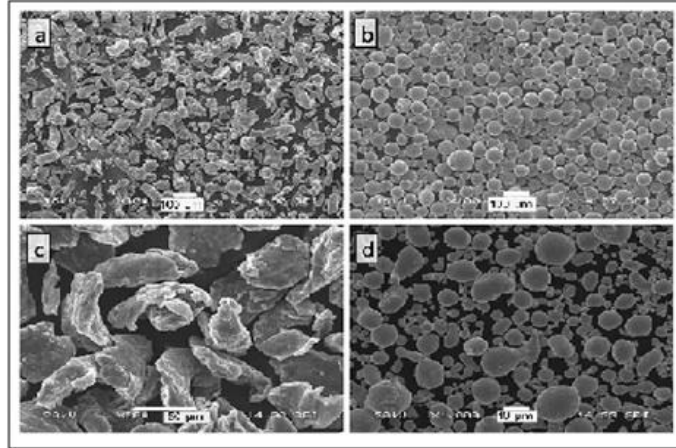


Figure .7. Images SEM des poudres élémentaires. A) Aluminium, b) cuivre, c) magnésium, d) étain

Les poudres conduisent à une résistance au vert plus élevée des compacts en facilitant les points d'emboîtement entre les particules.[67] Selon la figure 8, la taille médiane des particules de Sn est inférieure à celle des autres poudres. On voit clairement sur la figure 8 que la taille médiane des particules des poudres d'Al, Cu et Mg est plus proche les unes des autres, tandis que la distribution des tailles de particules des poudres Sn est la plus grande.

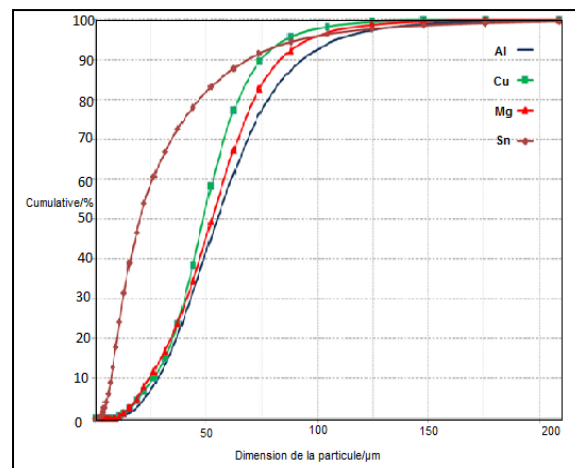


Figure.8. Analyse granulométrique des poudres crues

L'analyse micrographique SEM de l'alliage de base et de l'alliage $\text{Al}_4\text{Cu}_0.5\text{Mg}_1\text{Sn}$ fritté à 560 C Des traits gris et blancs ont été détectés (Figure.9). Il est à noter que SEM image des alliages $\text{Al}_4\text{Cu}_0.5\text{Mg}$ a été prise sur secondaire mode d'image électronique, tandis que l'autre image a été prise en utilisant le mode électronique rétrodiffusé du dispositif SEM pour

détecter les joints de grains de l'alliage. Les points numérotés «2» indiquent la zone matricielle des alliages. Les résultats de l'analyse EDX (tableau 5) ont montré que la matrice des alliages contient tous les éléments d'alliage. Il est donc évident que les éléments d'alliage diffusent dans la matrice a-Al malgré le processus de frittage effectué légèrement au-dessus de la température de fusion de l'eutectique Al – Cu [68]. Les limites des grains sont facilement visibles sur l'alliage dopé au Sn, alors qu'il est très difficile de suivre les grains de l'alliage Al4Cu0.5Mg.

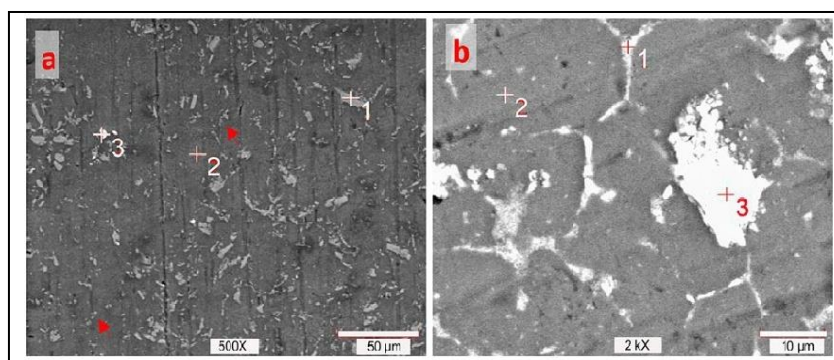


Figure .9. Image SEM d'un alliage a) Al4Cu0.5Mg, b) Al4Cu0.5Mg1Sn fritté à 560°C

On suppose que la phase liquide s'est formée pendant le frittage et dissous dans la matrice; cependant, certains intermétalliques n'ont pas pu être dissous et sont restés sur les joints de grains (Figure. 9a - flèches). L'analyse EDX (tableau 5) de ces particules grises mentionnées (figure 9a - point 1) a montré que ces caractéristiques contiennent une quantité élevée de Fe. Selon l'analyse XRD des alliages (Figure. 10), ces phases riches en Fe sont supposées être Al7Cu2Fe[69, 70].

Tableau .5. Résultats de l'analyse EDX des points représentés sur la figure 9

Alliage	Point	Éléments				
		Al	Cu	Mg	Fe	Sn
Al4Cu0.5Mg	1	62.181	27.126	0.812	9.881	-
	2	95.428	2.633	0.688	1.250	-
	3	95.871	2.305	0.640	1.184	-
Al4Cu0.5Mg1Sn	1	82.668	9.901	0.370	6.565	0.496
	2	96.787	2.232	0.527	0.144	0.310
	3	62.285	21.741	0.131	15.561	0.282

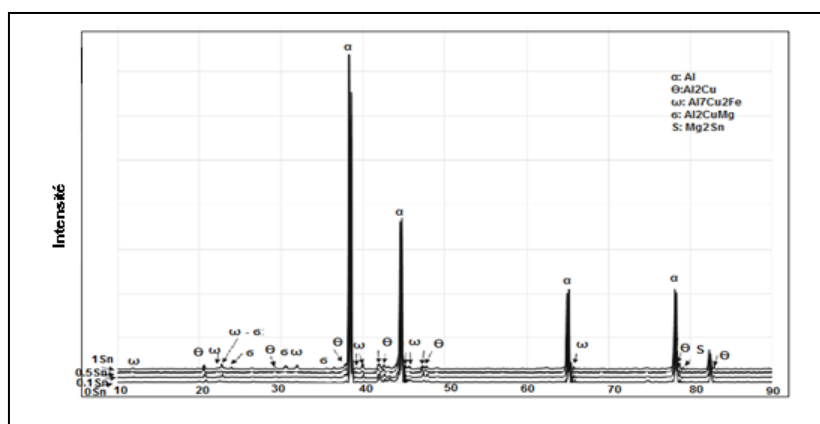


Figure.10. Modèles XRD des alliages frittés à 560°
C

L'analyse EDX, il contient une grande quantité de Cu et Sn (tableau 6). **Schafferet** autres [71] ont affirmé que de plus grandes quantités de phase liquide persistent plus longtemps lorsque Sn est utilisé comme élément d'alliage. On voit évidemment sur la figure 10b qu'une quantité plus élevée de Sn a provoqué des joints de grains plus épais. Il convient également de souligner que l'alliage des éléments diffusés dans la matrice même en des points éloignés des joints de grains tels que Fig. 10a - point 2, b - point 1.

Tableau .6. Résultats de l'analyse EDX des points représentés sur la figure 10

Alliage	Point	Éléments				
		Al	Cu	Mg	Fe	Sn
Al4Cu0.5Mg	1	50.972	39.056	0.784	8.259	0.929
	2	96.268	2.268	0.690	0.083	0.691
	3	96.315	2.228	0.473	0.398	0.587
	4	92.406	5.766	0.361	0.614	0.852
Al4Cu0.5Mg1Sn	1	96.494	2.214	0.329	0.358	0.605
	2	73.791	17.923	1.089	0.621	0.576
	3	96.780	2.038	0.323	0.200	0.659

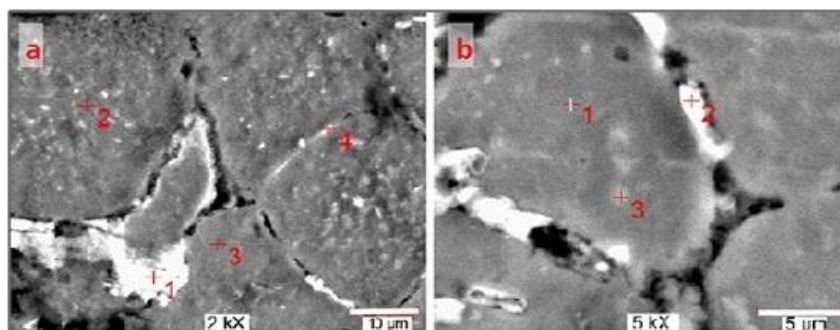


Figure.11. Image SEM d'un alliage a) Al4Cu0.5Mg0.1Sn, b) Al4Cu0.5Mg0.5Sn fritté à 580 °C

PARTIE 1 ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

La phase matricielle est confirmée par la diffraction des rayons X (Figure. 12). **Li et autres** ont affirmés que le Sn fondu ne pouvait pas mouiller correctement l'Al oxydé en surfaces, mais **Askill et autres**[72] ont indiqué qu'il peut être efficace sur le comportement de l'aluminium densifié par la métallurgie des poudres MP lorsqu'il est utilisé avec Mg. Il a donc été conclu que jusqu'à ce que Mg perturbe la couche d'oxyde, Sn fondu reste à la limite inter-particule.

Cependant, la phase Mg_2Sn est formée aux points de contact des particules Mg et Sn dans chacun considéré température de frittage (Figure. 10 et 12). Aussi **Padmavathi et Upadhyaya** ont attribués à la formation de pores jusqu'à la dissolution des intermétalliques phases dans la matrice à des températures élevées [73].

L'absence des pics élémentaires de Cu et Mg dans l'analyse XRD des alliages frittés à $620^\circ C$ (Figure.12), comme celui des alliages frittés à $560^\circ C$. La Figure.1 montre que ces poudres sont complètement dissoutes dans la matrice pendant le processus de frittage. Comme prévu, l'augmentation de Sn a provoqué plus de formation de phase Mg_2Sn (Figure. 12).

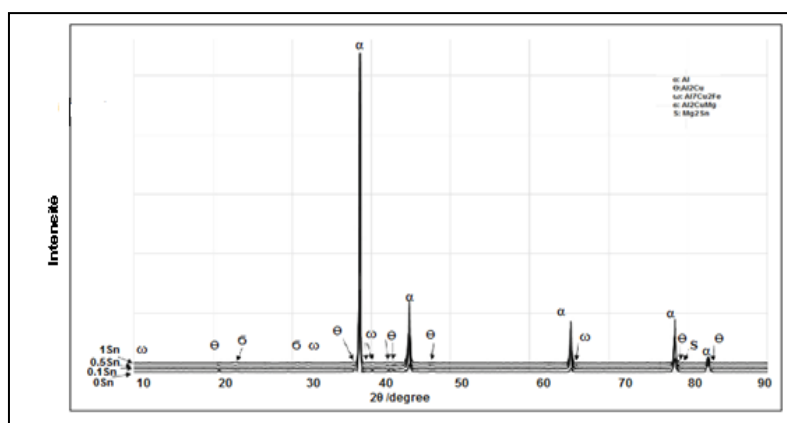


Figure.12. Schéma XRD acquis des échantillons frittés à $620^\circ C$

Conclusion

Dans cette étude ont employés un alliage non commercial Al_4Cu_0 , 5Mg a été utilisé pour étudier les effets des ajouts élémentaires de Sn. La réponse de compactage uniaxiale des alliages en termes de densité verte a été examinée, et les résultats ont montré que l'addition de Sn n'a aucun effet lors du compactage effectué sous des pressions élevées. Des éléments d'alliage tels que Mg, Fe, Pb, In, Zn, Ni, Si et Sn sont utilisés pour renforcer les alliages d'aluminium.

