



Université Mohamed Khider de Biskra
Faculté des Sciences Exactes et des Sciences de la Nature et de la Vie
Département des Sciences de la Matière

MÉMOIRE DE MASTER

Domaine des Sciences de la Matière

Filière de Physique

Spécialité Physique d'énergétique et des énergies renouvelables

Réf. : Entrez la référence du document

Présenté et soutenu par :
Boukhoulouf Soumia Sayah Nadjah

Le : jeudi 27 Juin 2019

Comportement d'un alliage d'aluminium déformé et recuit à la corrosion électrochimique

Jury :

Mme. ALMI KENZA	M.C.« B » Université Med Khider- Biskra	Président
Mme. ZERMANE SAMIRA	M.C. « B » Université Med Khider- Biskra	Rapporteur
M. OUHABAB NOUREDDINE	M.A. « A » Université Med Khider - Biskra	Examineur

Année universitaire : 2018-2019



Université Mohamed Khider de Biskra
Faculté des Sciences Exactes et des Sciences de la Nature et de la Vie
Département des Sciences de la Matière

MÉMOIRE DE MASTER

Domaine des Sciences de la Matière

Filière de Physique

Spécialité Physique d'énergétique et des énergies renouvelables

Réf. : Entrez la référence du document

Présenté et soutenu par :
Boukhoulouf Soumia Sayah Nadjah

Le : jeudi 27 Juin 2019

Comportement d'un alliage d'aluminium déformé et recuit à la corrosion électrochimique

Jury :

Mme. ALMI KENZA	M.C.« B » Université Med Khider- Biskra	Président
Mme. ZERMANE SAMIRA	M.C. « B » Université Med Khider- Biskra	Rapporteur
M. OUHABAB NOUREDDINE	M.A. « A » Université Med Khider - Biskra	Examineur

Année universitaire : 2018-2019

Dédicace

Je dédie ce travail

*A ma chère mère ♥ qui a su m'éduquer m'instruire à mon cher
père ♥ qui a su m'encourager à eux pour avoir donné sans compter et
œuvrer pour ma réussite*

A mes frères et sœurs

A mes amis

A tous les gens qui m'aiment

A mes professeurs

A mes Collègues

*A ceux qui, bien distants, ont toujours su être présents par leurs
apport moral.....*

A tous MERCI

Soumia Boukhlouf

Nadjah Sayah

Remerciement

Nous remercions tout d'abord « Allah », notre créateur pour nous avoir donné la force pour accomplir ce travail.

Au terme de ce travail, Je remercie vivement zermane samira Docteur à l'Université de Biskra et mon directeur de mémoire, pour l'intérêt qu'elle a porté à mon travail, pour ses compétences scientifiques, sa rigueur et son soutien.

Mon remerciement s'adresse également, au membre des jurys qui ont bien voulu accepté de juger ce travail.

Je remercie également l'ensemble des professeurs du département de Science de la matière de l'Université Mohamed Khider Biskra.

Mes vifs remerciements vont aux membres de laboratoire d'analyse des rayons X et laboratoire de physique et de mécanique à l'université de Biskra, particulièrement Monsieur Ibrahim

GUASMI et Monsieur ABD ALATIF et Madame Saïda SGHIROU , Madame HANAN et Monsieur DJRADI, pour leurs apports lors de la réalisation des essais expérimentales (DRX, MO,MEB, EDS, et les mesures de la microdureté et la déformation)

Je remercie chaleureusement ma famille plus particulièrement mes parents, mes sœurs, mes frères qui m'ont toujours aidé et encouragé.

Un grand merci et plus particulièrement à ma mère et mon père pour leur contribution, leur soutien et leurs patience toute au long de notre parcours scolaire et universitaire sans eux nous ne serions pas là aujourd'hui

je remercie tous ceux qui ont contribué de près ou

de loin à la réalisation de ce travail surtout : MERIEM BOUKHLOUF et KARIMA SAYEH

Enfin, Je voudrais exprimer ma reconnaissance envers tous mes amis et collègues.

SOMMAIRE

Abréviation symbole	i
Liste des figures	ii
Liste des Tableaux	iii
Introduction générale	1
Chapitre I : étude bibliographique	
I.1. Généralités sur l'aluminium	3
I. 1.1. propriétés générales des alliages d'aluminium.	3
I. 1.1.a. caractéristiques mécaniques	3
I. 1.1.b. propriétés de mise en forme	3
I. 1.2. Désignation de l'aluminium et de ses alliages	4
I.2. Alliages aluminium-magnésium	4
I. 2.1. Alliages aluminium-magnésium et diagramme d'équilibre	5
I.3. Les domaines d'applications de l'aluminium et ses alliages	6
I.4. Traitements thermiques des alliages d'aluminium	6
I.4.1. Traitements d'homogénéisation	7
I.4.2. Traitements d'adoucissement	7
I.4.3. Traitement thermique de durcissement structural	7
I.5. déformation dans Al et l'alliage AL- Mg	8
I.5.1. Etape de déformation	8
I.5.2. effet de la déformation sur la corrosion	
I.6. la corrosion	9
I.6. 1. Aspect morphologique de la corrosion	9

Sommaire

I.6.1.1. Corrosion par crevasse	9
I.6.1.2. Corrosion par piqûres	9
I.6.1. 3. Corrosion galvanique	10
I.6. 1.4. La corrosion sous contrainte	11
I.6.1. 5. Fatigue-corrosion	12
I.6.1. 6 .Corrosion érosion	12
I .6.1.7. Corrosion feuilletant	13
I.6. 2. Facteurs de corrosion	13
I. 6.3. Aspect thermodynamique de la corrosion	13
I.6.3.1. notion de l'électrode	13
I.6.3.2. Interface (métal/solution)	14
I.6.3.3. Notion de potentiel	14
I.6.3.3.a. Potentiel 'équilibre	14
I.6.3.3.b. Potentiel de corrosion (E_{corr})	15
I.6.3.3.c. de diagramme E-pH de l'aluminium	16
I.7. Etat de l'art	17

Chapitre II: Procédure et techniques expérimentales

II.1. Introduction	21
II.2. L'alliage étudié	21
II.2.1. Traitement thermique et déformation	21
II.2.3. Préparation des échantillons	24
II.3. Méthode expérimentales	25
II.3.1. Microscopie optique (MO)	25
II.3.2. Microscopie électronique en balayage (MEB)	26
II.3.2.1. Principe de fonctionnement du MEB	26
II.3.3. La micro durezza Vickers	27
II.3.4 Diffraction des rayons X (DRX)	29

Sommaire

II.3.4.1 Loi de Bragg	30
II.3.4.2. Calcul du paramètre de maille	31
II.3.5. Méthode de la masse perdue mètre de maille	31
Chapitre III : Résultats et discussion	
III.1. Introduction	33
III.2. Mesures de la micro dureté	33
III.3. Mesure de la masse perdue	34
III.4. Examen de surface	34
III.4.1 L'examinassions par la microscopie optique avant le test d'immersion	34
III .4 .2. L'examinassions par la Microscopie électronique à balayage avant l'immersion	35
III.4.3. L'examinassions par la microscopie optique après le test d'immersion	36
III.4.4.L'examinassions par la microscopie électronique à balayage après le test d'immersion	37
III.5. Analyse par diffraction des rayons X	40
Conclusion générale.	46
Annexe	
Références bibliographiques.	44
Abstract	
ملخص	

Abréviation symbole

symbol	Désignation	unité
Al	Aluminium.	-
Mg	Magnésium.	-
Na Cl	Chlorure de sodium	-
Al ₂ O ₃	Oxyde d'aluminium	-
Z	nombre atomique	-
N	coefficient d'écrouissage	-
β'' , β'	des phases de transition métastables.	-
β	la phase d'équilibre.	-
GP	des zones cohérentes avec la matrice et conservent la structure cristalline de la matrice.	-
a	Paramètre de maille	[A ₀]
hkl	Indices de Miller	
P	pression.	bar
PH	potentiel d'hydrogène.	-
PEH	plan externe de Helmholtz .	-
Erev	potentiel réversibles.	[V]
Eeq	Potentiel équilibre	[V/ENH]
E ₀	constante caractéristique de la pile, désigne la force électromotrice de la pile à l'état standard où les activités de toutes les espèces ont la valeur 1;	-
d.d.p	la différence de potentiel	
R	constante des gaz parfaits égale à 8.314;	J.K ⁻¹ .mole ⁻¹
F	Constante de Faraday (F= 96500)	[Coulombs .mole ⁻¹]
T	température absolue;	[K]
n	le nombre d'électrons mis en jeu dans la réaction ;	-

α	La phase de solution solide sursaturée	-
α_{ox}^{α}	activité des espèces oxydées (réactifs)	[mol .l ⁻¹]
α_{Red}^{β}	activité des espèces réduites (produits)	[mol .l ⁻¹].
E _{cor}	Potentiel de corrosion.	[V]
a	Vieilli à 150 °C pendant 96 heures.	-
b	Vieilli à 150 °C pendant 96 heures puls déformé 3%.	-
c	déformé 5 % puls Vieilli à 150 °C pendant 96 heures.	-
$\epsilon\%$	les taux des déformations.	%
l_0	La hauteur de l'échantillon avant la compression.	[mm]
l	La hauteur de l'échantillon après la compression.	[mm]
H_V	La microdureté <i>Vickers</i>	[MPa]
m	la charge appliquée par le pénétrateur .	[Kg]
S	la surface latérale de l'empreinte pyramidale.	[mm ²]
λ	longueur d'onde du faisceau de rayons X.	[Å°]
d	distance de deux plans réticulaires.	[Å°]
θ	l'angle d'incidence des rayons X.	[°]
N	l'ordre de diffraction.	-
DRX	Diffractomètre des rayons X	-
EDS	Spectrométrie à dispersion d'énergie	-
MEB	Microscopie électronique à balayage	-
MO	Microscopie optique	-
CFC	Cubique face centrée	-
°C	degré Celsius	-
Δm	différence de masse.	[g]
m_0	la masse initiale (avant la corrosion).	[g]
m_f	la masse finale (après la corrosion).	[g]
L'alliage AA5083	L'alliage Al-4,5 Mg en poids	

Liste des figures

Chapitre II: Procédure et techniques expérimentales

Figure I.1: Diagramme d'équilibre Aluminium-Magnésium.	5
Figure I.2: Corrosion par piqûre de l'aluminium.	10
Figure I.3 : Corrosion galvanique.	11
Figure I.4 : La corrosion sous contrainte.	12
Figure I.5 : Aspect et mécanisme de la corrosion-érosion.	12
Figure I.6 : Corrosion feuilletant de l'alliage aluminium-magnésium.	13
Figure I.7 : Différentes allures de potentiel de dissolution d'une électrode.	15
Figure I.8 : Diagramme de Pourbaix d'aluminium dans l'eau.	16
Figure I.9 : Microstructure de l'alliage Al-12% mass Mg homogénéisé pendant 17 h à 430°C , puis trempé, vieillie à 150 °C pendant (a) 4 h, (b) 8 h, (c) 24 h, (d) 50 h, (e) 1500 h et (f) 7200 h.	18

Chapitre II: Procédure et techniques expérimentales

Figure II.1: Le four électrique manipulé « <i>Nabertherm</i> ».	22
Figure II.2 : Machine utilisée pour la compression des échantillons.	23
Figure II.3: Polisseuse mécanique de type PRESI MECATECH P260 (Laboratoire de Physique, Univ-Biskra).	24
Figure II.4: Microscope optique « <i>UNITRONTM</i> » (Laboratoire de Physique, Univ-Biskra).	25

Figure II.5 : (a) interaction électrons matière [4] b) Microscope électronique à balayage (Laboratoire de Physique des Couches Minces et Application Univ-Biskra). 27

Figure II.6 : Duromètre Zwick Roell de type ZHV μ (Laboratoire Physique des Couches Minces et ses Applications Univ-Biskra). 29

Figure II.7 : Diffraction des rayons X (DRX) (Laboratoire de Physique des Couches Minces et Applications univ-Biskra). 30

Figure II.8 : Loi de Bragg donnant les directions où les interférences constructives. 30

Chapitre III : Résultats et discussion

Figure III. 1: Comparaison entre la variation de la microdureté pour l'alliage d'Al-10% mass. Mg. (a) vieilli à 150 °C/96h, (b) vieilli à 150 °C/96h+ déformer, (c) Déformer + vieilli à 150°C/96h. 33

Figure III.2: Visualisation par microscopie optique de l'alliage Al-10% mass. Mg avant le test de corrosion (a) Vieilli à 150 °C pendant 96 heures X440,(b) Vieilli à 150°C pendant 96 heure suivie d'une déformation X440,(c) Déformé plus vieilli à 150 °C pendant 96 heures X440. 35

Figure III.3: Image MEB de la microstructure de l'alliage Al-10%mass. Mg (a) vieilli à 150 °C pendant 96 h, (b) Vieilli à 150 ° C pendant 96 h plus déformé (3 %), (c)déformé (5 %) puis vieilli à 150° C pendant 96 h. 36