Les résultats obtenus concernant la décomposition de la martensite dans un alliage Cu-Al modifié par Gd. L'auteur a démontré que la phase α_2 était désordonnée plus rapidement que la phase β_1 dans l'alliage $Cu_{81.1}Al_{18.9}$. La présence de Gd a entraîné plus de précipités pour fournir des centres de nucléation pour d'autres phases, augmentant ainsi la vitesse de précipitation de la phase α et la vitesse de décomposition de la phase martensitique. Des changements dans le mécanisme des phases de transition se sont produits lors du

vieillissement au-dessus de 350 ° C pour l'alliage Cu81.1Al18.9 et au-dessus de 300 ° C pour l'alliage Cu79.7Al19.2Gd1.1.

VIII. Développement d'alliages Cu-Al hautement résistants à l'usure

Mahammad Ali Shaik et autres ont développés des alliages résistant à l'usure. Le présent travail explore l'effet de l'addition d'aluminium (Al: 0, 3, 5, 10 et 15% en poids) sur le comportement à l'usure du cuivre (Cu). Les alliages Cu-Al ont été fabriqués par alliage mécanique et pressé à chaud à haute pression qui conduit à l'obtention d'une microstructure fine et une amélioration des propriétés.

Les matériaux utilisés dans ce travail étaient des poudres de cuivre pur (Cu de qualité commerciale, pureté de 99,5% avec une taille moyenne de particules de $\sim 9,98 \mu\text{m}$, et des poudres d'aluminium (qualité commerciale Al, 99 % de pureté avec une taille moyenne de particules de $\sim 6,47 \mu\text{m}$).

Traitement des alliages Cu-Al

Les alliages Cu-Al avec différentes concentrations de teneur en Al allant de 0 à 15% en poids (à savoir 0, 3, 5, 10 et 15% en poids désignés par Cu, Cu-3Al, Cu-5Al, Cu-10Al et Cu-15Al) ont été consolidés par compactage. L'alliage mécanique des poudres de Cu et d'Al a été réalisé à l'aide d'un broyeur planétaire à billes. Pour éviter l'oxydation pendant les processus de broyage, le toluène a été utilisé comme agent de contrôle. Les poudres broyées ont été séchées à 98 ° C pendant 30 minutes à l'aide d'un évaporateur rotatif sous vide. La quantité appropriée de poudres broyées a été remplie dans la matrice en acier H13 et consolidée à l'aide d'une presse à chaud, pour préparer des échantillons d'un diamètre de 10 mm et une hauteur de 15 mm. Les expériences de pressage à chaud ont été réalisées à une température de frittage de 500 ° C sous une pression de 500 MPa pendant 30 min dans un environnement sous vide ($1,3 \times 10^{-2}$ mbar).

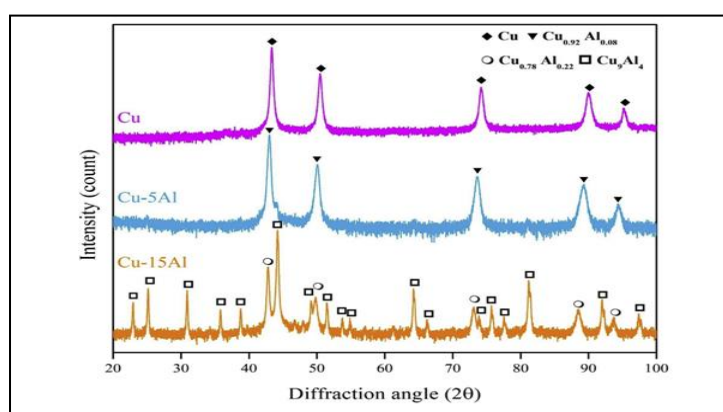


Figure.13. Comparaison des diagrammes de diffraction des rayons X d'alliages Cu, Cu-5Al et Cu-15Al pressés à chaud (conditions de presse à chaud: 500 ° C, 500 MPa, 30 min).

Les diagrammes de diffraction des rayons X du Cu pressé à chaud des échantillons de Cu-5Al et Cu-15Al sont présentés sur la figure. 13. Une phase de solution solide α riche en

PARTIE 1 ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

cuivre (Cu 0,92Al 0,08) a été observée pour l'échantillon de Cu-5Al. La présence de la solution solide α (Cu_{0.78}Al_{0.22}) et des phases intermétalliques γ_2 (Cu₉Al₄) était évidente dans le Cu-15Al. Les phases identifiées pour les alliages Cu et Cu-Al sont répertoriées dans le tableau 7.

Tableau .7. Microstructure, densification et dureté des alliages Cu – Al (conditions de traitement: 500 ° C, 500 MPa, 30 min).

Composition	XRD Phases (quantité de phase WT,%)	Densité apparente g/cc	Densité théorique g/cc	Densité relative %	Dureté,H (GPa)
Cu	Cu(100%)	8.84	8.86	98.66	132±0.20
Cu3Al	Cu 0.92Al 0.08(100%)	8.07	8.36	96.30	122±0.15
Cu5Al	Cu 0.92Al 0.08 (100%)	7.97	8.28	95.16	273±0.13
Cu10Al	Cu 0,78Al 0,22(86.6%)and Cu9Al14(13.3%)	7.01	7.37	95.10	3.41±0.18
Cu15Al	Cu 0,78Al 0,22(24%)and Cu9Al14(75.30%)	6.61	6.98	94.60	6.16±0.16

Dans le cas des alliages Cu-3Al et Cu-5Al, une solution solide α -Cu monophasique (100% en poids) a été identifiée. Au fur et à mesure que la teneur en Al augmentait ($\geq 10\%$ en poids) dans les alliages Cu-Al, la phase intermétallique γ_2 (Cu₉Al₄) a été observée avec la solution solide α (Cu_{0.78}Al_{0.22}). Des micrographies SEM représentatives et l'EDS correspondant des alliages Cu et Cu-15Al sont montrés sur la figure.14. L'échantillon de cuivre pur a une surface lisse avec traces de porosité. La microstructure de l'alliage Cu-15Al montre des régions à deux phases avec deux phases contrastées différentes. SEM/EDS confirme la région 1 (phase de contraste gris) en Cu_{0.78}Al_{0.22} et la région en forme d'aiguille / plaquette 2 (phase brillante) en Cu₉Al₄.

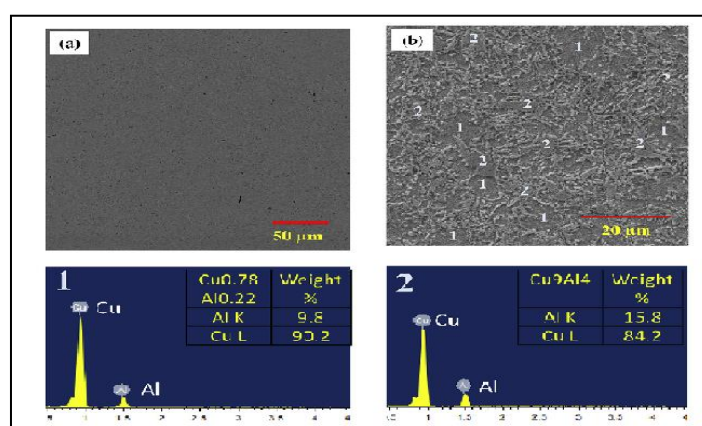


Figure .14. Microstructures SEM de (a) cuivre pur et (b) Cu-15Al échantillons pressés à chaud. Différentes phases sont marquées comme région 1 (Cu_{0.78}Al_{0.22}) et région 2 (Cu₉Al₄) en Cu-15Al; la quantification élémentaire correspondante est montrée sur la base de SEM-EDS.

La figure 15 montre les graphiques du coefficient de friction CF des échantillons de Cu-Al après glissement contre le disque en acier EN31 avec une charge de 39,2 N et un parcours de 200 m, le CF à l'état stationnaire a été atteint pour le Cu avec Al (jusqu'à 10% en poids).

Cas intéressant, le COF à l'état stationnaire est visible pour le Cu-15Al tout au début du test d'usure. On peut dire que la durée pour atteindre le CF à l'état stable a diminué avec l'ajout d'Al au Cu. Une autre observation est que les oscillations du CF sont évidentes pour les échantillons de Cu, Cu-3Al et Cu-5Al et sont principalement dues à la survenue de phénomènes de stick-slip par usure adhésive et oxydante. Des fluctuations négligeables du COF ont été observées pour le Cu-10Al et un CF très stable était évident pour les échantillons de Cu-15Al. Ces observations indiquent clairement une transition dans le mécanisme d'usure du Cu avec l'ajout d'Al.

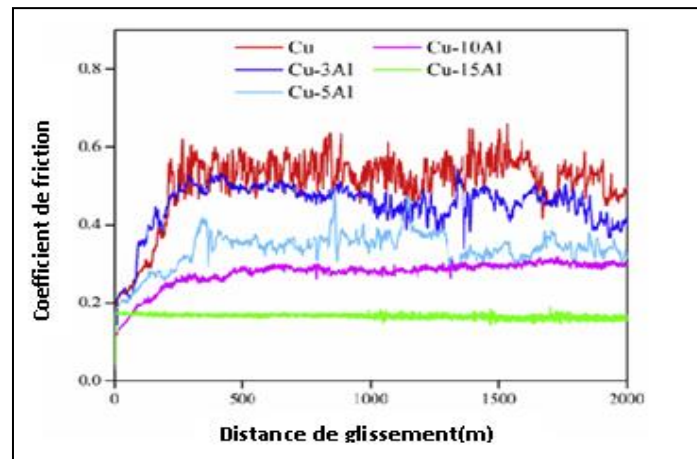


Figure. 15. Coefficient de frottement des alliages Cu – Al après glissement contre un disque en acier EN 31 à une vitesse de glissement de 0,25 m / s et une charge normale de 39,2 N.

Surfaces usées et des mécanismes d'usure

Une formation de couche d'oxyde et la présence de débris d'usure ont été observées pour le Cu avec Al jusqu'à 5% en poids (Figure.16). La surface usée de l'alliage Cu-5Al est composée de deux régions distinctes, qui peuvent être identifiées à partir d'images SE et BSE (Figure. 16b et 16c). La région brillante indique la formation d'une couche épaisse oxydante avec la présence d'une teneur élevée en oxygène (13,95%), ce qui a été confirmé par l'analyse EDS (figure 16c).

Les débris d'usure peuvent être considérés comme une phase de contraste sombre sur la figure. La présence d'une couche d'oxyde stable et de débris d'usure dans les régions de détachement de la couche peut être observée sur la surface usée. La couche d'oxyde se fragmente à certains à certains endroits et entraîne la formation de débris d'usure. Le CF des échantillons de Cu-3Al et Cu-5Al montre un comportement similaire. Les fluctuations du COF peuvent être attribuées à la fragmentation de la couche d'oxyde et à la formation de débris d'usure. Le SEM-EDS de la couche d'oxyde a indiqué la présence d'oxygène, Fe ainsi que Cu et Al. Il représente clairement les mécanismes d'adhésion et de tribo-oxydation contrôlant l'usure du Cu-5Al.