Figure III.4: Visualisation par microscopie optique de l'alliage Al-10% mass. Mg après le test d'immersion,(a, a') vieilli à 150 °C pendant 96 h, (b, b') Vieilli à 150 ° C pendant 96 h plus déformé (3 %), (c ,c') déformé (5 %) puis vieilli à 150 ° C pendant 96 h. 37

Figure III.5: Image MEB de la microstructure de l'alliage Al-10%mass. Mg après le test d'immersion, (a) vieilli à 150 °C pendant 96 h, (b) Vieilli à 150 ° C pendant 96 h plus déformé (3 %), (c) déformé (5 %) puis vieilli à 150.° C pendant 96 h. 38

Figure III.6 : Microstructure et EDS de l'alliage Al-10%mass. Mg après le test d'immersion, de (a') vieilli à 150 °C pendant 96 h, (b') Vieilli à 150 ° C pendant 96 h plus déformé (3%), (c') déformé (5%) puis vieilli à 150.° C pendant 96 h. 39

Figure III.7: Diffraction des RX de l'alliage Al-10% mass. Mg avant le test de corrosion (a) vieilli à 150 °C pendant 96 h, (b) Vieilli à 150 ° C pendant 96 h plus déformé (3 %), (c) déformé (5 %) puis vieilli à 150° C pendant 96 h. 40

Figure III.8: Comparaison entre la variation du paramètre de maille pour l'alliage d'Al-10% mass. Mg avant l'immersion. (a) vieilli à 150 °C pendant 96 h, (b) Vieilli à 150 ° C pendant 96 h plus déformé (3 %), (c) déformé (5 %) puis vieilli à 150.° C pendant 96 h. 42

Figure III.9: Comparaison entre les spectres de diffraction X de l'alliage Al-10% mass. Mg après le test de l'immersion (68 jours) dans une solution de NaCl 3.5% en poids. (a') vieilli à 150 °C pendant 96 h, (b') Vieilli à 150 ° C pendant 96 h plus déformé (5 %), (c') déformé puis vieilli à 150.° C pendant 96 h. 43

Figure III.10 : Comparaison entre la variation du paramètre de maille pour l'alliage d'Al-10% mass. Mg avant et après la corrosion: (a') vieilli à 150 °C pendant 96h – (b') vieilli à 150 °C pendant 96h plus déformation – (c') déformé plus vieillissement à 150 °C pendant 96h. 44

Liste des Tableaux

Chapitre I : Etude bibliographique

Tableau I.1 : Désignation des alliages d'aluminium.	4
------------------------------------------------------------	---

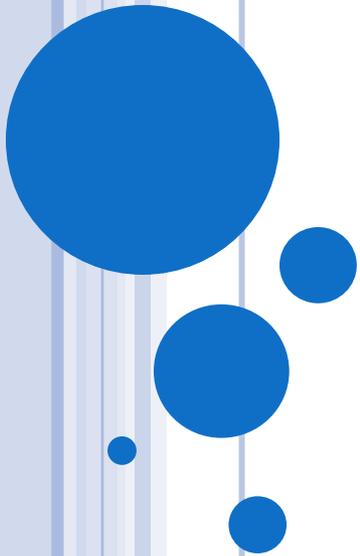
Chapitre II: Procédure et techniques expérimentales

Tableau II.1 : Composition chimique de l'alliage « Al-10% mass Mg».	21
Tableau II.2 : Les étapes de travail.	22
Tableau II.3 : La hauteur des échantillons avant et après compression et les taux de déformation.	23

Chapitre III : Résultats et discussion

Tableau III.1 : La variation de la masse avant et après le test d'immersion.	34
Tableau III.2 : Positions (2θ) des plans de diffraction de la matrice Al-10% mass. Mg avant l'immersion.	41
Tableau III.3 : Positions des plans de diffraction de la matrice de l'alliage Al-10% mass. Mg avant et après le test de corrosion pour les différents cas.	44

INTRODUCTION GÉNÉRALE



Introduction générale

L'aluminium est un métal très ductile, caractérisées par une bonne résistance à la corrosion. L'utilisation des alliages d'aluminium dans des différents domaines de vie, a fait l'objet de différentes recherches et études.

Afin d'avoir des bonnes propriétés mécaniques avec une bonne résistance à la corrosion dans les alliages Al-Mg, la teneur du magnésium doit être limitée à des certaines valeurs.

Un alliage Al-Mg qui a subi une déformation, leurs propriétés mécaniques ainsi que leur activité électrochimique dans les solutions aqueuses doivent être différents de celle non déformé. Alors que le traitement thermique joue un rôle si remarquable avec l'existence de la déformation, et aussi sur le comportement à la corrosion. La déformation par compression entraine une importante densité des dislocations dans le matériau, cette déformation faiblement conduit au changement des propriétés mécaniques. Donc il est important de faire un traitement thermique qui réforme le système mécanique et chimique de L'alliage.

L'objectif de ce travail est d'étudier l'effet de la déformation par compression avant et après le recuit sur la morphologie de la corrosion, l'alliage qui fait l'objet de cette étude c'est Al -10% mass Mg a été coupé d'un lingot. Cet alliage a été traité thermiquement afin d'avoir des précipités intermédiaires. Ce stade de décomposition de la solution solide présente une bonne microdureté, ainsi une forte activité électrochimique. Le comportement à la corrosion a été étudié dans une solution aqueuse de chlorure de sodium (Na Cl 3.5% en poids).

Différentes méthodes d'analyse et de caractérisation ont été adoptées et appliquées à savoir : la microscopie optique (MO), la microscopie électronique à balayage (MEB), la diffraction des rayons X (DRX) et la micro dureté Vickers (H_V). Plus un mesure de la masse perdue.

Le mémoire présenté est constitué d'une introduction générale plus trois chapitres :

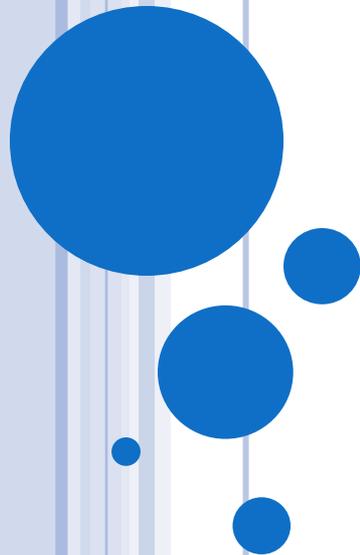
- ❖ Le premier chapitre est consacré aux propriétés des alliages, le traitement thermique, la déformation et la corrosion avec une synthèse bibliographique de quelques travaux concernant le même sujet.
- ❖ Le deuxième chapitre présente le matériau étudié et les techniques de préparation et de mesure utilisée.

- ❖ Le troisième chapitre rassemble les résultats expérimentaux avec leurs discussions et interprétations.

En fin le travail est clôturé par une conclusion générale avec des perspectives futures.

Chapitre I

Etude bibliographique



Chapitre I

Etude bibliographique

I.1. Généralités sur l'aluminium :

L'aluminium est un métal blanc, ductile très malléable. C'est un élément du troisième groupe de la classification de Mendélien, dont le nombre atomique Z égale à 13 et la masse atomique 26.98 g. [1]

L'aluminium se prête facilement aux traitements de surface et à toutes modalités de soudage. Il résiste très bien à la corrosion atmosphérique, car il se recouvre d'une couche épaisse et adhérente d'alumine (Al_2O_3). Cette résistance à la corrosion est diminuée par tous les éléments d'alliages. [2]

I. 1.1. propriétés générales des alliages d'aluminium :

I. 1.1.a. Caractéristiques mécaniques :

L'aluminium est peu utilisé à l'état pur, sauf en miroiterie, du fait de sa faible résistance mécanique (au maximum 20 kg/mm²). Par contre les alliages d'aluminium sont utilisés dans un domaine vaste de l'industrie : construction aéronautique, automobile, l'industrie ferroviaire et électrique (Conducteurs électriques et appareillages), fabrication d'appareils ménagers, emballage, et décoration. [1]

Les alliages métalliques sont des systèmes mono ou polyphasés composés d'un métal de base auxquels sont ajoutés d'autres éléments en faible quantités dans le but de modifier les propriétés du matériau de base. [3]

I. 1.1.b. Propriétés de mise en forme :

L'aluminium à une température de fusion relativement basse ce qui résulte une facilité de fusion qui présente un avantage pour les opérations de fonderie. Les alliages d'aluminium sont faciles à laminier (coefficient d'écroutissage $n = 0,2$ à 0,3), facile à emboutir.

Le chaudronnage et le repoussage est aisé. Un point particulier est le filage à chaud qui est très approprié : pour la série 5000(Al-Mg) plusieurs dizaines de mètres par seconde peuvent être atteints en sortie de filière. [4].

I. 1.2. Désignation de l'aluminium et de ses alliages

Une grande variété d'alliages d'aluminium a été développée à fin d'améliorer davantage leurs propriétés physique, mécaniques et électriques. Les différentes nuances des alliages d'aluminium sont réparties en séries. Chacune d'elles est basée sur un élément alliant principal, et donc possédant des propriétés quelques peu différentes des autres séries, ceci est schématisé dans le Tableau I.1. [5].

Tableau I.1 : Désignation des alliages d'aluminium [1].

Série	Principaux élément(s) d'alliage
1xxx	sans (Al > 99%)
2xxx	cuivre
3xxx	manganèse
4xxx	silicium
5xxx	magnésium
6xxx	magnésium + silicium
7xxx	zinc
8xxx	autres éléments

I.2. Alliages aluminium-magnésium :

Les alliages en aluminium et en magnésium se prêtent à beaucoup d'applications de technologie en raison de leur combinaison de légèreté avec la résistance mécanique, leur résistance à la corrosion élevée, leur conductivité thermique et électrique à prix réduit. Les applications principales de ces matériaux sont dans les industries alimentaires aéronautiques, et des véhicules à moteur. Comparé à l'aluminium pur, ses alliages sont dotés de meilleures propriétés mécaniques mais de résistance à la corrosion inférieure. [6]

I. 2.1. Alliages aluminium-magnésium et diagramme d'équilibre :

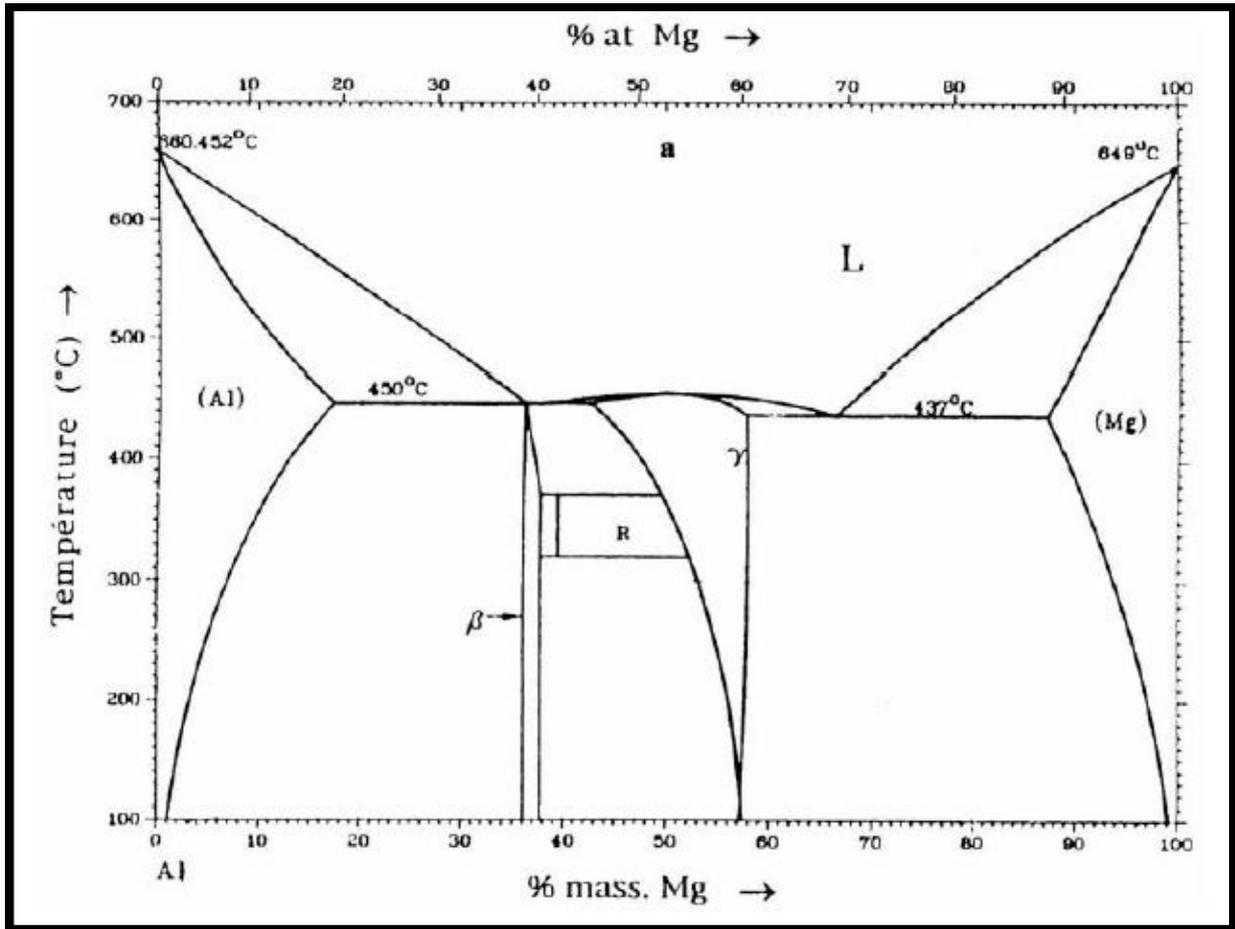


Figure I.1. Diagramme d'équilibre Aluminium-Magnésium [7]

Le diagramme d'équilibre Aluminium-magnésium est représenté sur la figure(I.1), ou on peut constater que la solubilité du magnésium dans la phase mère α est environs de 17% en mass à une température de 450°C, cette concentration diminue avec l'abaissement de la température pour atteindre la valeur de 1.4% à la température ambiante, la séquence de formation de la seconde phase se produit comme suivant :



- α : est la solution solide sursaturée
- β'' , β' : sont des phases de transition métastables
- β : est la phase d'équilibre
- GP : sont des zones cohérentes avec la matrice et conservent la structure cristalline de la matrice.

Par ailleurs, il faut noter que les zones GP se produisent à la température ambiante. Certains auteurs [8-9] estiment qu'il faut dissoudre au moins 5% en atomes de magnésium dans la matrice Al-Mg pour avoir le phénomène de la précipitation. Aussi pour des durées de vieillissement assez longues, les zones GP se transforment en particules sphériques β'' cohérentes de composition Al_3Mg ayant une structure de type $L1_2$ [10]. En outre, une élévation de la température jusqu'aux environs de $100\text{ }^\circ\text{C}$ [11] conduit à la dissolution des zones GP et des particules β'' , permettant ainsi la formation de la phase intermédiaire, également métastable, β' semi cohérente, de composition Al_3Mg_2 et de structure hexagonale. Les précipités de la phase β' se forment par germination et croissance sur les hétérogénéités structurales de la matrice. La croissance des particules β' mène à une perte totale de la cohérence et par suite à la formation de la phase stable β de même composition que la phase β' (Al_3Mg_2) et de structure cubique à faces centrée. [12]

I.3. Les domaines d'applications de l'aluminium et ses alliages :

Les principaux domaines d'application concernée sont :

- Le bâtiment.
- La construction navale.
- Les transportes terrestres.
- L'équipement du territoire.
- L'aéronautique.
- La mécanique.
- Les échangeurs thermiques.
- Les énergies renouvelables.
- La construction électrique. [13]

I.4. Traitements thermiques des alliages d'aluminium :

Les traitements thermiques sont des opérations de chauffage suivi de refroidissement pour but de modifier les propriétés mécaniques du matériau afin de l'adapter à une utilisation précise. Dans tous les cas, Ils modifient les structures dont dépendent les propriétés des matériaux. Il est important de noter que les traitements thermiques ne peuvent être dissociés des traitements mécaniques subis par les métaux et alliages notamment lors des opérations de mise en forme. C'est la raison pour laquelle on parle souvent de traitements thermomécaniques. On peut diviser les traitements thermiques appliqués aux alliages d'aluminium en trois types : traitements d'homogénéisations, traitements de durcissement structural et traitements d'adoucissement.

Les traitements d'adoucissement sont généralement effectués aux alliages écrouis, ont pour but d'adoucir l'alliage par traitement de restauration (le réarrangement des dislocations dans l'alliage) ou recuit. [1-14].

I.4.1. Traitements d'homogénéisation :

L'homogénéisation des solutions solides est considérée comme une des parties importantes des transformations de phases dans les systèmes métalliques. Ce sont des traitements comportant des maintiens de 6 à 48 heures à des températures relativement élevées, qui ont pour principal but de dissoudre les phases métalliques en excès et de réaliser une homogénéisation de la composition de la solution solide. Ce traitement est appliqué à certains produits bruts de fonderie ou corroyés, destinés le plus souvent pour faciliter la transformation à chaud ou à froid (filage, étirage, laminage, forgeage) [14].

I.4.2. Traitements d'adoucissement :

Ils ont pour but d'adoucir un métal ou un alliage durci par écrouissage ou par trempe structurale. Dans les cas de l'écrouissage, ce sont les traitements de restauration et les recuits de recristallisation:

- **Le traitement de restauration :** est effectué à 200-300°C pendant 8 heures, la structure ne se modifie pas, pourtant les caractéristiques mécaniques évoluent d'autant plus que la température est plus élevée et le temps de maintien est plus long. Au niveau atomique il n'y a qu'une réorganisation des dislocations engendrées par l'écrouissage : certains s'annihilent, d'autre se réarrangent au joints et sous joints de grains d'où la malléabilité de l'alliage.
- **Le traitement de recristallisation :** est effectué à (300-400°C) pendant 0.5 à 3 heures; Ce traitement thermique généralement s'effectue sur un matériau écroui. Ceci introduit l'apparition d'un agrégat de cristallites désorientées les uns par rapport aux autres et de tailles variées. On note la présence d'une forte densité de défauts (dislocation) dans le matériau déformé. Le recuit de recristallisation a pour but un nouvel réarrangement de ces cristallites avec l'augmentation de leur désorientation. Dans ce recuit on distingue trois stades successifs : restauration, recristallisation primaire et croissance des grains. [1-14].

I.4.3. Traitement thermique de durcissement structural :

C'est au début du XXème siècle que Wilm a découvert par hasard, en étudiant l'alliage « Aluminium-Cuivre » une élévation de l'état trempé, qui traduit l'augmentation de la dureté

[9]. Ce type de traitement spécifique aux alliages à durcissement structural, comprend: une mise en solution, une trempe, et un revenu produisant le durcissement. [15]

I.5. déformation dans Al et l'alliage AL- Mg :

La déformation plastique des matériaux métalliques a été pratiquée pendant des milléniums [16]. La déformation plastique entraîne en plus des changements visibles de forme, des changements plus de microstructure, de propriétés physiques et mécaniques. [17]

I.5.1. Etape de déformation :

I.5.1. 1. Mécanismes de la déformation plastique :

Lorsqu' un matériau poly cristallin est soumis à l'action d'une contrainte mécanique extérieure, une déformation plastique se produit. Celle-ci est générée principalement par un mécanisme de glissement des dislocations sur des plans cristallins précis ou par un maclage mécanique. Le déclenchement d'un mécanisme ou de l'autre dépend du matériau et les conditions expérimentales de la déformation.

- **Déformation par glissement :**

Le glissement des dislocations est en général caractérisé par un plan $\{hkl\}$ et une direction contenue dans ce plan donnant la direction du vecteur de Burgers (c'est-à dire la plus petite période du réseau). Plusieurs systèmes de glissement sont généralement observés. Les systèmes activés traduisent la plupart du temps un glissement dans les plans cristallographiques simples pour lesquels le frottement du réseau est faible (ce qui correspond généralement aux plans de plus grande compacité) et dans les directions également simples (directions denses).

- **Déformation par maclage :**

Un autre mécanisme, le maclage, peut également jouer un rôle important dans la déformation plastique de certains matériaux : une partie du cristal est ainsi cisailée entre deux plans qui vont former les interfaces avec la partie non déformée. Cette opération peut s'effectuer sous l'action d'une contrainte extérieure pourvu qu'elle ait une composante de cisailade adéquate. [16]

I.5.2. Effet de la déformation sur la corrosion :

La présence d'une activité plastique localisée dans le matériau suffisamment précroui, présente un milieu favorable pour l'apparition de la corrosion. La corrosion qui se développe dans ce cas est appelée corrosion sous contrainte mécanique. Cette contrainte peut

être préalable à la corrosion comme elle peut être appliquée durant la mise du matériau dans le milieu corrosif. [6]

I.6. La Corrosion :

Le nom « corrosion » vient du latin « corroder » qui signifie ronger ou attaquer. En effet, la corrosion est une dégradation du matériau ou de ses propriétés (physicochimiques, mécaniques, etc.) par interaction chimique avec le milieu environnant.

Cette définition admet que la corrosion est un phénomène nuisible car il détruit le matériau et réduit ses propriétés, le rendant inutilisable pour une application prévue. Mais d'un autre point de vue la corrosion est un phénomène bien venu, car elle détruit et élimine un nombre d'objets abandonnés dans la nature [18].

I.6.1. Aspect morphologique de la corrosion :

On peut distinguer du point de vue aspect morphologique deux grandes classes de la corrosion: corrosion généralisée et corrosion localisée appelée encore corrosion « zonale »:

La corrosion généralisée se développe dans les milieux acides ou alcalins, intimement liés au pH du milieu. Elle est caractérisée par une diminution quasi uniforme de l'épaisseur du métal, du fait de la dissolution du film protecteur d'alumine en surface du métal. On peut déterminer facilement la vitesse de corrosion généralisée par la mesure de la perte de poids ou par celle du dégagement d'hydrogène [19].

La corrosion localisée est la forme la plus insidieuse. Elle survient sur une partie du métal qui représente un lieu spécifiquement anodique. Ce type de corrosion se produit uniquement dans des zones bien précisées de la surface du matériau.

Les phénomènes de corrosion localisée ont pour origine des hétérogénéités locale.

I.6.1.1. Corrosion par crevasse :

Pour les alliages d'aluminium, la corrosion cavernueuse est essentiellement une manifestation particulière de la corrosion par piqûres. L'acidification du milieu corrosif emprisonné dans une cavité interdit en effet, dans ce cas, la répartition homogène des piqûres, et concentre ainsi en un seul point la pénétration de la corrosion.

I.6.1.2. Corrosion par piqûres :

La corrosion par piqûres se caractérise par la formation de cavités à la surface du métal qui peuvent atteindre une profondeur de l'ordre du millimètre (mm) mais qui généralement ne dépassent pas plusieurs dizaines à quelques centaines de micromètre (μm) en diamètre. On observe cette forme de corrosion sur tous les métaux passifs dans des milieux suffisamment

agressifs à partir d'un certain potentiel appelé potentiel de piqûre ou de rupture. La corrosion par piqûre se produit dans des milieux neutres, acides et basiques sur l'aluminium pur et sur les alliages d'aluminium en présence d'ions halogénures comme les ions Cl^- . La différence principale entre les piqûres observées sur aluminium pur et sur les alliages réside dans leur mode d'amorçage [20].

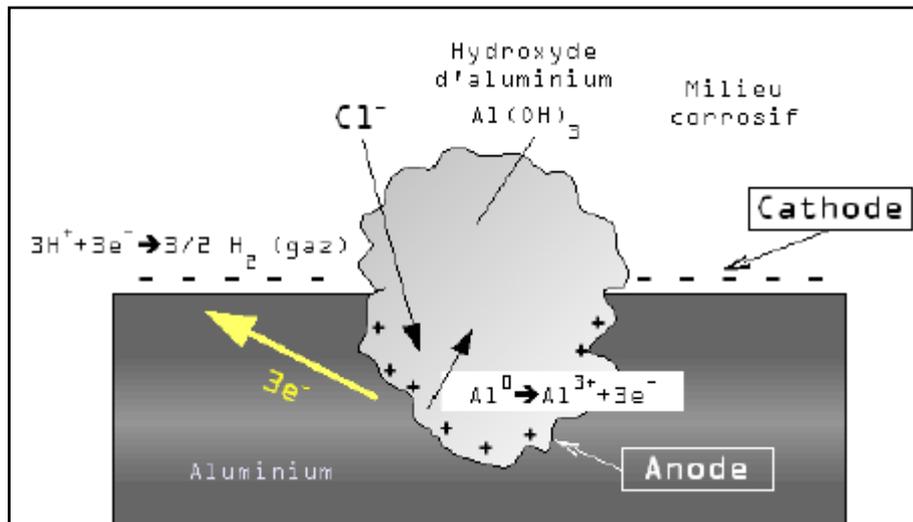


Figure I.2. Corrosion par piqûre de l'aluminium [18]

I.6. 1.3. Corrosion galvanique :

Quand deux métaux de nature différente sont en contact dans un liquide conducteur. L'expérience montre que l'un des deux peut subir une corrosion, c'est ce qu'on appelle la corrosion galvanique, l'autre métal n'est pas corrodé, il peut même être protégé, cette corrosion est différente en forme et intensité. Contrairement aux différentes formes de la corrosion structurale la corrosion galvanique est indépendante de la texture de métal de son état métallurgique etc.... La corrosion galvanique peut concerner tous les métaux dès que deux entre eux sont en contact dans un milieu conducteur, elle fonctionne comme une pile. [6]