Sanderson et autres ont rapportés que l'ajout d'aluminium au cuivre conduisait à la formation des couches Al_2O_3 et Cu_2O dans l'alliage Cu-7.5Al-2Si [73].

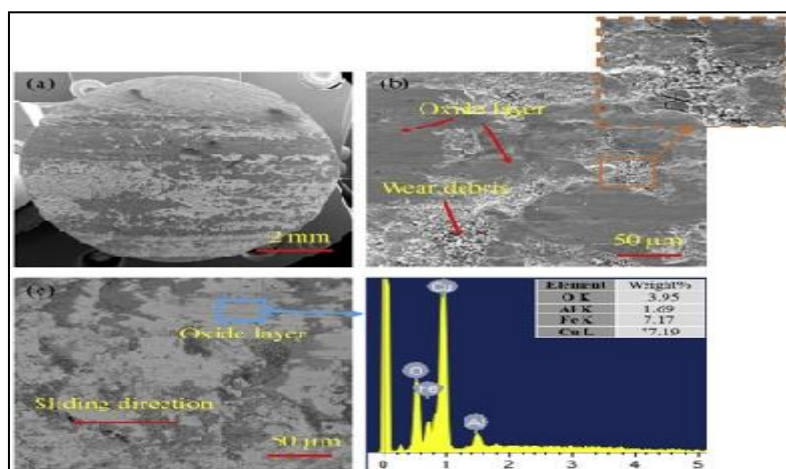


Figure. 16. Micrographies MEB des surfaces usées du Cu-Alliage 5Al après glissement contre un disque en acier EN 31 charge appliquée de 39,2 N, distance de glissement de 2000 m et une vitesse de glissement de 0,25 m / s. (a) Vue de Cu- Surface de l'échantillon 5Al, (b) micrographie SE de la surface usée et la surface usée à fort grossissement est montrée comme un encart et (c) une micrographie de l'ESB de la surface usée. EDS correspondant de la couche d'oxyde [74].

Dans le cas du Cu-10Al, les surfaces usées sont caractérisées par une couche d'oxyde et une quantité relativement faible de débris d'usure sont visibles Figure.17. Moins de débris d'usure ont été constatés sur la surface usée du Cu-10Al, d'où probablement que les fluctuations du COF sont faibles (voir Figure. 15). Un examen attentif de la surface usée révèle également la présence de rainures d'abrasion sur la couche d'oxyde et sa délamination (Figure.17b & c). La couche d'oxyde est constituée d'une grande quantité d'oxygène et d'une infime fraction de Fe ainsi que des éléments de base Cu et Al. La présence d'une moindre quantité de Fe signifie que l'adhérence peut être négligeable lors de l'usure du Cu-10Al.

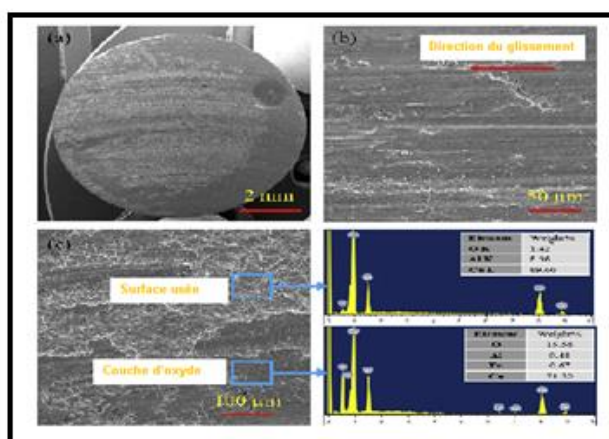


Figure. 17. Micrographies MEB des surfaces usées du cuivre pur après glissement contre un disque en acier EN 31 à une charge appliquée de 39,2 N, distance de glissement de 2000 m et vitesse de glissement de 0,25 m / s. (a) Vue d'ensemble de la surface de l'échantillon de Cu, (b) surface usée à faible grossissement et (c). L'EDS correspondant de la surface usée et des débris d'usure.

Le faible CF de Cu-10Al que Cu, Cu-3Al et Cu-5Al peut être lié à sa microstructure et d'oxyde diminuait. Cela peut être dû à la formation d'une couche d' Al_2O_3 , qui n'est pas de nature protectrice lors du glissement.

Poggie et autres ont rapportés que la couche d'oxyde d' Al_2O_3 diminue l'adhérence entre la couche de Cu_2O et la surface de l'alliage. L'instabilité mécanique de la couche d'oxyde conduit ainsi à la délamination [75].

Conclusion

Dans cette étude les auteurs ont démontrés que ;

- Le coefficient de frottement et le taux d'usure du Cu ont diminué avec l'ajout d'Al. Cette réduction du coefficient de frottement et de l'usure des alliages Cu-Al peut être attribuée à sa microstructure et sa dureté, qui ont joué un rôle dans le contrôle de son usure.
- L'usure du cuivre pur est principalement dominée par l'usure de l'adhésif après contre le disque en acier. Grand nombre de débris d'usure fins Cu_2O ont été observés sur la surface usée du Cu. L'usure adhésive et l'usure oxydative étaient les principaux mécanismes d'usure du Cu allié à l'Al (jusqu'à 5% en poids).
- La formation d'une couche d'oxyde a influencé l'usure du Cu-10Al, tandis que l'abrasion est le mécanisme d'usure prédominant du Cu-15Al. Un commun l'observation était que la formation de débris d'usure diminuait considérablement avec l'augmentation de l'addition d'Al au Cu.

VIII. Propriétés mécaniques améliorées Al-Cu résistant aux hautes températures alliage coulé par microalliage de Mg

JovidRakhmonov et autres ont étudié les effets du microalliage avec du Mg (0-0,23% en poids) sur l'évolution microstructurale et les propriétés mécaniques des alliages coulés Al-Cu 224 à des températures ambiantes et élevées en utilisant la microscopie électronique à transmission, la calorimétrie à balayage différentiel et les essais de traction / compression. Les résultats montrent que le microalliage avec du Mg améliore considérablement la précipitation de la phase Θ' pendant le vieillissement, produisant des précipités Θ' fins, denses et uniformément répartis

Les systèmes les plus couramment utilisés sont les alliages coulés Al-Si-Mg (type 356) et Al-Si-Cu-Mg (type 319), car ils offrent une excellente coulabilité et des propriétés mécaniques à température ambiante relativement élevées. Les propriétés mécaniques améliorées sont principalement fournies par des précipités de renforcement métastables à l'échelle nanométrique tels que Θ'' (un précurseur de Mg-Si) dans alliages 356 et Θ' (un précurseur d'Al-Cu) dans alliages 319. Cependant, ces précipités présentent une stabilité thermique limitée à des températures supérieures à 200 ° C, entraînant une forte diminution des propriétés mécaniques [76].

La figure.18 montre les microstructures représentatives typiques d'une fonte et un alliage 0,19 mg en solution. La taille moyenne des grains de tous les alliages étudiés étaient d'environ 170 μm , ce qui indique que l'addition Mg n'a eu aucun effet apparent sur la structure et la taille des grains alliages. La microstructure moulée (Figure.18b) comprend α -Al matrice, des particules de type de plaque $\text{Al}_3(\text{ZrVTi})$ et les particules $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, Al-Cu et Mg-Si phases eutectiques. Aucune différence apparente entre les microstructures des alliages expérimentaux moulés a été observée, sauf que la Les particules de Mg-Si se sont formées uniquement à une teneur en Mg plus élevée (0,19%). Dans la microstructure après traitement en solution (Figure. 18c), le Mg-Si et le plus de l'Al-Cu ont été dissous dans la matrice d'aluminium, tandis que la dissolution d' $\text{Al}_3(\text{ZrVTi})$ et d' $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ est restée défavorable.

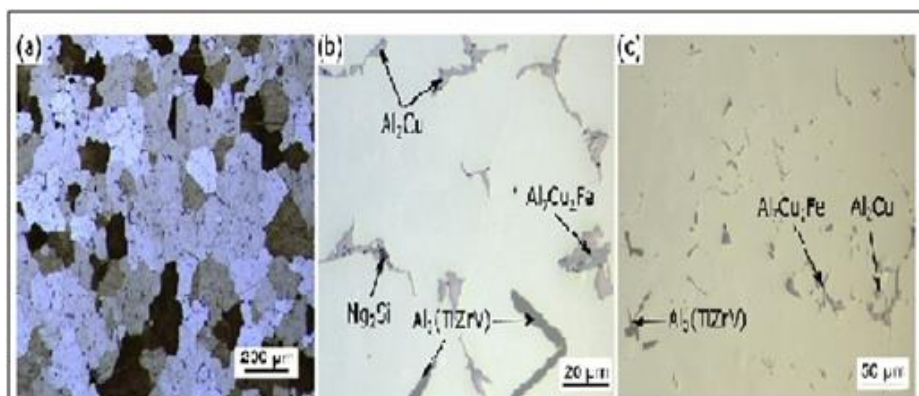


Figure. 18. Micrographies optiques typiques montrant (a) la structure des grains et (b, c) les phases intermétalliques d'alliage avec 0,19% de Mg dans les conditions de coulée (a, b) et en solution (c).

PARTIE 1 ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Des analyses DSC des alliages de 0 Mg et 0,13 Mg ont été effectuées pour révéler l'effet du Mg sur la cinétique de la transformation Θ'' à Θ' . Le premier pic dans les courbes DSC des échantillons T7 est associé à la dissolution des particules Θ'' (Figure. 21a); cependant, la zone sous le pic est beaucoup plus grande pour l'alliage 0% Mg que pour l'alliage 0,13 Mg, ce qui suggère que la fraction de particules Θ'' dans le premier était beaucoup plus élevée que dans le second, en accord avec les observations microstructurales (Figure. 19 et 20). La réaction de précipitation Θ' (deuxième pic) montre une tendance similaire; c'est-à-dire que l'amplitude de la réaction de précipitation Θ' est beaucoup plus petite dans l'alliage 0,13 Mg que dans l'alliage 0Mg, car la majeure partie de la phase Θ' est apparue pendant le vieillissement dans le premier (Figure.20).

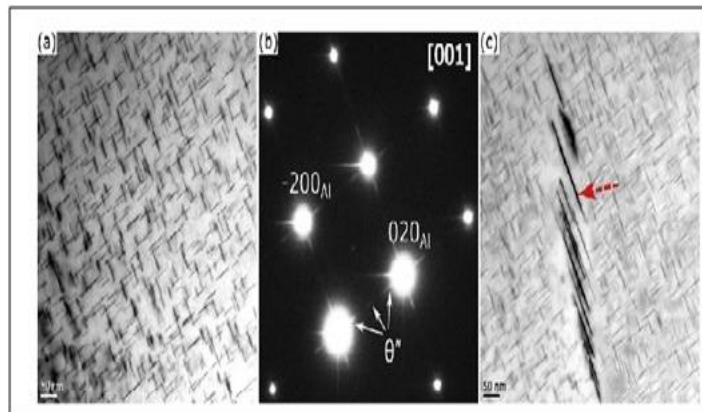


Figure. 19. Images TEM en champ clair (a, c) et SADP correspondant (b) de l'alliage 0 Mg vues le long de $\langle 001 \rangle_{\alpha}$ -Al. La flèche en (c) indique Θ' précipités qui ont nucléé sur une luxation, formant une structure d'escalier.