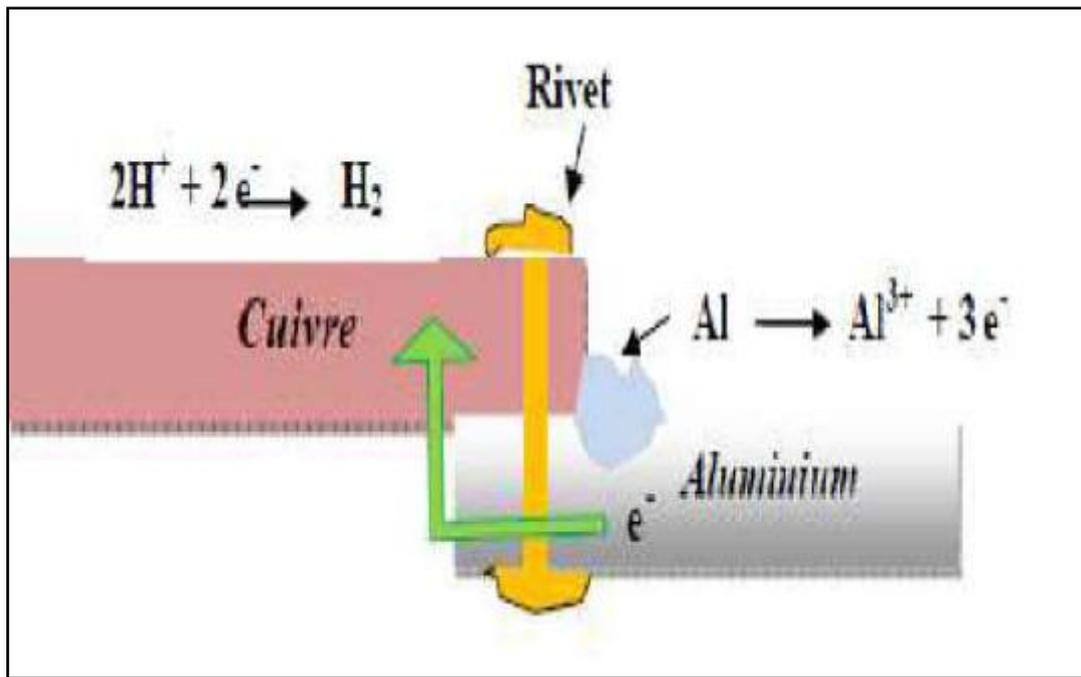


Figure I.3. Corrosion galvanique [14]

I.6.1.4. La corrosion sous contrainte :

La corrosion sous contrainte est une forme particulière de corrosion intergranulaire pour les alliages d'aluminium. La contrainte appliquée accélère la vitesse de la corrosion intergranulaire et sa direction de propagation est perpendiculaire à la direction de la contrainte. Certains alliages ne sont pas sensibles à la corrosion intergranulaire mais sont sensibles à la corrosion sous contrainte (7XXX sans cuivre). Un autre mécanisme a donc été proposé et vérifié : la fragilisation par l'hydrogène. Il s'agit d'une accumulation d'hydrogène (sous forme atomique) par diffusion en pointe de fissure, à l'endroit où se concentre la déformation plastique. [3]

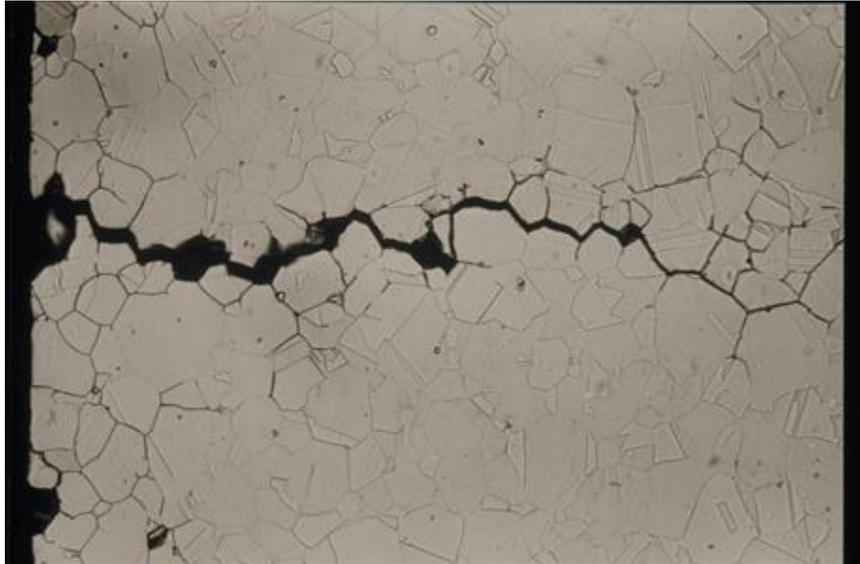


Figure I.4. La corrosion sous contrainte [18]

I.6.1.5. Fatigue-corrosion :

Très comparable à la corrosion sous contrainte, le phénomène de fatigue-corrosion apparaît sous l'action conjuguée de l'environnement et d'une sollicitation cyclique. Il se manifeste par un abaissement de la résistance du matériau à la fatigue. Le plus souvent, et compte tenu des cinétiques de dissolution et de repassivation assez lentes comparées aux phénomènes mécaniques, ce type d'endommagement survient pour des pièces sollicitées à basse fréquence (fatigue oligocyclique), par exemple lors de cycles de chauffage-refroidissement de structures [21].

I.6.1.6 .Corrosion érosion :

La corrosion par érosion se produit sur la surface de contact entre un fluide en mouvement et le matériau. Cette forme de corrosion est liée à la vitesse de passage du fluide, elle se caractérise par une dégradation locale du métal dans la direction de la circulation du fluide sous la forme de rayures. [21]

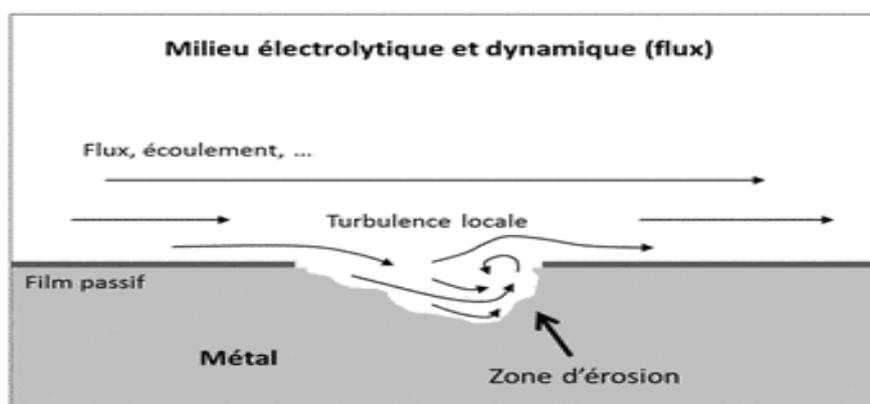


Figure I.5. Aspect et mécanisme de la corrosion-érosion [18]

I.6.1.7. Corrosion feuilletant :

La corrosion feuilletant est caractérisée par une déformation locale de feuillets métalliques et fait apparaître des cloques à la surface du matériau .Il s'agit d'une corrosion qui se propage généralement de façon inter-granulaire selon, des plans parallèles à la surface séparés par de fins feuillets métalliques. [2]

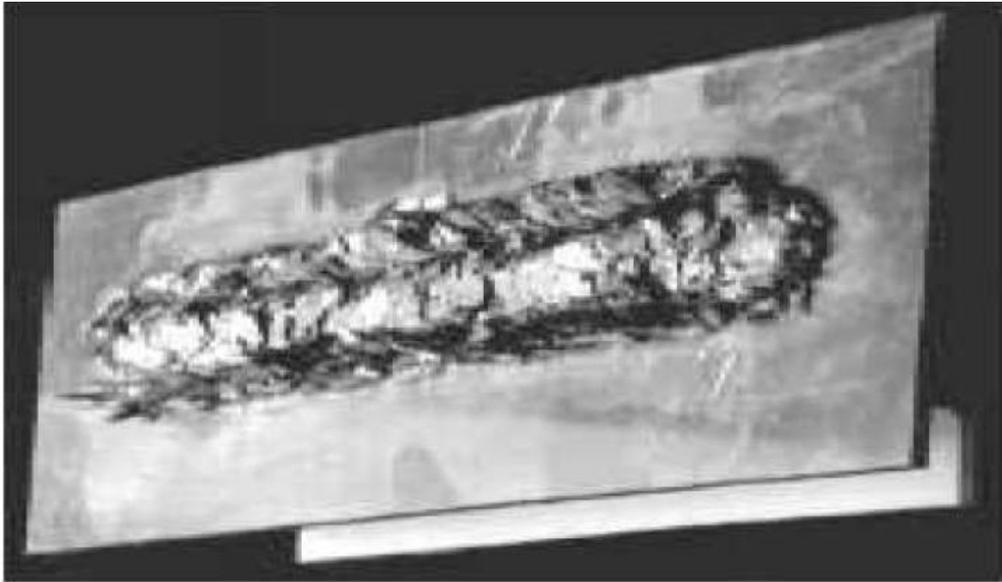


Figure I.6. Corrosion feuilletant de l'alliage aluminium-magnésium [4]

I.6. 2. Facteurs de corrosion :

Le phénomène de corrosion dépend d'un nombre de facteurs généralement en relation les uns avec les autres. Ces facteurs peuvent être d'origine interne ou externe, à savoir :

- Facteurs relatifs au milieu et définissant le mode d'attaque : température (T), pression (P), pH, teneur en O₂, teneur en impuretés, etc.
- Facteurs métallurgiques: composition chimique du matériau (alliage métallique), traitements thermiques, etc.
- Facteurs définissant les conditions d'emploi (du service) : état de surface, forme des pièces, sollicitation, etc.
- Facteurs dépendant du temps : vieillissement, mode de diffusion d'oxygène ou d'autres gaz (CO₂), modification des revêtements protecteur (peintures). [18]

I. 6.3. Aspect thermodynamique de la corrosion :

I.6.3.1. notion de l'électrode :

On définit l'électrode comme tout conducteur de première classe (métal) plonge dans un conducteur de seconde classe (solution électrolyte). [4]

I.6.3.2. Interface (métal/solution) :

L'introduction d'un métal dans une solution perturbe les arrangements de molécules d'eau et d'ions, ce qui provoque une rupture de symétrie au niveau de l'interface (métal /solution).

L'interface doit être chargée du côté d'électrolyte, ce qui impose l'apparition des charges électriques superficielles dans le métal, égales et opposées à celles de l'électrolyte.

Une description raisonnable de la structure de cette interface est fournie par le modèle de Stern, à cause de leur diamètre important, les ions solvates ne peuvent se rapprocher de l'interface métallique en dessous d'un plan dit plan externe de Helmholtz (PEH). Au-delà de ce plan, il existe une zone chargée (appelée Gouy Chapman), qui diffuse légèrement [14].

I.6.3.3. Notion de potentiel :

I.6.3.3.a. Potentiel 'équilibre :

Le potentiel d'équilibre (E_{eq}) est le potentiel que prend un métal ou une électrode par rapport à la solution de l'un de ses sels. Appelé aussi potentiel réversibles (E_{rev}), il présente la différence de potentiel (d.d.p.) électrique entre le métal et la solution.

Le potentiel d'électrode ne peut se mesurer dans l'absolu, car en réalité, on ne mesure qu'une (d.d.p.) entre deux électrodes formant une pile électrochimique [21].

Loi de Nernst :

Considérons maintenant un système dans lequel une réaction d'oxydoréduction se déroule au voisinage d'une électrode. La réaction redox est symbolisée par l'équation d'équilibre (I.5) suivante :



Et par conséquent, la relation de Nernst est donnée par l'équation (I.2) :

$$E_{eq} = E_0 + \frac{RT}{nF} \ln \frac{\alpha_{ox}^{\alpha}}{\alpha_{red}^{\beta}} \quad \text{Equation (I.2)}$$

Avec:

- E_{eq} : force électromotrice de la pile à l'état d'équilibre électrochimique;
- E_0 : constante caractéristique de la pile, désigne la force électromotrice de la pile à l'état standard où les activités de toutes les espèces ont la valeur 1;
- R : constante des gaz parfaits égale à $8.314 \text{ J.K}^{-1} \cdot \text{mole}^{-1}$;
- F : Constante de Faraday ($F = 96500 \text{ Coulombs} \cdot \text{mole}^{-1}$);
- T : température absolue [K];

- n : le nombre d'électrons mis en jeu dans la réaction ;
- $\alpha_{\text{ox}}^{\alpha}$: activité des espèces oxydées (réactifs), exprimée en $[\text{mol} \cdot \text{l}^{-1}]$
- $\alpha_{\text{red}}^{\beta}$: activité des espèces réduites (produits), exprimée en $[\text{mol} \cdot \text{l}^{-1}]$.

La corrosion d'un métal ne peut pas avoir si le potentiel de la surface du métal E est inférieur au potentiel d'équilibre du processus d'oxydation E_{eq} . Le métal n'a aucune tendance à passer à la forme d'oxyde si $E \leq E_{\text{eq}}$ [14].

I.6.3.3.b. Potentiel de corrosion (E_{corr}) :

Appelé encore potentiel de dissolution ou d'abondant, il correspond au potentiel que prend une électrode (métal) par rapport à une solution quelconque. Cette grandeur n'est pas caractéristique au métal mais elle dépend des conditions expérimentales, à savoir : la concentration, la température, l'état de surface, etc.

La réaction électrochimique dans ce cas n'est plus réversible, puisque la nature de l'interface M/S change avec le temps, cependant le potentiel tend vers une valeur stationnaire. Les différentes allures de l'évolution du potentiel de corrosion avec le temps sont représentées par la figure suivante :

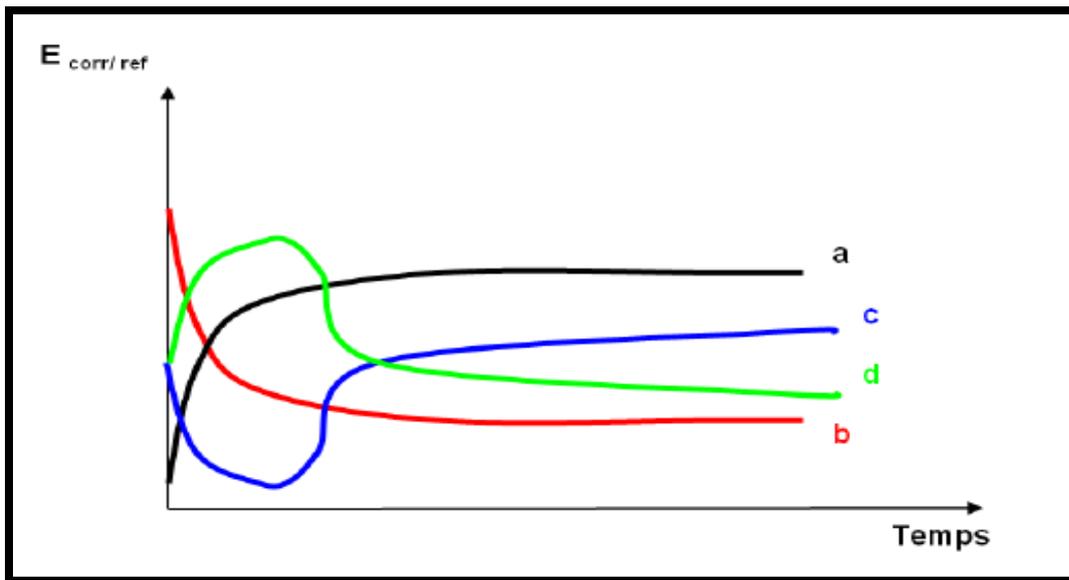


Figure I.7. Différentes allures de potentiel de dissolution d'une électrode.

a – Le potentiel de l'électrode est de plus en plus noble (cathodique) dans le temps, il y a une passivation de la surface.

b – Le potentiel est de plus en plus anodique (moins noble) il y a une attaque (dissolution).

c – La passivation du métal intervient après une attaque continue du métal.

d – C'est le cas d'un film protecteur préexistant avant immersion qui disparaît. [18]

I.6.3.3.c. Le diagramme E-pH de l'aluminium :

Nous avons considéré jusqu'au ici l'équilibre Al – ions Al (aluminate). On va considérer maintenant que la solution aqueuse contient d'autres ions. La stabilité de la surface de l'aluminium, en fonction du pH, peut être extraite du diagramme E-pH, également nommé diagramme de Pourbaix (Figure I. 8)

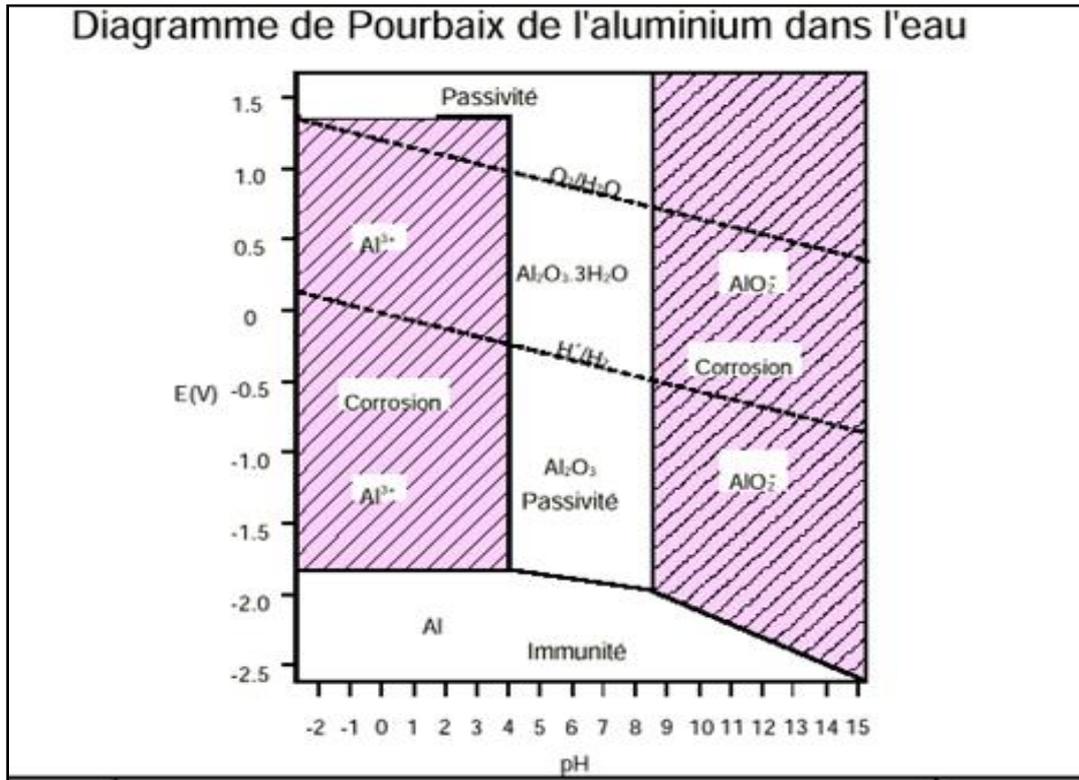


Figure I.8. Diagramme de Pourbaix d'aluminium dans l'eau

Le diagramme E – pH de l'aluminium illustre bien la propriété amphotère du métal : il est attaqué en milieu acide et en milieu alcalin. Le diagramme de Pourbaix de l'aluminium est constitué de 4 domaines correspondant à trois états distincts :

- corrosion, s'il existe un produit de corrosion soluble,
- passivation, si le métal peut se recouvrir d'un oxyde ou hydroxyde insoluble,
- immunité, s'il est dans des conditions pour lesquelles il ne peut pas être corrodé (la concentration des ions Mn^{+} est $< 10^{-6}$ M).

Dans les solutions aqueuses neutres ($4 < \text{pH} < 9$), un film d'oxyde d'une épaisseur de 50 Å protège le métal (passivation). L'aluminium n'est corrodé de manière homogène que dans une solution très acide, avec formation d' Al^{3+} , ou dans une solution alcaline, avec

formation d'aluminates (AlO^{-2}). La résistance et la stabilité de la couche d'oxyde dépendent du milieu ambiant, de la composition de l'alliage et de la structure microscopique du métal (en fonction des traitements thermiques appliqués).

Le comportement électrochimique de l'aluminium est influencé par le film d'oxyde naturel qui régit la tenue à la corrosion de l'aluminium. Ainsi le potentiel qu'on mesure sur l'aluminium n'est pas celui du métal, mais un potentiel mixte entre le film d'oxyde et le métal. [21]

I.7. Etat de l'art :

Dans cette partie on va présenter quelques résultats de recherches qui ont été réalisés sur les alliages d'aluminium.

L'étude qui a été réalisée par S. Nebti [22] sur la cinétique de la précipitation dans les alliages « aluminium-magnésium » avec des différents pourcentages du Magnésium (8-9-12%) dans la matrice d'aluminium ; a montré que ces alliages peuvent avoir des défauts, provenant de la solidification appelés rosettes. Ces rosettes sont très stables avec le recuit d'homogénéisation, et constituent le lieu du premier germe des précipités.

Aussi dans un autre travail [23], on a montré que les particules β' apparaissent comme des aiguilles allongées dans deux directions (structure de Widmanstätten), alors qu'après vieillissement à 250 °C et 300 °C, les particules β' réparties de manière aléatoire dans la matrice, et deviennent un peu plus grandes, ont été exposées que le vieillissement à 150°C et suivant le temps de vieillissement les précipités prennent la forme de fins globules au début qui se transforment en aiguilles allongées dans deux directions bien déterminées (structure identique à celle de Widmanstätten), et avec le temps il se produit une coalescence de ces aiguilles (structure toujours identique à celle de Widmanstätten).

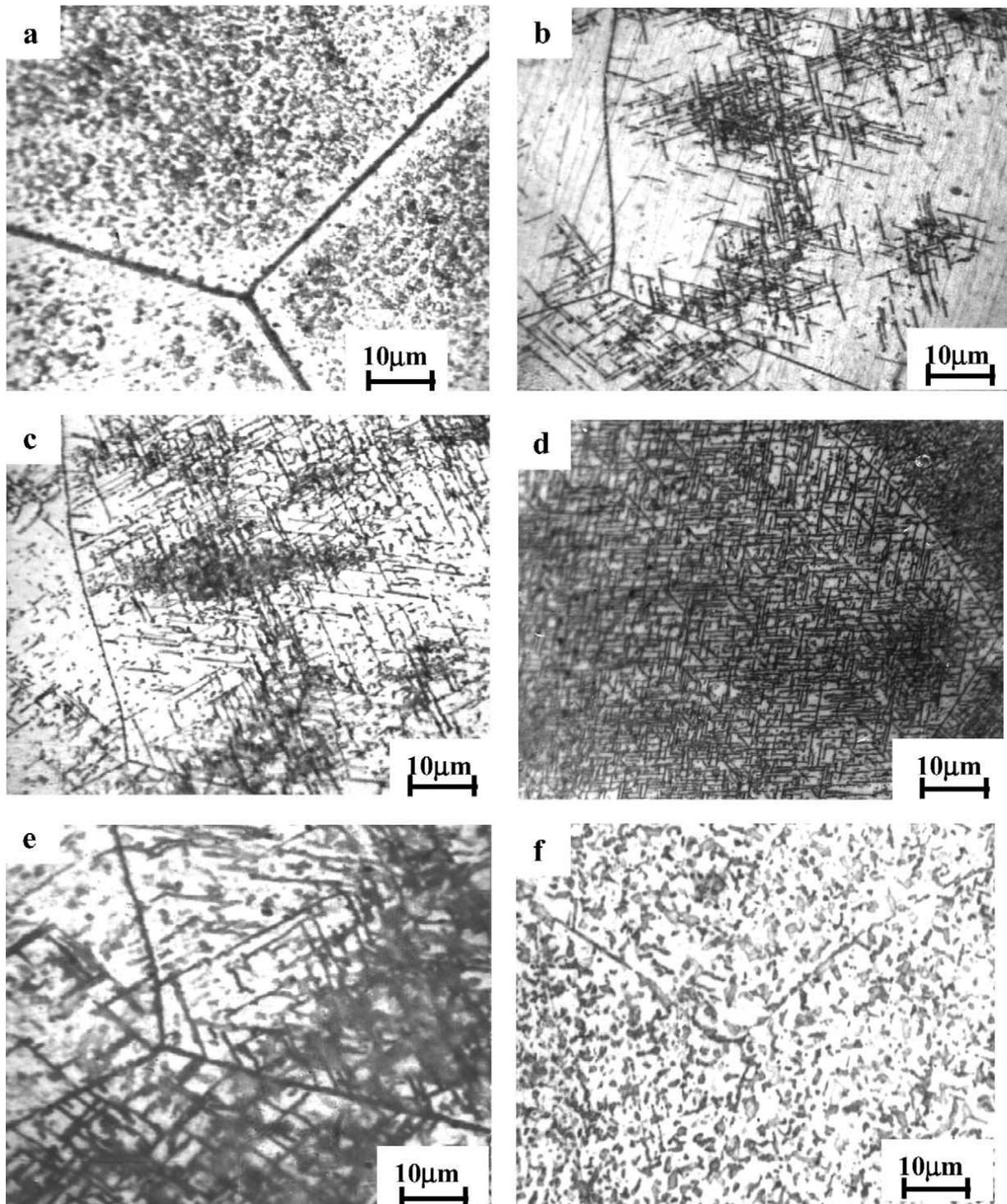


Figure I.9. Microstructure de l'alliage Al-12% mass Mg homogénéisé pendant 17 h à 430 °C, puis trempé, vieillie à 150 °C pendant (a) 4 h, (b) 8 h, (c) 24 h, (d) 50 h, (e) 1500 h et (f) 7200 h. [23]

En outre M .C.Carroll [24], a informé que la température du traitement thermique influe également beaucoup sur le comportement des précipités, lorsque la température est supérieure à 100 °C, et le taux de précipitation augmente en raison de la diffusivité accrue.

D'autre part A. Hayoune [7], ont présenté dans leurs étude que la déformation augmente la vitesse de précipitation continue en raison de l'augmentation du nombre de sites de nucléation. La déformation plastique, après l'homogénéisation durcit le matériau par l'introduction d'une forte densité de dislocations et par la création d'une solution solide sursaturée qui a un potentiel non seulement pour la précipitation mais aussi pour les processus de restauration et de recristallisation au cours du vieillissement à une température élevée.

La stabilité de la phase β' reste mal déterminée ; certains auteurs la situent entre 100 et 200 °C [18], alors que d'autres ont mentionné son existence entre 250 et 300 °C et l'ont décrite comme étant de haute stabilité thermique.