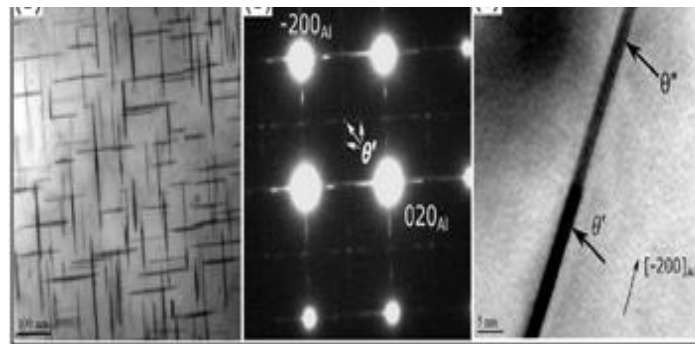


Figure. 20. Images TEM en champ clair (a, c) et SADP correspondants (b) de l'alliage 0,13 Mg vues le long de $\langle 001 \rangle_{\alpha}$ -Al.

Les courbes DSC de la solution (Figure. 21b) confirment également le rôle du Mg dans l'accélération de la précipitation de la phase Θ' , car la température de pointe de la précipitation Θ' , à laquelle le taux de précipitation est le plus élevé, est inférieure aux environ 20°C à l'alliage de 0,13 mg. De plus, la plage de températures de précipitation de l'alliage contenant du Mg est beaucoup plus étroite que celle de l'alliage sans Mg, ce qui pourrait résulter de l'amélioration de taux de nucléation lors de l'addition de Mg.

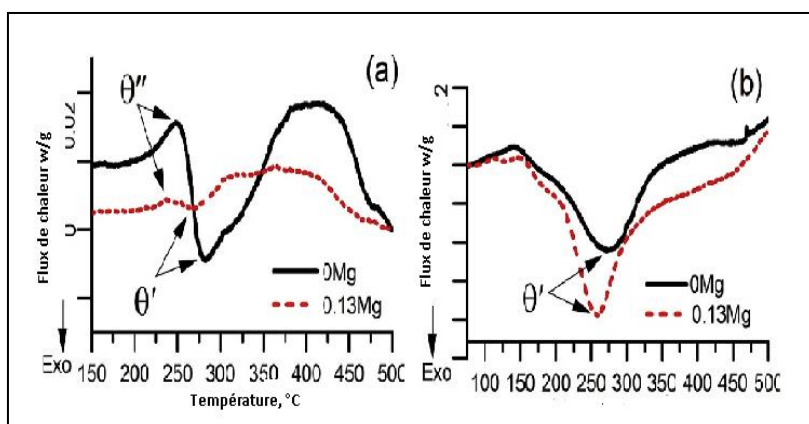


Figure. 21. Courbes DSC typiques pendant le chauffage d'alliages 0 Mg et 0,13 Mg: (a) échantillons traités au T7 et (b) en solution et trempés.

La principale caractéristique distinctive des trois alliages expérimentaux est que les précipités Θ' dans les alliages contenant du Mg sont beaucoup plus fins et plus denses que ceux de l'alliage sans Mg (Figure. 22). Les caractéristiques quantitatives de Θ' sont répertoriées dans le tableau 9. La longueur et l'épaisseur moyennes des particules de Θ' dans l'alliage de 0,13 mg sont plus petite et leur densité de nombre est nettement supérieure à celles de l'alliage de 0 mg. Au fur et à mesure que la teneur en Mg augmente, de 0,13% à 0,19%, l'épaisseur et la longueur moyennes des particules Θ' restent inchangée, mais leur densité en nombre diminue sensiblement, de 406 à 226 mm^{-3} .

De plus, quelques précipités grossiers se trouvant sur les plans $\{210\}$ Al sont observés dans l'alliage 0,19 Mg (Figure. 22c), et ces précipités sont identifiés comme la phase S (Al_2CuMg), car cette phase précipiterait parallèlement à les plans $\{210\}$ Al en Mg contenant des alliages Al-Cu [77].

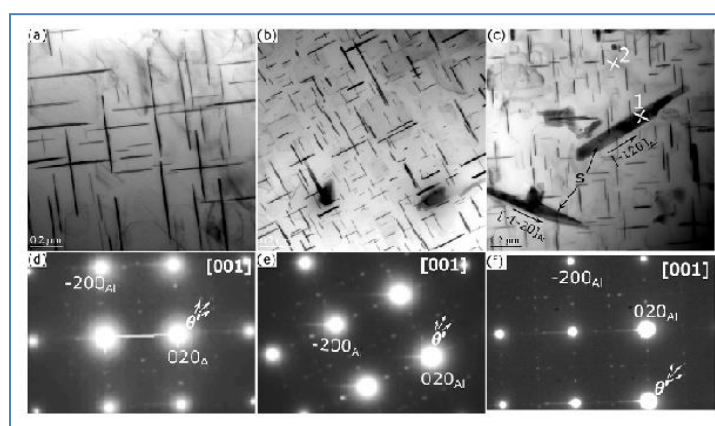


Figure.22. Images TEM en champ clair (a, b, c) et (d, e, f) vues le long de $\langle 001 \rangle$ a-Al en alliage 0 Mg (a et d), alliage 0,13 Mg (b et e) et 0,19 mg d'alliage (c et f). Les repères numérotés 1 et 2 sur la figure 22c indiquent les régions où les analyses TEM-EDS ont été effectuées

L'analyse TEM de l'alliage 0,13 Mg après 1000 h a révélé que les précipités étaient encore sur la phase Θ' qui a conservé sa forme de plaque (figure. 23); les résultats quantitatifs

sont présentés dans le tableau 3. En comparaison de deux temps d'exposition (100 h sur les figures 8b et 1000 h sur Figure.23a) montre que le grossissement des précipités a été dominé par l'allongement, comme la longueur moyenne de la phase Θ' de 0,11 μm après 100 h à 0,25 μm après 1000 h, alors que l'épaisseur est restée inchangée.

Il est raisonnable de dire que seul un grossissement modéré s'est produit lors d'une exposition thermique prolongée, confirmant la stabilité thermique à long terme de la phase Θ' à 300 ° C, qui est le point clé pour préserver les propriétés à haute température et qui dépasse 125 MPa. Après 1000 h. Il est également intéressant de noter que le YS à 300 C de l'alliage 0,13 Mg après 1000 h (125 MPa) était encore plus élevé que celui de l'alliage 0 Mg après 100 h (111 MPa), car le Θ' précipite dans l'alliage 0,13 Mg après 1000 h étaient encore plus fins et plus denses que ceux de l'alliage 0 Mg après 100 h (tableau 9).

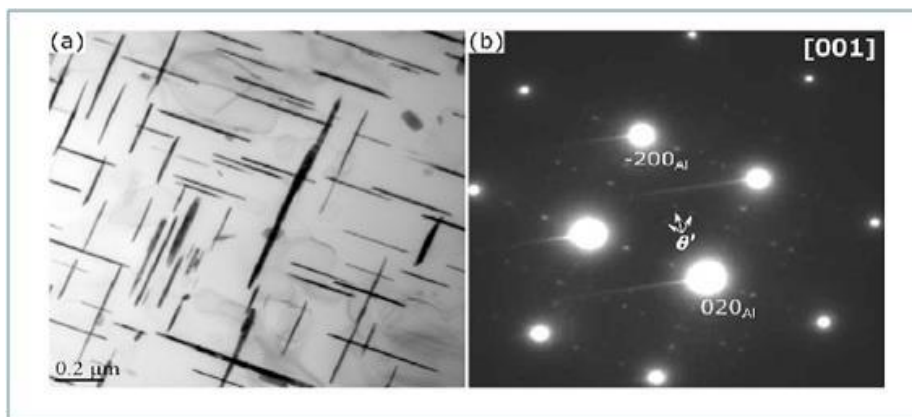


Figure. 23. (a) Image TEM en champ clair et (b) le SADP correspondant de l'alliage 0,13 Mg vu le long de $\langle 001 \rangle_{\alpha\text{-Al}}$ après exposition à 300 C pendant 1000 h.

Etude comparative de la résistance à haute température de divers alliages d'aluminium moulés

Les alliages d'aluminium coulés les plus fréquemment utilisés pour fabriquer les blocs moteurs et les culasses se divisent en deux principaux groupes [78].

Les alliages de type Al-Si-Mg 356 contenant 7-10% en poids de Si et 0,25-0,5% en poids Mg et renforcé avec β'' / β' Mg_2Si précurseurs; Alliages de type Al-Si+Cu-Mg 319 contenant 5-9% en poids de Si et 3-4% en poids de Cu et renforcé avec des précurseurs Θ'' / Θ' .

Les alliages d'aluminium basés sur les types 356 et 319 ont une excellente ductilité et résistance à température ambiante, mais leurs résistances à la température sont assez limitées. La température de fonctionnement n'a cessé d'augmenter (vers 300-350°C) avec le développement des nouvelles générations des moteurs [79].

Des études récentes ont exploré l'introduction de dispersoïdes thermiquement stables en ajoutant des éléments de transition les deux types d'alliages 356 et 319 dans le tableau 5. Cependant, en raison de la fraction volumique relativement faible des dispersoïdes, leur effet renforçant reste relativement petit.

En revanche, certains alliages Al-Cu présentent une bien meilleure température résistance et stabilité thermique élevée que les alliages 356 ou 319.

Cinétique de décomposition de la martensite dans un alliage Cu-Al modifié par Gd

A.B. Oliveira a étudié la Cinétique de décomposition de la martensite dans un alliage Cu-Al modifié par Gd. Pour cette étude des alliages Cu_{81.1}Al_{18.9} et Cu_{79.7}Al_{19.2}Gd_{1.1} ont été préparés dans un four à arc sous une pression d'argon de 400 mmHg (53 kPa) en utilisant 99,95% de cuivre, 99,97% d'aluminium et 99,95% de gadolinium comme matières premières. Les échantillons ont été recuits pendant 120 h à 850 ° C pour obtenir une homogénéisation et refroidis à une vitesse de 1 ° C min⁻¹. Après recuit, les échantillons ont été maintenus à 850 ° C pendant 1 h et trempés dans de l'eau glacée [80].

Les alliages à base de Cu sont des matériaux intéressants, car ils peuvent potentiellement être combiné avec d'autres éléments d'alliage, permettant ainsi la préparation de différents alliages aux propriétés raisonnables [81, 82, 83, 84]. Le Cu-Al et / ou des alliages à base de CuAl ont été utilisés dans différents domaines en raison de leur résistance à la corrosion et à la résistance mécanique, et de leur excellente ouvrabilité à froid et à chaud.

Le principal inconvénient des alliages traditionnels Cu-Al est les grains grossiers qui diminuent leurs propriétés mécaniques[85]. De plus, les alliages hypoeutectoïdes Cu-Al peuvent présenter un durcissement par précipitation [86].

Les alliages Cu-Al dans le champ de phase α -Cu ne sont pas sensibles au durcissement [87].

Adorno et autres sont montrés que les alliages dans le champ en phase α -Cu avec de l'Ag ajouté présentent un durcissement amélioré en raison de la précipitation de l'Ag aux joints de grains dans les alliages [88].

Adorno et autres a également signalé que lors de la décomposition de martensite dans l'alliage Cu-19at.% Al, le durcissement par vieillissement est la formation des phases α_2 et γ_1 [89], et l'introduction de 4 wt % Ag dans cet alliage conduit à la formation de phase γ_1 , qui catalyse la précipitation d'Ag [90].

D'autres éléments d'alliage ont été ajoutés à l'alliage Cu-Al pour améliorer leurs propriétés ou modifier la phase stabilité et températures critiques de réactions spécifiques [91, 92, 93].