Par ailleurs RS. Mishra et al. [25], ont indiqué que la sensibilité de l'alliage d'aluminium magnésium à la corrosion augmente avec le pourcentage du magnésium. Si ce pourcentage dépasse 3.5% du magnésium dans la matrice d'aluminium il se produit une précipitation de la phase Al_3Mg_2 qui rend l'alliage susceptible à la corrosion.

De plus J.G .Brunner [26], montre que les teneurs du Mg (0,5-1,2% mass Mg) dans la matrice des alliages d'aluminium jouent un rôle important dans les propriétés mécaniques et la résistance à la corrosion.

M. Balde et al. [27], ont indiqué que la déformation provoquée par la compression à chaud provoque un réarrangement microstructural des dislocations. Cet effet est favorisé par les faibles niveaux de déformation qui génèrent des mécanismes de restauration faibles et aucune recristallisation statique.

R. Aouria, [4], l'alliage Al-10% mass Mg à l'état trempé devient moins noble avec l'augmentation du taux de la déformation par laminage, ainsi le film d'oxyde protecteur perd ses propriétés anticorrosives. Déplus le comportement électrochimique de cet alliage après le recuit de vieillissement à 250 °C présente une sensibilité qui augmente avec l'existence de la déformation. La corrosion qui se produit est localisée, dans les zones où il y a la précipitation, et localisée aussi sur les zones de fortes densités des défauts.

S. Zermane [14], dans son étude sur le comportement électrochimique de l' alliage Al-10% mass. Mg suivant des différents traitements de vieillissement a constaté que cet alliage présente une remarquable sensibilité avec la précipitation de la phase intermédiaire β' semi

cohérente, ce qui implique l'existence des dislocations d'accommodations. Cette sensibilité a été expliquée par la nature de la couche d'oxyde formée sur les zones de dislocations (entre les précipités β' et la matrice solide), qui s'avère être mince et facile à être détruite, ou encore par l'effet de la différence du potentiel entre la phase (Al_3Mg_2) et la matrice, qui conduit à une corrosion galvanique.

N. Zazi et al [28] ont montré que les traitements thermomécaniques influent considérablement sur la corrosion de l'alliage AA5083.

L'augmentation de la densité des dislocations par la formation de nouvelles dislocations (dislocations fraîches), ceci conduit à une augmentation des propriétés mécaniques de résistance, un changement de la morphologie de la corrosion, de la corrosion généralisée vers une corrosion localisée, et une diminution de la résistance à la corrosion.

Les micropores qui existe dans la matrice après la déformation jouent un rôle de micro crevasses qui peuvent être le siège de la corrosion localisée, et pouvant devenir le lieu d'amorçage de fissures d'où l'endommagement du matériau.

M. Sahal, et al [29] a signalé que la réactivité de la surface augmente avec l'augmentation de la densité des dislocations, avec un développement d'une structure hétérogène de dislocation.

M. Yakoubi [6], a montré que quelque soit la valeur de la déformation par compression, à l'échelle du paramètre de maille elle est importante. La morphologie de corrosion se change après introduction d'une faible déformation de l'alliage Al- 4.5 % Cu de deuxième fusion. Aussi cette étude a montré que la cinétique de corrosion de l'alliage de provenance industrielle non déformé est différente de celle de l'alliage déformé.

Suivant cette synthèse nous nous sommes intéressé de voir l'effet de la déformation sur la morphologie de la corrosion, avant et après le recuit de l'alliage Al 10% mass .Mg à une température qui présente l'alliage avec une bonne micro dureté, à cause de la précipitation d'une phase semi cohérente, qui implique l'existence des dislocations d'accommodations dans la matrice.

Chapitre II

Procédure et techniques expérimentales



Chapitre II

Procédure et techniques expérimentales

II.1. Introduction :

La première partie de ce chapitre est basé sur la présentation du matériau étudié ainsi que le mode opératoire adopté à son préparation.

La seconde partie est consacrée à la présentation des divers appareils de mesure et de caractérisation employés au cours de l'étude expérimental.

II.2. L'alliage étudié :

Dans cette étude des échantillons cylindriques de l'alliage «aluminium- magnésium » ont fait l'objet de nos expériences: L'alliage Al-10% mass. Mg (de moulage sous forme d'un lingot) provenant de l'industrie de Rouïba, dont la composition chimique est présentée sur le tableau (II.1).

Tableau II.1. Composition chimique de l'alliage « Al-10% mass Mg». [14]

Elément	Al	Mg	Fe	Mn	Cu	Si	Zn	Sn	Ti
mass %	88.55	9.94	0.4	0.08	0.03	0.6	0.33	0.03	0.04

II.2.1. Traitement thermique et déformation :

Le traitement thermique a été réalisé dans un four électrique de type «NABERTHERM» à température maximale de 1100°C (**Figure II.1**).

La première étape du traitement thermique était le recuit d'homogénéisation, qui a été réalisé à une température à 430 °C pendant 18 heures suivie directement d'une trempe rapide à l'eau glacée.

Après nous avons effectué un traitement de vieillissement à 150 °C afin d'avoir la précipitation de la phase intermédiaire β' de structure hexagonale et de composition Al_3Mg_2 .



La Figure II.1 Le four électrique manipulé « *Nabertherm* »

Nos échantillons ont été déformé par compression, dans quelques échantillons la déformation est réalisé après le traitement de vieillissement, par contre dans des autres cette dernière précède le traitement de vieillissement. Le tableau (II.2) résume les étapes de travail :

Tableau II.2. Les étapes de travail

Echantillon a	Vieilli à 150 °C pendant 96 heures
Echantillon b	Vieilli à 150 °C pendant 96 heures puis déformé 3%
Echantillon c	déformé 5 % puis Vieilli à 150 °C pendant 96 heures

Pour déformé un matériau solide il faut appliquer une force mécanique. La déformation par compression à été faite en utilisant une machine de traction de marque « OEHLGASS » de force maximale de 120 kN, avec un maintient de la force sur l' échantillon de 30 secondes, afin d'enfanter des faibles déformations avec des taux de déformation entre 3 et 5% **Figure II.2.**



Figure II.2. Machine utilisée pour la compression des échantillons.

L'équation utilisée pour calculer les taux des déformations est [4]:

$$\varepsilon \% = \left(\frac{l_0 - l}{l_0} \right) \times 100\% \quad \text{Equation (II.1)}$$

l_0 : La hauteur de l'échantillon avant la compression.

l : La hauteur de l'échantillon après la compression.

La hauteur des échantillons avant et après compression a été mesurée par le biais d'un pied à coulisse. Suivant le **Tableau II.3**.

Tableau II.3. La hauteur des échantillons avant et après compression et les taux de déformation.

Etat	La force appliquée (KN)	La hauteur avant compression (mm)	La hauteur après compression (mm)	Taux de déformation ε %
Vieilli à 150°C/96h + déformation (b)	70	9.72	9.42	3
Déformation + 150°C/96h (c)	20	9.19	8.75	5

II.2.3. Préparation des échantillons :

Après les traitements thermiques et la déformation, les échantillons ont subi un bon polissage mécanique, en utilisant une polisseuse de type PRESI MECATECH P260 (figure II.3), afin d'avoir une surface plane, brillante, et ne représente aucune rayure susceptible de gêner l'examen ultérieur, nos échantillons ont été poli en utilisant des papiers abrasifs (de granulométries de grades 600, 800, 1000, 1200) en présence d'eau, pour éviter toute sorte de réchauffement de l'échantillon, qui peut causer une transformation de phase. La finition de cette étape a été faite avec la pâte diamantée de granulométrie ($3\mu\text{m}$ puis $1\mu\text{m}$). Après chaque polissage nos échantillons sont nettoyés avec l'éthanol, puis avec de l'eau distillée, et bien séchés à l'air comprimé.



Figure II.3. Polisseuse mécanique de type PRESI MECATECH P260 (Laboratoire de Physique, Univ-Biskra).

L'observation des échantillons en microscopie optique nécessite une attaque chimique pour révéler sa structure, nous avons utilisés l'attaque chimique « *Keller* » de composition chimique suivante [15] :

- 2 ml d'acide fluorhydrique (HF);
- 3 ml d'acide chlorhydrique (HCl) ;
- 5 ml d'acide nitrique (HNO_3) ;
- 180 ml d'eau distillée (H_2O).

La durée de l'attaque est entre 25- 30 secondes, les échantillons ont été nettoyés avec de l'eau distillée, puis séchés à l'air comprimé.

II.3.Méthode expérimentales :

II.3.1. Microscopie optique (MO) :

La microscopie optique a été utilisée dans ce travail comme première technique d'observation des surfaces des échantillons avant et après (Traitement thermique, compression et les essais de corrosion), en particulier pour caractériser les différents défauts et composés microscopiques de la structure, l'effet de la déformation par compression et l'effet du à l'environnement corrosif (la corrosion) [6].

Elle est la technique d'examen de base la plus pratiquée .Elle a fait l'objet de nombreux perfectionnements technique permettant d'améliorer le contraste, la résolution et la profondeur de champ. Ainsi, l'éclairage en lumière polarisée permet d'exploiter les propriétés optiques de la surface ou de l'épaisseur du matériau observé pour détecter des variations de structure, de relief ou de composition [30].

Un microscope optique du type « *Unitron TM* » avec différents grossissements, et équipé d'un appareil photo numérique de marque « *Nikon* » a été utilisé avant et après les tests de corrosion afin de caractériser, et de suivre l'évolution structurale des échantillons considérés, ce microscope est montré sur **la figure (II.4)**



Figure II.4. Microscope optique « *UNITRONTM* » (Laboratoire de Physique, Univ-Biskra).

II.3.2. Microscopie électronique à balayage (MEB) :

La microscopie électronique à balayage est une technique permettant de réaliser différents types d'observations et de caractérisations selon la nature des interactions d'électrons de matière considérées. Le MEB utilisé dans ce travail est un appareil de type Bruker Nano GmbH –Xflash Detector 610M (**figure (II.5)**). Le MEB a été utilisé pour l'observation détaillée des surfaces du matériau, avant et après les tests de corrosion, et les défauts qui existent dans la structure. [31]

II.3.2.1. Principe de fonctionnement du MEB :

Les observations classiques réalisées au MEB sont basées sur le balayage des échantillons par un faisceau d'électrons de haute énergie. L'interaction de ce faisceau avec l'échantillon va conduire à l'émission d'électrons secondaires et rétrodiffusés. L'image obtenue dépend du type d'électrons émis recueillis : (**la figure (II.5)**)

- ✚ les électrons secondaires sont éjectés des couches superficielles jusqu'à 50 Angströms. Ils permettent d'obtenir des images très détaillées de la topographie des échantillons.
- ✚ les électrons rétrodiffusés sont issus du faisceau incident et peuvent donner des informations sur les couches supérieures de la surface de l'échantillon jusqu'à 100 nm. Les électrons primaires interagissent effectivement avec les atomes de l'alliage étudié et leur taux de rétrodiffusion dépend du numéro atomique des éléments constitutifs de l'alliage étudié. Ceci permet de mettre en évidence des différences de composition chimique dans les échantillons. Il est notamment possible de révéler les différentes phases du matériau étudié [6].

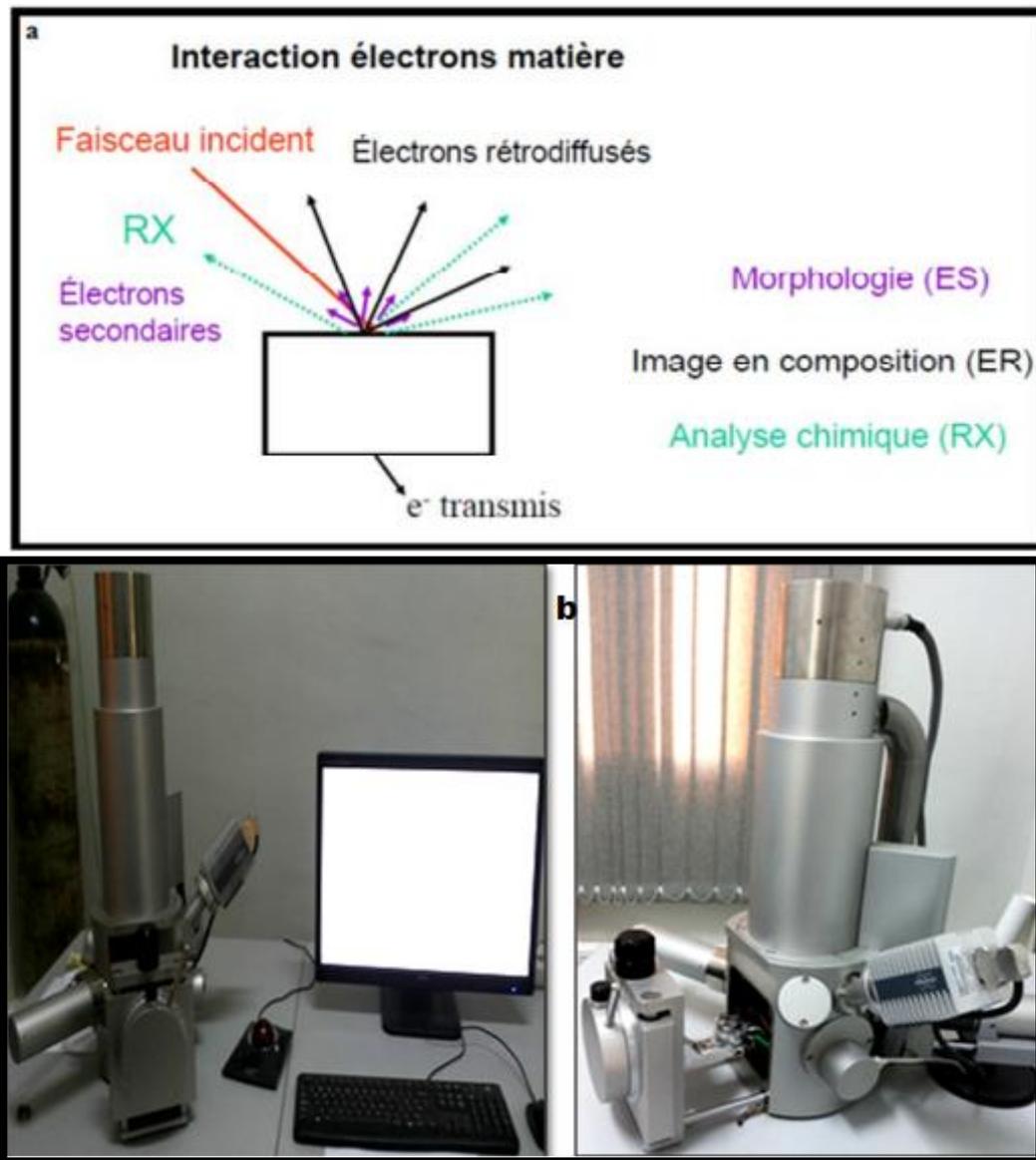


Figure II.5 : a) interaction électrons matière [6] b) Microscope électronique à balayage (Laboratoire de Physique des Couches Minces et Application Univ-Biskra).

II.3.3. La microdureté Vickers :

L'essai de la micro-dureté est largement utilisé sur les métaux. Dans le but de caractériser la résistance qu'oppose le matériau à la pénétration d'un autre corps plus dur que lui. Ainsi, pour des conditions expérimentales données, la dureté du métal sera d'autant plus grande que la pénétration du corps sera faible.

Afin d'estimer l'évolution des caractéristiques mécaniques de nos échantillons après les différentes étapes de traitement thermique et déformation, des mesures de dureté Vickers ont été réalisées avec une charge de (50g), la surface doit être bien polie. Les échantillons ayant fait l'objet de ces mesures sont de forme cylindrique, et de diamètre

environ 1.4 cm et d'épaisseur estimé à peu près entre 0.7 et 1cm. Il existe trois types d'essais de dureté, qui diffèrent essentiellement par la forme du pénétrateur : l'essai Brinell, l'essai Vickers et l'essai Rockwell. Dans notre étude, pour mesurer la dureté de nos échantillons nous avons utilisé un Microduromètre Zwick Roell de type ZHV μ représenté sur la figure (II.6). La dureté Vickers est alors définie par le rapport [32] :

$$H_V = \frac{m}{S} \quad \text{Equation (II.2)}$$

Avec,

m : la charge appliquée (en Kg) par le pénétrateur

S : la surface latérale (en mm²) de l'empreinte pyramidale, définie par :

$$S = \frac{1}{2} \times \frac{d^2}{\sin \frac{136}{2}} \quad \text{Equation (II.3)}$$

Et suivant l'équation (II.2) et (II.3) on obtient l'expression habituellement utilisée pour le calcul de la microdureté Vickers :

$$H_V = 1.8544 \times \frac{m}{d^2} \quad \text{Equation (II.4)}$$



Figure II.6. Duromètre Zwick Roell de type ZHV μ (Laboratoire Physique des Couches Minces et ses Applications Univ-Biskra).

II.3.4 Diffraction des rayons X (DRX) :

L'analyse par diffraction des rayons X ou la diffractométrie X permet de déterminer les distances inter atomiques et l'arrangement des atomes dans les réseaux cristallins. Comme les rayons X sont diffractés de façons distinctes, par les éléments du réseau, suivant la construction de ce dernier, l'irradiation de la matière par des rayons X permet de connaître sa nature cristallographique et de déterminer la composition minéralogique exacte du matériau.

La diffraction des rayons X est utilisée pour la détermination des phases minérales majeures et des phases mineures. L'étude des structure cristallines est effectuée sur des échantillons monocristallins par contre pour la caractérisation des matériaux on utilise le plus souvent des échantillons poly cristallins ou des poudres.

De nombreuses applications ont ainsi été développées permettant par exemple d'identifier les formes cristallographiques ou des phases, de déterminer les contraintes internes et les textures ou encore de caractériser la surface d'un matériau. Du point de vue de la diffraction X, la présence de défauts structuraux au sein d'un cristal se traduit par l'élargissement général des pics et une diminution simultanée de leur intensité. [33]



Figure II.7. Diffraction des rayons X (DRX) (Laboratoire de Physique des Couches Minces et Applications univ-Biskra).

II.3.4.1 Loi de Bragg :

La direction du faisceau diffracté est donnée par la loi de Bragg [34] :

$$n\lambda = 2d \sin \theta \quad \text{Equation (II.5)}$$

λ : longueur d'onde du faisceau de rayons X.

d : distance de deux plans réticulaires.

θ : l'angle d'incidence des rayons X.

n : l'ordre de diffraction.

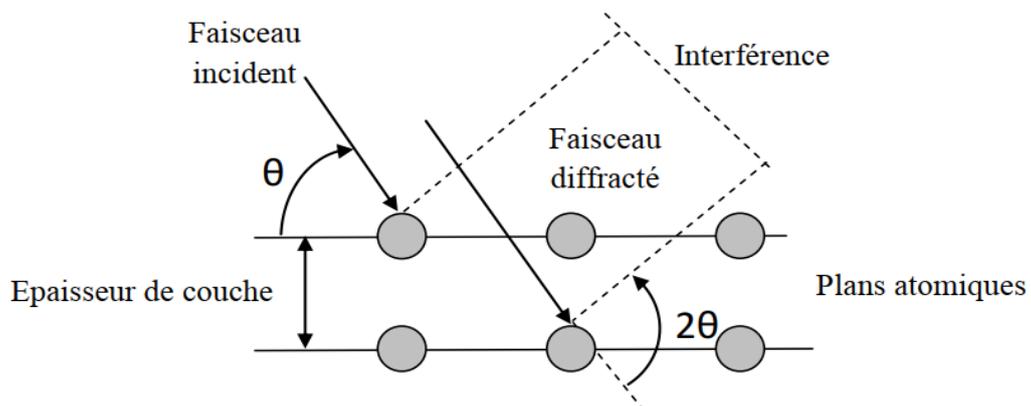


Figure II.8. Loi de Bragg donnant les directions où les interférences constructives [34]

Par la loi de Bragg, on peut donc associer chaque pic à un plan atomique imaginaire. On sait que ces plans peuvent être désignés par des indices de Miler (hkl). On peut donc de même associer ces indices (hkl). Aux pics de diffraction. On parle « d'indexation des pics ».

Les dimensions du réseau cristallin sont les paramètres déterminant les directions des faisceaux diffractés. A titre d'exemple dans le cas d'un système cubique la distance interréticulaire s'écrit selon l'équation suivante:

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}} \quad \text{Equation (II.6)}$$

A partir de laquelle nous pouvons déterminer le paramètre de maille dans un système cubique:

$$a = \frac{n\lambda}{2 \sin \theta} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad \text{Equation (II.7)}$$

Dans certains cas, un élargissement des pics de diffraction est observé, ce qui pourrait être dû à une diminution de la taille de grain. De nombreux travaux estiment la taille de grain à l'aide de l'équation de Scherrer. L'équation de Scherrer a été établie initialement pour des cristaux de même dimension, de forme et de symétrie cubiques. Cette relation permet d'estimer la dimension moyenne des cristallites mesurées perpendiculairement aux plans qui diffractent.

II.3.4.2. Calcul du paramètre de maille :

A chaque pic correspond un angle de diffraction, donc une distance inter-plane d dans l'espace réciproque. Ces plans parallèles sont indexés par trois coordonnées (h, k, l) dans l'espace défini par les axes cristallographique. Pour les symétries cubiques, on peut ainsi calculer le paramètre de maille par l'équation II.8. [35]

$$a = d\sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad \text{Equation (II.8)}$$

II.3.5. Méthode de la masse perdue :

Cette méthode de caractérisation consiste à mesurer la masse de l'échantillon avant et après l'immersion dans la solution du milieu agressif (Na Cl 3,5% en poids). Nous avons mesuré la masse avant l'immersion puis nous avons plongé chaque échantillon dans un bécher contenant le milieu agressif, et le laisser une durée de temps 14 ; 68 jours, avec des conditions de travail: température ambiante, pH du milieu est environ 6,48. Après cette

période d'immersion, les échantillons sont retirés de la solution, rincés avec l'eau distillée séchés.

Finalement, les échantillons sont pesés afin de déterminer la masse perdue et le taux de corrosion.

Chapitre III

Résultats et discussion



Chapitre III

Résultats et discussion

III.1. Introduction :

Dans ce chapitre nous allons présenter les résultats qui ont été obtenus sur le changement de la morphologie structural de notre alliage suivant les différents cas de déformation et de traitements thermiques. Puis nous présentons l'effet de ce changement morphologique sur le comportement à la corrosion dans une solution de Na Cl 3.5% en poids.

III.2. Mesures de la micro durezza :

La figure III.1 présente les résultats de la microdurezza suivant les différents cas étudiés. Les résultats montrent que le cas mentionner (b) présente la valeur la plus grande de la durezza en comparaisant avec les deux autres cas (a) et (c). Le vieillissement de cet alliage à 150°C permet une précipitation d'une phase intermédiaire semi cohérente, qui donne une bonne durezza de l'alliage [23,14]. Aussi la déformation par compression produit une augmentation de la densité des dislocations dans la matrice [33], ce qui a augmenté la durezza dans ce cas. Une déformation suivie d'un vieillissement (le cas c) diminue la densité des dislocations, donc l'alliage devient moins dur que le cas (b). [39]

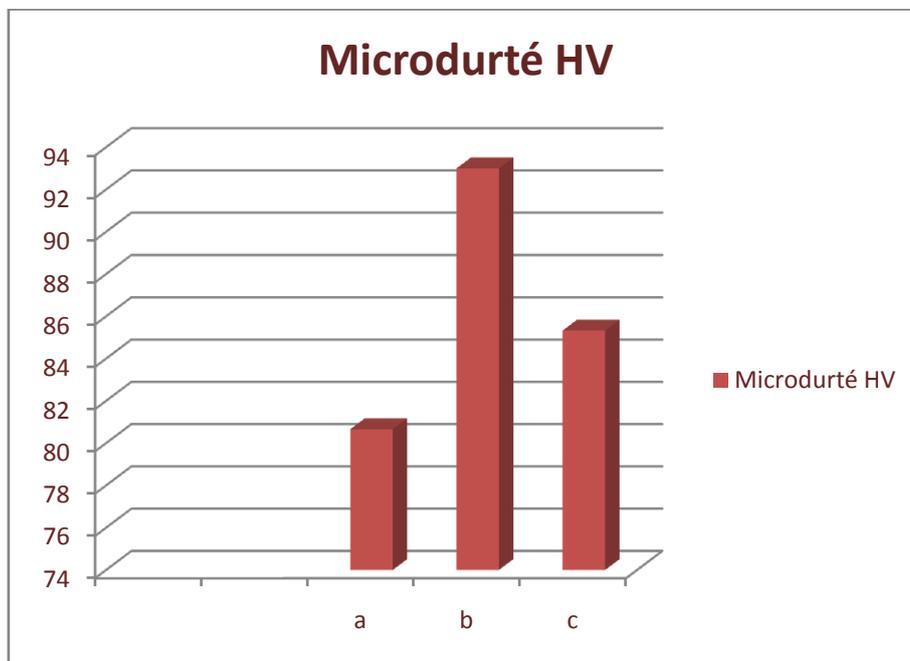


Figure III. 1. Comparaison entre la variation de la microdurezza pour l'alliage d'Al-10% mass. Mg. (a) vieilli à 150 °C/96h, (b) vieilli à 150 °C/96h+ déformer (3%), (c) déformer (5%) + vieilli à150°C/96h

III.3. Mesure de la masse perdue :

La perte de masse est la méthode la plus ancienne dans l'étude de la corrosion. Son principe est de peser l'échantillon avant et après l'immersion, et mesurer la masse perdue. Cette méthode donne une estimation directe de la vitesse de corrosion.

La masse de nos échantillons a été pesée avant et après l'immersion, et les résultats sont présentés sur le tableau III.1. Nous constatons qu'il y a une augmentation de la masse après le test d'immersion. On peut expliquer cela par l'existence des pores (structure poreuse), qui ont été des lieux d'amorçage des produits de corrosion.