Le Gd est un métal des terres rares avec une taille atomique plus grande que les atomes de Cu et d'Al, et son électronégativité différent considérablement par rapport à ces derniers[94].

Expérimentalement les auteurs ont utilisés des alliages Cu_{81.1}Al_{18.9} et Cu_{79.7}Al_{19.2}Gd_{1.1} (composition en% at) ont été préparés dans un four à arc sous une pression d'argon de 400 mmHg (53 kPa) en utilisant 99,95% de cuivre, 99,97% d'aluminium et 99,95% de gadolinium comme matières premières. Les échantillons ont été recuits pendant 120 h à 850 ° C pour obtenir une homogénéisation et refroidis à une vitesse de 1 ° C min⁻¹. Après recuit, les échantillons ont été maintenus à 850 ° C pendant 1 h et trempés dans de l'eau glacée.

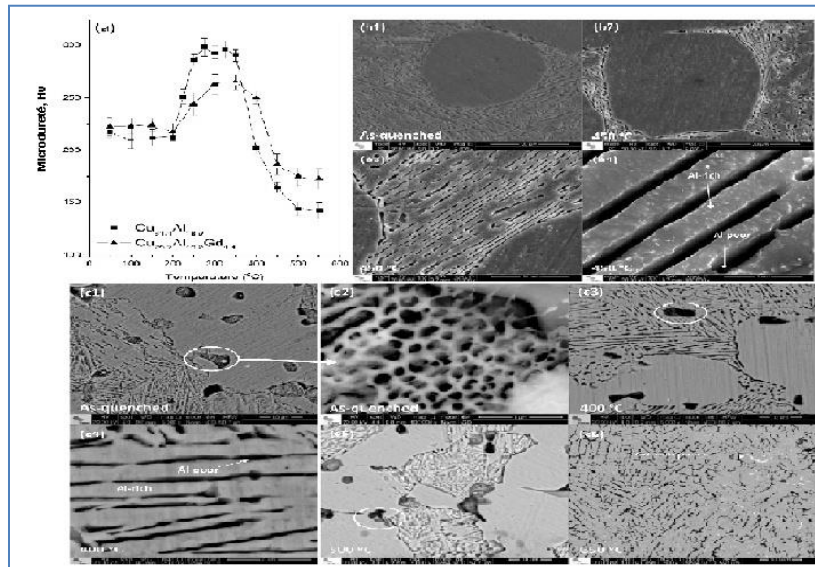


Figure. 24. (a) Tracés des variations de la micro-dureté avec la température de tremp. (b) Micrographies électroniques à balayage obtenues pour l'alliage Cu_{81.1}Al_{18.9}. (c) Micrographies électroniques à balayage obtenues pour l'alliage Cu_{79.7}Al_{19.2}Gd_{1.1}.

Les valeurs de micro-dureté de l'alliage Cu_{79.7}Al_{19.2}Gd_{1.1} figure 24 (a) étaient constantes jusqu'à 200 ° C et similaires à celles observées pour l'alliage Cu_{81.1}Al_{18.9}. La microdureté est passée de 200° C à 300° C en raison des effets décrits ci-dessus pour l'alliage Cu_{81.1}Al_{18.9}. Dans cette plage de températures, les valeurs de microdureté étaient plus faibles pour l'alliage Cu_{79.7}Al_{19.2}Gd_{1.1} que celles pour l'alliage binaire en raison de la présence de la phase Cu₂Gd dans cette plage de température [95].

Suite aux résultats DSC montrent qu'aucune transition de phase ne s'est produite dans cette plage de températures. Les valeurs de microdureté déterminées pour l'alliage Cu_{81.1}Al_{18.9} sont passées de 200 ° C à 275 ° C, puis sont restées approximativement constantes jusqu'à 325 ° C. Ces résultats peuvent être attribués à l'ordre de la martensite et à la formation de la phase α_2 , suggérant ainsi que la précipitation de la phase α_2 stable peut avoir augmenté les valeurs de microdureté pour le Cu_{81.1}Al_{18.9} alliage, comme est indiqué dans les travaux [96].

Quand la température de tremp augmenté, la microdureté a diminué à des valeurs inférieures à celles obtenu à 50° C, attribué à la formation de ($\alpha + \gamma_1$) phase, comme l'indique la présence de lamelles pauvres en Al et riches en Al, montré en détail sur la Fig. 24 (b2 – b4) (à 450 ° C). De plus, la microstructure de l'alliage Cu_{79.7}Al_{19.2}Gd_{1.1} (voir Fig. 24 (c1 – c3) et 24 (c5)) contenait des régions similaires à des tubes de diamètre moyen 200 nm, qui étaient stables jusqu'à environ 500 ° C (région encerclée sur la figure 24 (c)). Ces structures peuvent également avoir contribué à la baisse.

Effet du Zn sur l'évolution des précipitations et les propriétés mécaniques d'un alliage coulé haute résistance Al-Li-Cu

Jinshuo Zhang, Guohua Wu, Liang Zhang ont étudié l'influence de l'addition de Zn sur l'évolution de la microstructure et les performances mécaniques d'un nouvel alliage coulé Al-Li-Cu-Mg.

Les résultats révèlent que Zn modifie les comportements de précipitation et améliore efficacement la résistance à la traction. Lorsque la teneur en Zn augmente à 1% en poids, la précipitation de la phase T1 (Al₂CuLi) est considérablement améliorée au détriment de la phase S'(Al₂CuMg). La précipitation de δ' (Al₃Li) augmente au fur et à mesure que l'addition de Zn et élimine l'élargissement des zones exemptes de précipitations δ'. Une distribution plus uniforme de δ' est également observée dans les alliages contenant du Zn.

Dans cette étude, les alliages coulés Al-2.5Li-1.5Cu-xZn-0.5Mg-0.15Zr (x = 0, 0,5, 1 et 1,5) ont été préparés à partir d'Al pur, Mg, Li pur, Zn, alliages maîtres Al-50% Zr et Al-50% Cu dans un four à résistance électrique. Sous la protection de l'argon, le liquide les alliages ont été dégazés par C₂Cl₆. Ensuite, les alliages liquides ont été versés dans des moules métalliques préchauffés. La spectroscopie d'émission plasma-atmosphérique à couplage inductif (ICP-AES) a été utilisée pour mesurer les compositions chimiques réelles des quatre alliages (ils sont désignés ci-après par base, alliages 0,5 Zn, 1 Zn, 1,5 Zn), et les résultats sont répertoriés dans le tableau. 8. Les densités (g / cm³) des alliages étudiés, qui étaient les valeurs moyennes de cinq échantillons de chaque alliage, ont été mesurées en utilisant la méthode d'Archimède standard avec de l'eau distillée. Après les traitements en solution, les 175 ° C pendant divers temps dans le bain d'huile.

Tableau .8. Compositions chimiques et densités mesurées des alliages étudiés.

Acier	Li	Cu	Mg	Zn	Zr	Al	Densité (g/cm ³)
Base	2.48	1.55	0.47	0	0.14	Bal	2.433
0.5Zn	2.46	1.58	0.54	0.55	0.13	Bal	2.518
01Zn	2.45	1.44	0.99	0.99	0.16	Bal	2.553
1.5Zn	2.47	1.57	1.46	1.46	0.15	Bal	2.589

La figure 25 (a) présente Les diagrammes de diffraction des rayons X d'Al-2.5Li-1.5Cu-0.5Mg- moulé Alliages 0,15Zr avec différents ajouts de Zn. Les pics de α-Al, δ' (Al₃Li), T2(Al₆CuLi₃), δ (AlLi) et θ' (Al₂Cu) ont été observées dans les alliages coulés [100, 101], alors qu'aucun pic supplémentaire de phase contenant du Zn n'a pu être déterminé.

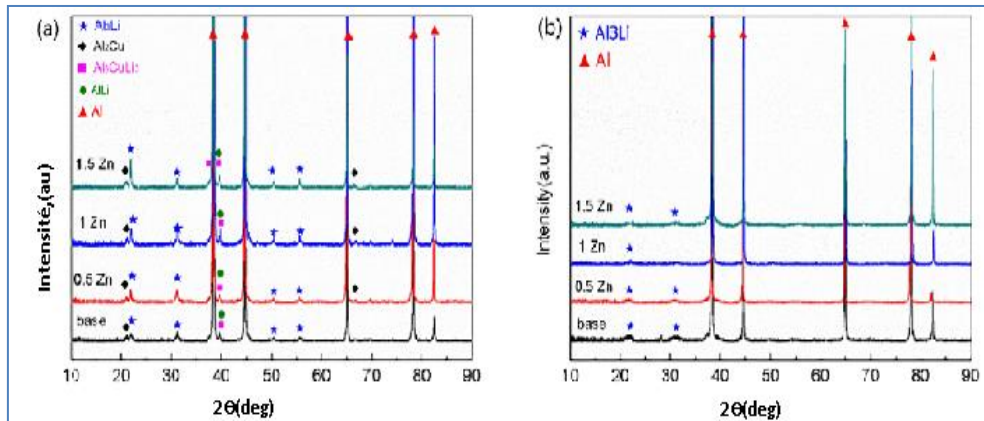


Figure. 25. Diagrammes XRD d'alliages Al-2.5Li-1.5Cu-0.5 Mg-xZn-0.15Zr: (a) État brut de coulée; (b) État trempé.

Fridlyander a indiqué la coexistence des phases T2 et TB (AlCu₄Li) dans le système quaternaire Al-Cu-Li-Mg. Cependant, dans cette étude, aucun pic caractéristique T_B n'a été identifié, peut-être pour son petit volume. Les existences de δ , T2 et θ' étaient identiques au coin aluminium du diagramme de phase Al-Li-Cu [97-99]. La phase métastable δ' , qui s'est formée facilement lors du vieillissement naturel, est orientée cube / cube avec la matrice et le décalage de réseau contraint est inférieur à 0,1% [100].

La figure 25 (b) présente diagrammes XRD des alliages à l'état trempé. Mais par rapport aux alliages à l'état brut, les pics caractéristiques des phases contenant du Cu et de la phase δ ont disparu, en indiquant que les phases δ , T2 et θ' ont été dissoutes après traitement thermique en solution. La phase δ' précipite facilement après un court vieillissement naturel pour ses petites barrières de nucléation, ainsi les pics caractéristiques de la phase δ' peuvent être retrouvés à l'état trempés.

La figure 26 présente la microstructure optique de l'alliage moulé Al-2.5Li- 1.5Cu-0.5Mg-x Zn-0.15Zr. Les échantillons de base et 0,5 Zn étaient principalement constitués de grains de matrice α -Al dendritiques grossiers et de phases secondaires le long des joints de grains. Lorsque la teneur en Zn a atteint 1% en poids et 1,5% en poids, la structure métallographique s'est avérée exister d'avantage avec des grains équiaxes et les tailles moyennes de grain se sont affinées évidemment. Les tailles moyennes des grains des alliages de base, 0,5 Zn, 1 Zn et 1,5 Zn étaient d'environ 213, 152, 93 et 104 μm

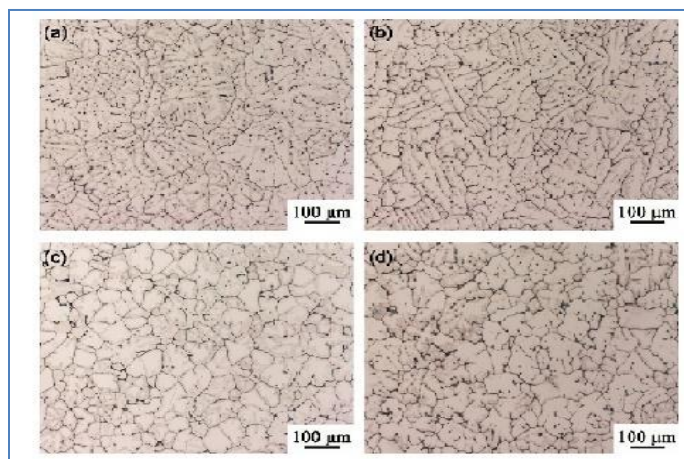


Figure. 26. Microstructures d'alliages moulés Al-2.5Li-1.5Cu-0.5Mg-0.15Zr avec addition de Zn différente, indiquant l'espacement graduellement réduit des bras en dendrite dû à l'augmentation de la teneur en Zn: a) alliage de base; (b) alliage de 0,5 Zn; (c) alliage 1 Zn; (d) alliage de 1,5 Zn.

Avec l'augmentation de la teneur en Zn, la quantité de phases secondaires dans les joints de grains n'a cessé de s'améliorer. Selon la mesure, les fractions de surface des phases secondaires étaient respectivement d'environ 0,73%, 0,85%, 0,93% et 1,07%.

La figure 27 (c), montre qu'il y avait peu de phase secondaire riche en Cu résiduelle aux joints de grains avec un léger grossissement de la taille des grains dans un alliage à 1% Zn après le traitement en solution. Les phases secondaires ont montré un contraste plus brillant dans le SEM en raison du nombre atomique plus élevé de Cu. Cependant, l'échantillon d'alliage de 1,5 Zn trempé contenait encore des phases secondaires résiduelles qui étaient négatives pour les propriétés mécaniques.

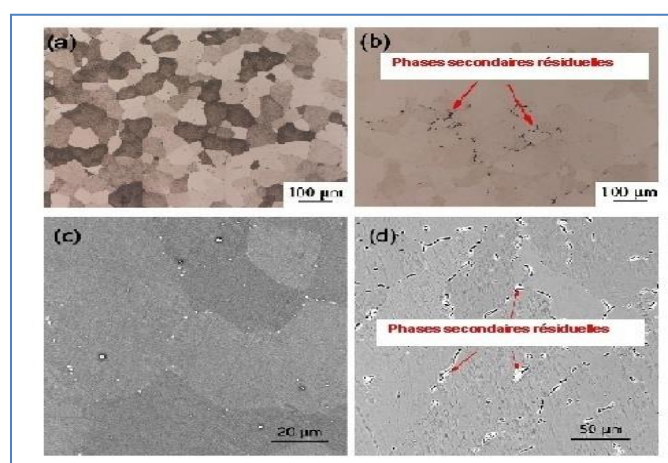


Figure. 27. Microstructures des alliages étudiés après mise en solution: (a) Alliage 1 Zn; (b) alliage de 1,5 Zn; (c) micrographies SEM rétrodiffusées d'un alliage à 1 Zn; (d) Micrographies SEM rétrodiffusées d'alliage 1,5 Zn.

Les analyses SEM figure 28 correspondent aux distributions d'éléments acquises par EDS d'alliage 1% Zn. Le Cu s'est considérablement enrichi dans les phases secondaires réparties le long des joints de grains ou des régions interdendritiques.

PARTIE 1 ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

En même temps, plus d'atomes de Zn se trouvaient au voisinage des joints de grains comme indiqué sur les figures 28 (c) et (d). La distribution de Mg était similaire à celle de Zn, mais la ségrégation de Zn autour des joints de grains était plus dense. Malheureusement, l'élément Li n'a pas pu être détecté pour son faible numéro atomique. Il est démontré que les phases secondaires le long des joints de grains sont dominées par les phases contenant du Cu.

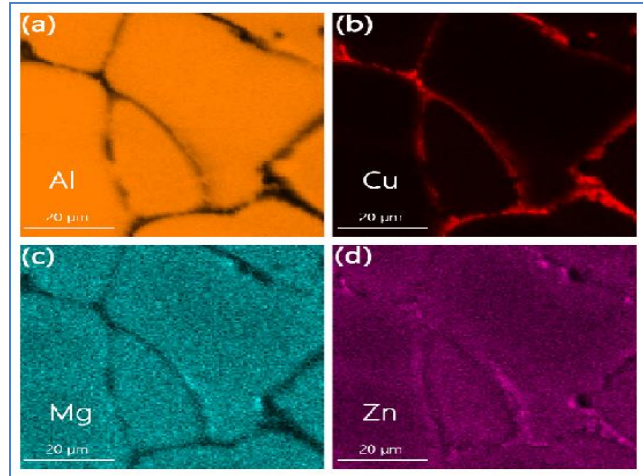


Figure .28 .Cartographie des éléments SEM d'un alliage moulé à base de Zn: (a) distribution d'Al; (b) Distribution de Cu; (c) Distribution de Mg; (d) Distribution de Zn

La figure 30 montre les propriétés mécaniques et les courbes de contrainte-déformation représentatives des alliages étudiés dans différentes conditions de traitement de vieillissement. L'alliage de 1,5 Zn trempé présentait la ductilité la plus faible ($EL = 13,4\%$) comparant les autres alliages trempés comme le montre la figure 29 (a) et (b), qui étaient principalement attribuées aux phases secondaires riches en Cu résiduelles. La limite d'élasticité et la résistance ultime à la traction de l'alliage de base trempé ont montré la valeur la plus faible.

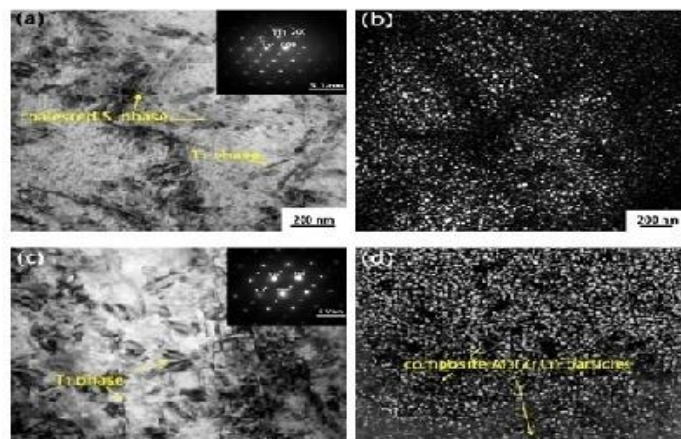


Figure. 29. Images TEM des alliages vieillis pendant 32 h: (a) Image BF de l'alliage de base avec les modèles de diffraction de zone sélectionnée pour la matrice orientée $B = [011]$; (b) image δ' de l'alliage de base; (c) image BF de l'alliage 1 Zn ($B = [011]$, encadré); (d) Image δ' de l'alliage 1 Zn.

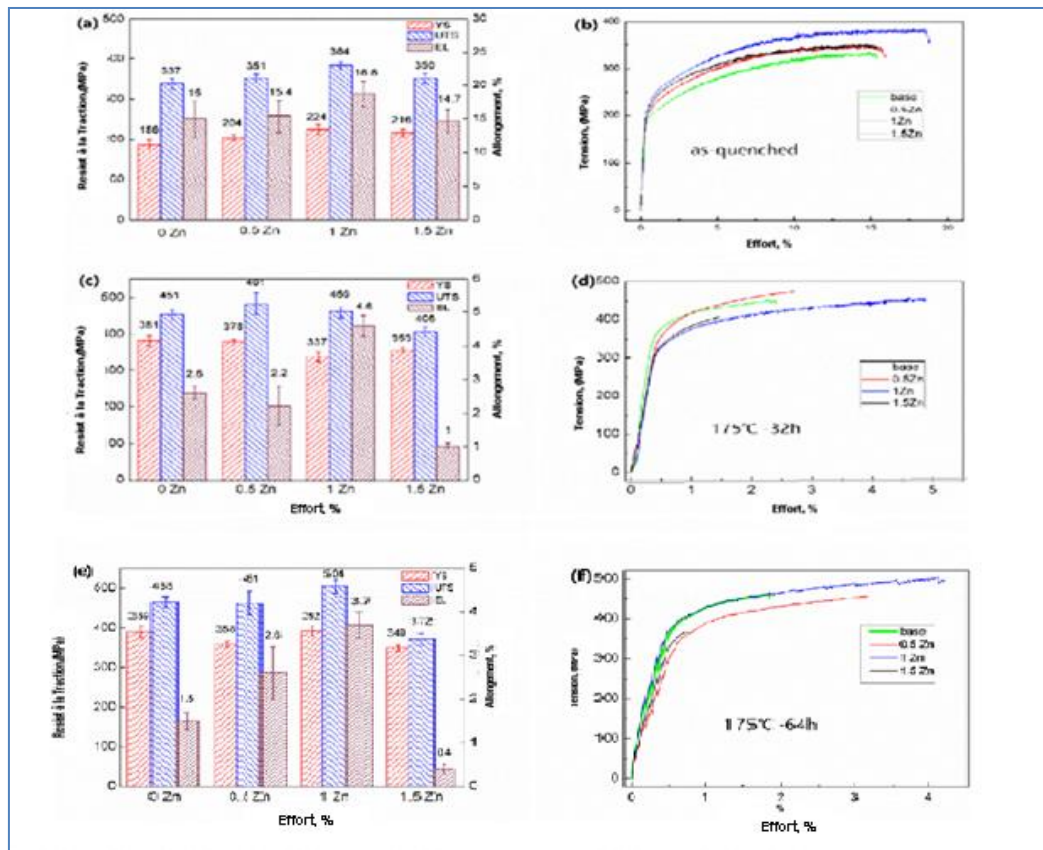


Figure. 30. Propriétés mécaniques et courbes de contrainte-déformation techniques typiques des alliages Al-2.5Li-1.5Cu-xZn (x = 0, 0.5, 1, 1.5) -0.5 Mg-0.15Zr: (a) et (b) propriétés mécaniques des alliages à l'état trempé; (c) et (d) propriétés mécaniques des alliages à l'état vieilli à 175 ° C-32 h; (e) et (f) propriétés mécaniques des alliages à l'état vieilli à 175 ° C-64 h.

Conclusion

Dans ce travail les auteurs ont étudiés, les mécanismes d'évolution de la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage Al-2.5Li-1.5Cu-0.5 Mg-XZn-0.15Zr après le traitement thermique.

- Ils ont considérés que les atomes de Zn entrent en compétition avec Mg pour les atomes de Cu et avec Mg pour les atomes de Cu et les lacunes pour générer les précurseurs de T1 au stade préconisé du vieillissement. Ainsi, lorsque la teneur en Zn atteint 1% en poids, la précipitation de la phase T1 est grandement amélioré aux dépens de la phase S'.
- La précipitation accrue de δ' libère plus de lacunes, formant plus de sites de nucléation des phases S' et T1. Une distribution plus uniforme de S' peut être trouvée dans les alliages contenant du Zn.
- l'alliage contenant 1% en poids de Zn présente les meilleures propriétés mécaniques après vieillissement à 175 ° C pendant 64 h

conclusion générale

Conclusion générale

Les alliages métalliques jouent un rôle important dans l'industrie et leurs applications sont nombreuses. Cette étude est consacrée à l'élaboration et caractérisation des alliages binaires d'Aluminium- cuivre - X% d'autres éléments avec une teneur en masse par la méthode de fusion dans un four à remous sous atmosphère contrôlée.

Ces matériaux occupent généralement une place importante dans le domaine industriel, ils se présentent sous diverses formes. et les alliages métalliques ont toujours occupé une place sérieuse, car pour les raisons de recherche, les caractéristiques des alliages métalliques s'améliorent de jour en jour. Les alliages à base de Cu-Sn appelés les bronzes, ont une bonne résistance à l'usure [101], conductivité électrique [102], et une bonne résistance à la corrosion [103].

De ce fait, il est important d'étudier les relations entre microstructure et propriétés de l'alliage Al-Cu. Pour mieux connaître ce type de matériaux, nous avons décidé d'élaborer des alliages d'Al- Cu-X% par le procédé de fusion dans un four à haute fréquence HF sous atmosphère contrôlée et d'étudier le comportement mécanique des éprouvettes obtenues. Dans un second temps, une caractérisation métallographique et une mesure de dureté seront réalisées afin de relier la morphologiques et les propriétés mécaniques des phases constitutives

Plan de travail :

- Alliage étudié : Al-Cu-X,
- Constitution de l'alliage par compactage des poudres,
- Fusion de l'alliage par le moyen d'un four à induction à haute fréquence,
- Préparation des échantillons,
- Traitement thermique,
- Observation métallographique sur microscope optique et MEB avec microanalyse des phases sur échantillons brut et traité,
- Identification et quantification des phases par DRX,
- Micro-dureté,
- Essais de corrosion.

N.B : Durant les deux semaines de stage on a pu seulement réaliser le 1^{er} point du plan cité ci-dessus. C'est-à-dire le programme de travail établi n'est pas abouti suite à la fermeture des laboratoires liée aux contraintes du COVIS-19. La réalisation des différentes taches est prévue non seulement au niveau de l'URASM/CRTI mais aussi au niveau d'autres laboratoires externes.

Références bibliographiques

Références bibliographiques

- [1] BARRALIS J., Métallurgie : élaboration, structures-propriétés, normalisation, collection Précis, AFNOR, Nathan, Paris, 1997, p.10.
- [2]. <http://www.histalu.org/> /la-production d'aluminium et de-la-bauxite et alumine/.
- [3]. A. Hadouche. Mémoire de master. Université de Biskra (2014).
- [4].<http://www.histalu.org/l'aluminium/les-grandes-etapes-de-production/la-production-d'aluminium-la-bauxite-l'alumine/>.
- [5]. photos.monanneeaucollege.com.
- [6]. VARGEL C., op. cit., p.1.
- [7]. Dominique ottelo ; métaux et alliage ; technologie des métaux et alliages particulièrement en Aéronautique ; page 18.
- [8]. M.Cornier-Quiquandon, A.Quivy, S.Lefebvre, E.Elkaim,G.Heger, A.Katz, and D.Gratias. Neutron-diffraction study of icosahedral Al-Cu-Fe single quasicrystals. PhysicalReview, (1991), B44(5), 2071-2084
- [9]. J.PBaïllon, J.M.Dorlot, troisième édition, Montréal .EcolePolytechnique de Montréal, p480(2000)]
- [10]. ALUMINIUM ALLIAGES.do,<http://joho.monsite.orange.fr/>
- [11]. A.P. Tsai, A. Inoue, T. Masumoto, Jpn. J. Appl. Phys. 26 (1987)L1505–L1507
- [12]. Elena DIN-STIRBU, thèse de doctorat Université de Pitesti Roumanie. (2005).
- [13]. Baïllon, J.M.Dorlot, troisième édition, Montréal. EcolePolytechnique de Montréal, p480(2000).
- [14].C.Vargel, corrosion de l'aluminium, paris p501 (1999).
- [15]. Elena DIN-STIRBU, thèse de doctorat Université de Pitesti Roumanie. (2005).
- [16].C.Vargel, corrosion de l'aluminium, paris p501 (1999).
- [17]. https://fr.wikipedia.org/wiki/Alliage_d%27aluminium_pour_fonderie
- [18]. https://yandex.ru/tutor/subject/problem/?problem_id=T15128
- [19]. https://fr.wikipedia.org/wiki/Alliage_d%27aluminium_pour_fonderie
- [20]. S. Zajac, B. Hutchinson, A.A. Johansson, L.-Q. Gullman, Microstructure control and extrudability of Al-Mg-Si alloys microalloyed with manganese, Mater.Sci.Tech. Lond. 10 (1994) 323-333.
- [21]. T. Spassov, V. Rangelova, N. Neykov, Nanocrystallization and hydrogen storage in rapidly solidified Mg-Ni-RE alloys, J. Alloys Compd. 334 (2002) 219-223.
- [22].F. Taghavi, H. Saghafian, Y.H.K. Kharrazi, Study on the effect of prolonged mechanical vibration on the grain refinement and density of A356 aluminum alloy, Mater. Des. 30 (2009) 1604-1611.

Références bibliographiques

- [23]. P. Kaur, D.K. Dwivedi, P.M. Pathak, Effects of electromagnetic stirring and rare earth compounds on the microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-Si alloys, *Int. J. Adv. Manuf. Tech.* 63 (2012) 415-420
- [24]. J.C. Hung, C.C. Lin, Investigations on the material property changes of ultrasonic-vibration assisted aluminum alloy upsetting, *Mater. Des.* 45 (2013) 412-420.
- [25]. L.P. Wang, G.J. Cao, J.J. Zhang, G.J. Wang, X.Y. Lü, E.J. Guo, Effect of combined RE-Ba-Sb addition on microstructure and mechanical properties of 4004 aluminum alloy, *Trans. Nonferrous. Metal. Soc.* 23 (2013) 2236-2242.
- [26]. P. Kunnam, C. Limmaneevichitr, Effect of process parameters on morphology and grain refinement efficiency of TiAl₃ and TiB₂ in aluminum casting, *J. Mater. Sci. Technol.* 24 (2008) 54-56.
- [27] A. Mandal, M. Chakraborty, B.S. Murty, Effect of TiB₂ particles on sliding wear behaviour of Al-4Cu alloy, *Wear* 262 (2007) 160-166.
- [28] A.L. Greer, A.M. Bunn, A. Tronche, P.V. Evans, D.J. Bristow, Modelling of inoculation of metallic melts: application to grain refinement of aluminium by Al-Ti-B, *Acta Mater.* 48 (2000) 2823-2835.
- [29] M.A. Easton, D.H. StJohn, Improved prediction of the grain size of aluminum alloys that includes the effect of cooling rate, *Mater. Sci. Eng.A* 486 (2008).
- [30]. H.T. Lu, L.C. Wang et S.K. Kung, "Grain refining in A356 alloys", *Journal of Chinese Foundryman's Association*, 1981, vol. 29, pp. 10-18
- [31]. S.A. Zhou, Z. Zhang, M. Li, D.J. Pan, H.L. Su, X.D. Du, P. Li, Y.C. Wu, Effect of Sc on microstructure and mechanical properties of as-cast Al-Mg alloys, *Mater. Des.* 90 (2016) 1077-1084
- [32]. Z.Y. Guo, G. Zhao, X.G. Chen, Effects of two-step homogenization on precipitation behavior of Al₃Zr dispersoids and recrystallization resistance in 7150 aluminum alloy, *Mater. Charact.* 102 (2015) 122-130
- [33]. A. Sadeghi, M. Hoseini, M. Pekguleryuz, Effect of Sr addition on texture evolution of Mg-3Al-1Zn (AZ31) alloy during extrusion, *Mat. Sci. Eng. A* 528 (2011) 3096e3104
- [34]. YucelBiol, AlB₃ master alloy to grain refine AlSi10Mg and AlSi12Cu aluminium foundry alloys, *Journal of Alloys and Compounds* 513 (2012) 150– 153
- [35]. Leandro Bolzoni, NadendHariBabub, Engineering the heterogeneous nuclei in Al-Si alloys for solidification control, *Applied Materials Today* 5 (2016) 255–259
- [36]. N. HariBabu, Y. Shi, K. Iida, D.A. Cardwell, A practical route for the fabrication of large single-crystal (RE)-Ba-Cu-O superconductors, *Nat. Mater.* 4 (2005)476–480
- [37]. Doctorat en science en : Chimie Industrielle, Phénomène de précipitation des phases dans l'alliage d'aluminium (série 6000), INES HAMDI, 2014.
- [38]. BOURGARIT D., PLATEAU J., « Quand l'aluminium valait de l'or : peut-on reconnaître un aluminium « chimique » d'un aluminium « électrolytique » ? », *ArchéoSciences* [En ligne],

Références bibliographiques

29 | 2005, mis en ligne le 31 décembre 2007, consulté le 13 octobre 2012. URL : <http://archeosciences.revues.org/560>.

[39]. DAVIS J.R., op. cit., p.41.

[40]. VARGEL C., op. cit., p.7.

[41]. BALLY J., « Aviation 1937. Le XVe Salon de l'Aviation (Paris) », Revue de L'Aluminium et de ses applications n°86, Paris, 1936, pp. 455-470]

[42]. VARGEL C., « métallurgie de l'aluminium », Dossier Techniques de l'ingénieur, M4663 V1, 2010, disponiblesur <http://www.techniques-ingenieur.fr>, p.1.

[43]. Température de l'eutectique Aluminium/Manganèse. (VARGEL C., op. cit., p.11.

[44]. WANG S. C., and STARINK M. J., « Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al-Cu-Mg-(Li) based alloys », International Materials Reviews, vol. 50, no. 4, pp. 193-215, Aug, 2005.

[45]. VARGEL C., op. cit., p.11.

[46]. [chapitre-1-2-matériux-fixe_chap_lmod1.pdf, page 68.

[47]. Yuanchun Huang et al. "Effects of homogenization on the dissolution and precipitation behaviors of intermetallic phase for a Zr and Er containing Al-Zn-Mg-Cu alloy" Progress in Natural Science: Materials International: www.elsevier.com/locate/pnsmi.

[48]. T.S. Srivatsan, S. Anand, S. Sriram, V.K. Vasudevan, Mater. Sci. Eng. A 281 (1–2) (2000) 292–304.

[49]. N. Kamp, I. Sinclair, M.J. Starink, Metall. Mater. Trans. A 33 (4) (2002) 1125–1136. [3] E. Nes, Precipitation of the metasTab, Acta Metall. 20 (4) (1972) 499–506.

[50]. J.D. Robson, Acta Mater. 52 (6) (2004) 1409–1421.

[51]. J.D. Robson, P.B. Prangnell, Acta Mater. 49 (4) (2001) 599–613] [J.D. Robson, P.B. Prangnell, Mater. Sci. Eng. A 352 (1–2) (2003) 240–250.

[52]. J.D. Robson, P.B. Prangnell, Mater. Sci. Technol. 18 (6) (2002) 607–614.] [J.D. Robson, Mater. Sci. Eng. A 338 (1) (2002) 219–229.

[53]. A. Ruder, D. Eliezer, J. Mater. Sci. 25 (8) (1990) 3541–3545.

[54]. Y. Li, Z. Liu, Q. Xia, Y. Liu, Metall. Mater. Trans. A 38 (11) (2007) 2853–2858.

[55]. X. Chen, Z. Liu, S. Bai, Y. Li, L. Lin, J. Alloy. Comp. 505 (1) (2010) 201–205.

[56]. Y. Deng, Z. Yin, F. Cong, Intermetallics 26 (7) (2012) 114–121.]

[57]. C. Mondal, A.K. Mukhopadhyay, Mater. Sci. Eng. A 391 (1–2) (2005) 367–376,

[58]. H. Wu, S.P. Wen, H. Huang, B.L. Li, X.L. Wu, K.Y. Gao, W. Wang, Z.R. Nie, Mater. Sci. Eng. A 689 (2017) 313–322.

[59]. H. Wu, S.P. Wen, K.Y. Gao, H. Huang, W. Wang, Z.R. Nie, Scr. Mater. 87 (4) (2014) 5–8.

Références bibliographiques

- [60]. A.B. Oliveira et al. "Kinetics of martensite decomposition in a Gd-modified Cu-Al alloy" *Journal of Physics and Chemistry of Solids* www.elsevier.com/locate/jpcs.
- [61]. J. Rakhmonov, G. Timelli, A. Fabrizi, F. Bonollo, Effect of V and Zr microalloying, and heat treatment on microstructure and mechanical properties of secondary Al-7Si-3Cu-0.3Mg alloy, *Int. J. Mater. Res.* 109 (2018) 1099-1112.
- [62]. A.R. Farkoosh, X. Grant Chen, M. Pegguleryuz, Interaction between molybdenum and manganese to form effective dispersoids in an Al-Si-Cu-Mg alloy and their influence on creep resistance, *Mater. Sci. Eng., A* 627 (2015) 127-138.
- [63]. K. Liu, H. Ma, X.G. Chen, Enhanced elevated-temperature properties via Mo addition in Al-Mn-Mg 3004 alloy, *J. Alloys Compd.* 694 (2017) 354-365.
- [64]. J. Rakhmonov, G. Timelli, A. Fabrizi, F. Bonollo, Effect of V and Zr microalloying, and heat treatment on microstructure and mechanical properties of secondary Al-7Si-3Cu-0.3Mg alloy, *Int. J. Mater. Res.* 109 (2018) 1099-1112.
- [65]. Y.H. Gao, C. Yang, J.Y. Zhang, L.F. Cao, G. Liu, J. Sun, E. Ma, Stabilizing nanoprecipitates in Al-Cu alloys for creep resistance at 300 degrees C, *Mater. Res. Lett.* 7 (2019) 18-25.
- [66]. P. Heugue, D. Larouche, F. Breton, R. Martinez, X.G. Chen, Evaluation of the growth kinetics of θ' and θ -Al₂Cu precipitates in a binary Al-3.5 Wt pct Cu alloy, *Metall. Mater. Trans.* 50A (2019) 3048-3060.
- [67]. T.K. Akopyan, N.A. Belov, N.V. Letyagin, Effect of trace addition of Sn on the precipitation hardening in Al-Si-Cu eutectic alloy, *J. Occup. Med.* 71 (2019) 1768-1775] [J.G. Kaufman, E.L. Rooy, *Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications*, ASM International, Materials Park, 2004.
- [68]. K.E. Knipling, D.C. Dunand, D.N. Seidman, Criteria for developing castable, creep-resistant aluminum-based alloys - a review, *Int. J. Mater. Res.* 97 (2006) 246-265.
- [69]. K.E. Knipling, D.C. Dunand, D.N. Seidman, Criteria for developing castable, creep-resistant aluminum-based alloys - a review, *Int. J. Mater. Res.* 97 (2006) 246-265.
- [70] R. Ivanov, A. Deschamps, F. De Geuser, Clustering kinetics during natural ageing of Al-Cu based alloys with (Mg, Li) additions, *Acta Mater.* 157 (2018) 186-195.
- [71]. A. Shyam, S. Roy, D. Shin, J.D. Poplawsky, L.F. Allard, Y. Yamamoto, J.R. Morris, B. Mazumder, J.C. Idrobo, A. Rodriguez, T.R. Watkins, J.A. Haynes, Elevated temperature microstructural stability in cast AlCuMnZr alloys through solute segregation, *Mater. Sci. Eng., A* 765 (2019), 138-279.
- [72]. S.P. Ringer, K. Hono, I.J. Polmear, T. Sakurai, Nucleation of precipitates in aged Al-Cu-Mg-(Ag) alloys with high Cu:Mg ratios, *Acta Mater.* 44 (1996)
- [73]. T.K. Akopyan, N.A. Belov, N.V. Letyagin, Effect of trace addition of Sn on the precipitation hardening in Al-Si-Cu eutectic alloy, *J. Occup. Med.* 71 (2019) 1768-1775.

Références bibliographiques

- [74]. Sanderson MD, Scully JC. Protective oxide formation on Cu-7.5Al-2Si alloy. *Metall Mater Trans* 1970;1:1273–9. <https://doi.org/10.1007/BF02900243>.
- [75]. Poggie RA, Wert JJ, Harris LA. The effects of surface oxidation and segregation on the adhesional wear behavior of aluminum-bronze alloys. *J AdhesSciTechnol* 1994;8: 11–28. <https://doi.org/10.1163/156856194X00023>
- [76]. Rakhmonov, G. Timelli, F. Bonollo, The effect of transition elements on high temperature mechanical properties of AlSi foundry Alloys A review, *Adv. Eng. Mater.* 18 (2016) 1096-105.
- [77]. M. Mihara, C.D. Marioara, S.J. Andersen, R. Holmestad, E. Kobayashi, T. Sato, Precipitation in an Al-Mg-Cu alloy and the effect of a low amount of Ag, *Mater. Sci. Eng., A* 658 (2016) 91-98.
- [78]. M. Javidani, D. Larouche, Application of cast Al-Si alloys in internal combustion engine components, *Int. Mater. Rev.* 59 (2014) 132e158.
- [79]. A.R. Farkoosh, M. Pekguleryuz, Enhanced mechanical properties of an Al-Si- Cu-Mg alloy at 300 degrees C: effects of Mg and the Q-precipitate phase, *Mater. Sci. Eng., A* 621 (2015) 277-286.
- [80]. A.B. Oliveira et Al “Kinetics of martensite decomposition in a Gd-modified Cu-Al alloy” *Journal of Physics and Chemistry of Solids* www.elsevier.com/locate/jpcs.
- [81]. J.Y. Zhang, J.T. Zhao, X.G. Li, Y.Q. Wang, K. Wu, G. Liu, J. Sun, Alloying effects on the microstructure and mechanical properties of nanocrystalline Cu-based alloyed thin films: miscible Cu-Ti vs immiscible Cu-Mo, *Acta Mater.* 143 (15) (2018) 55–66.
- [82]. [K. Yang, B. Yang, Surface restructuring of Cu-based single-atom alloy catalysts under reaction conditions: the essential role of adsorbates, *Phys. Chem. Chem. Phys.* 19 (2017) 18010–18017.
- [83]. T. Gustmann, J.M. dos Santos, P. Gargarella, U. Kuhn, J. Van Humbeeck, S. Pauly, Properties of Cu-based shape-memory alloys prepared by selective laser melting, *Shap. Mem.Superelasticity* 3 (1) (2017) 24–36
- [84]. [V.M. Villapun, F. Esat, S. Bull, L.G. Dover, S. Gonzalez, Tuning the mechanical and antimicrobial performance of a Cu-based metallic glass composite through cooling rate control and annealing, *Materials* 10 (5) (2017) 506.
- [85]. L. Wu, L. Liu, J. Liu, R. Zhang, Effects of high pressure heat treatment on microstructure and micro-mechanical properties of Cu_{77.96}Al_{22.04} alloy, *Mater. Transac* 53 (3) (2012) 504–507.
- [86]. A.T. Adorno, M.R. Guerreiro, A.V. Benedetti, Isothermal aging kinetics in the Cu–19 at.%Al alloy, *J. Alloys Compds* 315 (2001) 150–157.
- [87] A.T. Adorno, M.R. Guerreiro, R.A.G. Silva, Aging kinetics in the Cu–8wt.% Al alloy with Ag additions, *J. Alloys Compds* 354 (2003) 165–17.
- [88] A.T. Adorno, M.R. Guerreiro, R.A.G. Silva, Kinetics of Ag-rich precipitates formation in Cu-Al-Ag alloys, *Mater. Sci. Eng. A* 374 (2004) 170–176.

Références bibliographiques

- [89]. [A.T. Adorno, M.R. Guerreiro, A.V. Benedetti, Isothermal aging kinetics in the Cu–19 at.% Al alloy, *J. Alloys Compds* 315 (2001) 150–157.
- [90]. A.T. Adorno, R.A.G. Silva, Isothermal decomposition kinetics in the Cu-9% Al-4% Ag alloy, *J. Alloys Compds* 375 (2004) 128–133.
- [91]. Y.E. Gerdan, E. Aldirmaz, M. Guler, H. Tanak, E. Gluers, Martensitic transformation and magnetic properties of the CuAl, CuAlMn, and CuAlMnZn alloys, *J. Supercond. Nov. Magnetism* (2018), <https://doi.org/10.1007/s10948-018-4658-z>
- [92]. L. Vrsalovic, I. Ivanic, S. Kozuh, S. Gudic, B. Kosec, M. Gojic, Effect of heat treatment on corrosion properties of CuAlNi shape memory alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 28 (6) (2018) 1149–1156.
- [93]. J.P. Oliveira, Z. Zeng, S. Berveiller, D. Bouscaud, F.M. BrazFernandes, R.M. Miranda, N. Zhou, Laser welding of Cu-Al-Be shape memory alloys: microstructure and mechanical properties, *Mater. Des.* 148 (2018) 145–152.
- [94]. K. Li, D. Xue, Estimation of electronegativity values of elements in different valence states, *J. Phys. Chem. A* 110 (2006) 11332–11337.
- [95]. [A.B. Oliveira, R.A.G. Silva, Thermomagnetic behavior of an as-quenched Cu-Al-Mn-Gd alloy, *Mater. Chem. Phys.* 209 (2018) 112–120.
- [96]. A.T. Adorno, M.R. Guerreiro, A.V. Benedetti, Isothermal aging kinetics in the Cu–19 at.% Al alloy, *J. Alloys Compds* 315 (2001) 150–157.
- [97]. X. Zhang, L. Zhang, G. Wu, C. Shi, J. Zhang, Influences of mg content on the microstructures and mechanical properties of cast Al–2Li–2Cu–0.2Zr alloy, *J. Mater. Sci.* 54 (2018) 791–811.
- [98]. X. Zhang, L. Zhang, G. Wu, W. Liu, C. Shi, J. Tao, J. Sun, Microstructural evolution and mechanical properties of cast Al-2Li-2Cu-0.5Mg-0.2Zr alloy during heat treatment, *Mater. Charact.* 132 (2017) 312–319.
- [99]. A.A. Il'in, S.L. Nikitin, O.E. Osintsev, Y.V. Borisov, Effect of alloying elements on the structure and properties of Al-Li-cu cast alloys, *Russ. Metall.* 2009 (2009) 338–344.
- [100]. X. Zhang, L. Zhang, G. Wu, W. Liu, C. Shi, J. Tao, J. Sun, Microstructural evolution and mechanical properties of cast Al-2Li-2Cu-0.5Mg-0.2Zr alloy during heat treatment, *Mater. Charact.* 132 (2017) 312–319.
- [101] Rahul Gupta, Sanjay K. Panthi, Sanjay Srivastava, “Study of Microstructure, Mechanical Properties and Wear Rate of High Leaded Tin Bronze after Multidirectional Forging”, *Materials Today: Proceedings*, vol. 2, (2015), pp. 1136-1142.
- [102]. David Simpson, Marc Van Meirvenne, Erika Lück, Jean Bourgeois, Jörg Rühlmann “Prospection of two circular Bronze Age ditches with multi-receiver electrical conductivity sensors (North Belgium)”, *Journal of Archaeological Science*, vol. 37, (2010), pp. 2198-2206.

Références bibliographiques

[103].Barbara Horváth, Tadashi Shinohara, BalázsIllés, “Corrosion properties of tin–copper alloy coatings in aspect of tin whisker growth”, *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 577, (2013), pp. 439– 444.