Tableau III .1. La variation de la masse avant et après le test d'immersion :

Echantillon	68 jours			14 jours		
	m_0 (g)	m_f (g)	Δm (g)	m_0 (g)	m_f (g)	Δm (g)
A	3.0035	3.0187	+0.0152	3.0571	3.0586	+0.0015
B	3.4699	3.4836	+0.0137	4.0480	4.0499	+0.0019
C	3.7201	3.7320	+0.0119	4.0201	4.0233	+0.0032

III.4. Examen de surface :

III.4.1 Des examens par la microscopie optique avant le test d'immersion :

Des examens par la microscopie optique de la morphologie de nos échantillons avant et après le test d'immersion dans la solution de NaCl 3.5% en poids, sont représentés sur les figures suivantes.

La Figure III.2 présente une visualisation qui montre une structure poreuse avec une précipitation continue au sein du grain (figure III.2. a).

La figure III.2.b ne présente aucun effet de la déformation par compression sur la morphologie de cet alliage, ce qui est peut-être dû à la faible valeur de la déformation (3 %). Tandis que la figure III.2.c qui présente le cas d'une déformation (5 %) suivie d'un vieillissement à 150°C pendant 96 heures, montre qu'il y a une certaine précipitation qui est beaucoup plus organisée dans des zones au centre du grain, ces zones peuvent être riches en dislocations qui ont été créées par la déformation appliquée antérieurement. La compression provoque

un réarrangement microstructural des dislocations ce qui favorise la précipitation dans ces zones. [27]

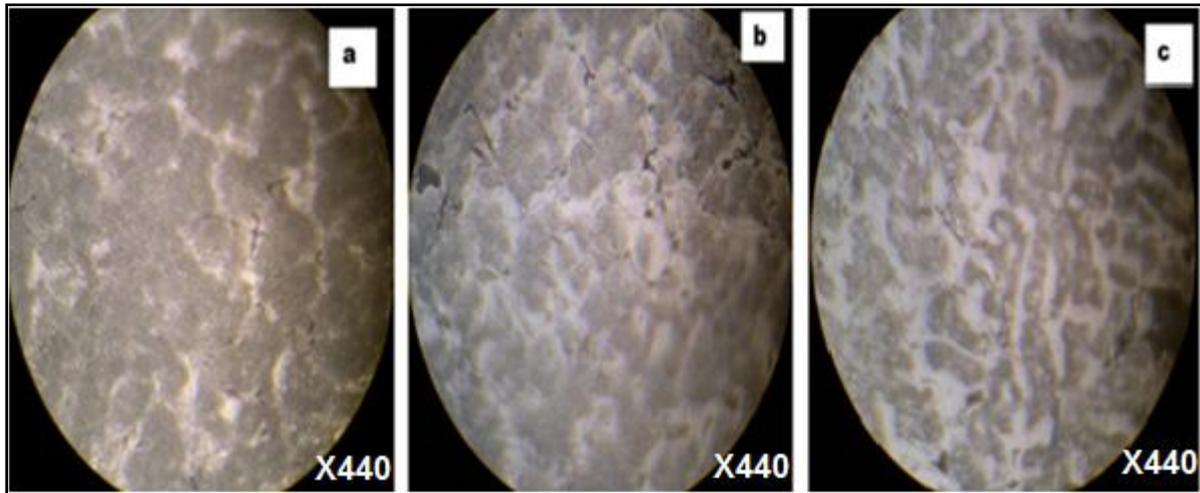


Figure III.2. Visualisation par microscopie optique de l'alliage Al-10% mass. Mg avant le test de corrosion (a) Vieilli à 150 °C pendant 96 heures,(b) Vieilli à 150°C pendant 96 heure suivie d'une déformation(3%) ,(c) déformé(5%) plus vieilli à 150 °C pendant 96 heures.

III .4 .2. Des examinassions par la Microscopie électronique à balayage avant l'immersion

La visualisation de nos échantillons par microscopie électronique à balayage confirme l'existence de la précipitation, il s'agit de la phase intermédiaire mentionner dans des plusieurs travaux [23,14], cette phase (β') se précipite sous forme d'aiguilles (structure de Widmen Statten), de structure hexagonale, semi cohérente avec la matrice et de composition chimique (Al_3Mg_2) (figure III.3.a).

La Figure III.3.b montre que malgré le taux de la compression est faible (3 %) la surface informe sur un arrangement des dislocations ou des défauts dans quelque zones.

La déformation (5 %) suivie d'un vieillissement à 150°C pendant 96 heures présente une précipitation bien arrangée au sein des grains, C'est à cause que le recuit produit un mouvement des dislocations (Figure III.4.c).

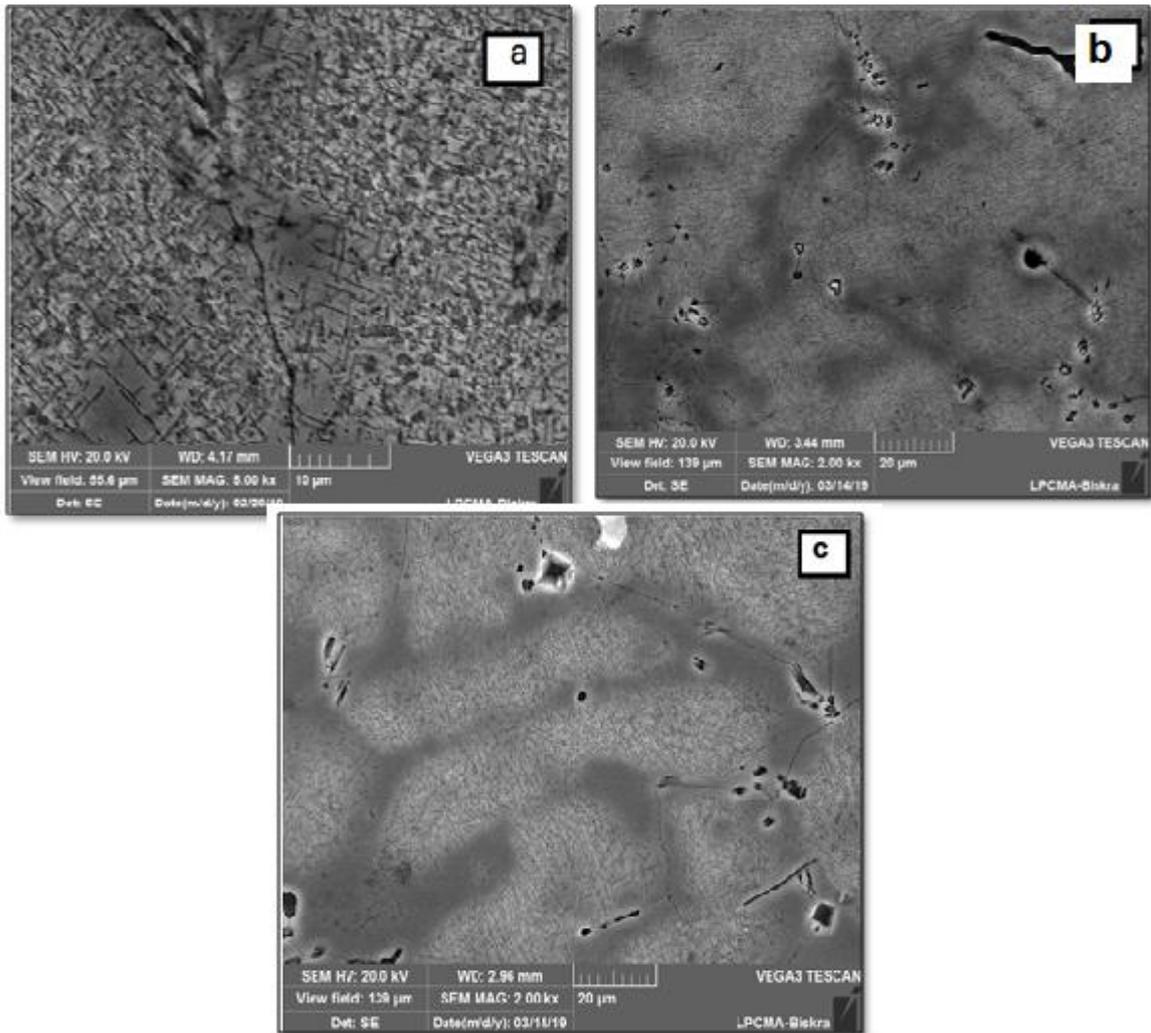


Figure III.3. Image MEB de la microstructure de l'alliage Al-10%mass. Mg

- (a) vieilli à 150 °C pendant 96 h, (b) Vieilli à 150 ° C pendant 96 h plus déformé (3 %),
(c) déformé (5 %) puis vieilli à 150° C pendant 96 h.

III.4.3. Des examinassions par la microscopie optique après le test d'immersion :

La visualisation par microscopie optique de nos échantillons après le test d'immersion de 14 jours dans la solution de NaCl 3.5 % en poids est montrée sur la figure III.3.a.b.c. Nous constatons qu'il existe des piqûres dans des zones et pas dans d'autres. Et avec l'augmentation du temps d'immersion à 68 jours, il se forme une couche grise épaisse, c'est la couche d'oxyde avec l'existence toujours des zones noires qui présente les piqûres (figure III.4.a'.b'.c').

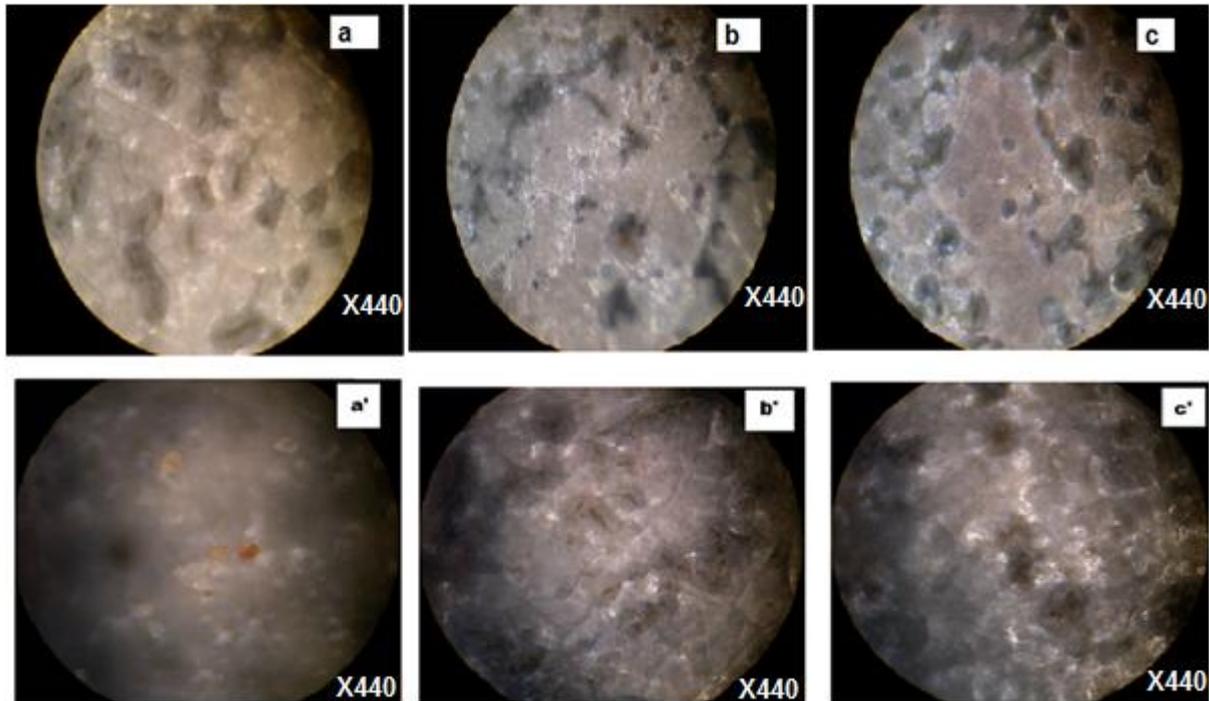


Figure III.4. Visualisation par microscopie optique de l'alliage Al-10% mass. Mg après le test d'immersion, (a, a') vieilli à 150 °C pendant 96 h, (b, b') Vieilli à 150 °C pendant 96 h plus déformé (3 %), (c, c') déformé (5 %) puis vieilli à 150 °C pendant 96 h.

III.4.4. Des examinations par la microscopie électronique à balayage après le test d'immersion :

Des examinations de la microstructure par microscopie électronique à balayage après le test d'immersion de 68 jours, présente une couche d'oxyde qui couvre toute la surface de l'échantillon (figure III.5. a), avec une déposition de l'hydroxyde d'aluminium sur les piqûres (figure III.5.b.c). Le cas (b) présente une grande surface d'amorçage de produit de corrosion (des oxydes).

Le vieillissement de l'alliage à 150°C produit une précipitation d'une phase (Al_3Mg_2) de potentiel électrochimique différent de la matrice d'aluminium ce qui produit une corrosion galvanique. Cette phase est semi cohérente se germe sur les défauts de la matrice, ce qui favorise la corrosion localisée en formant des piqûres autour du précipité. Avec le temps d'immersion la corrosion prend la forme généralisée.

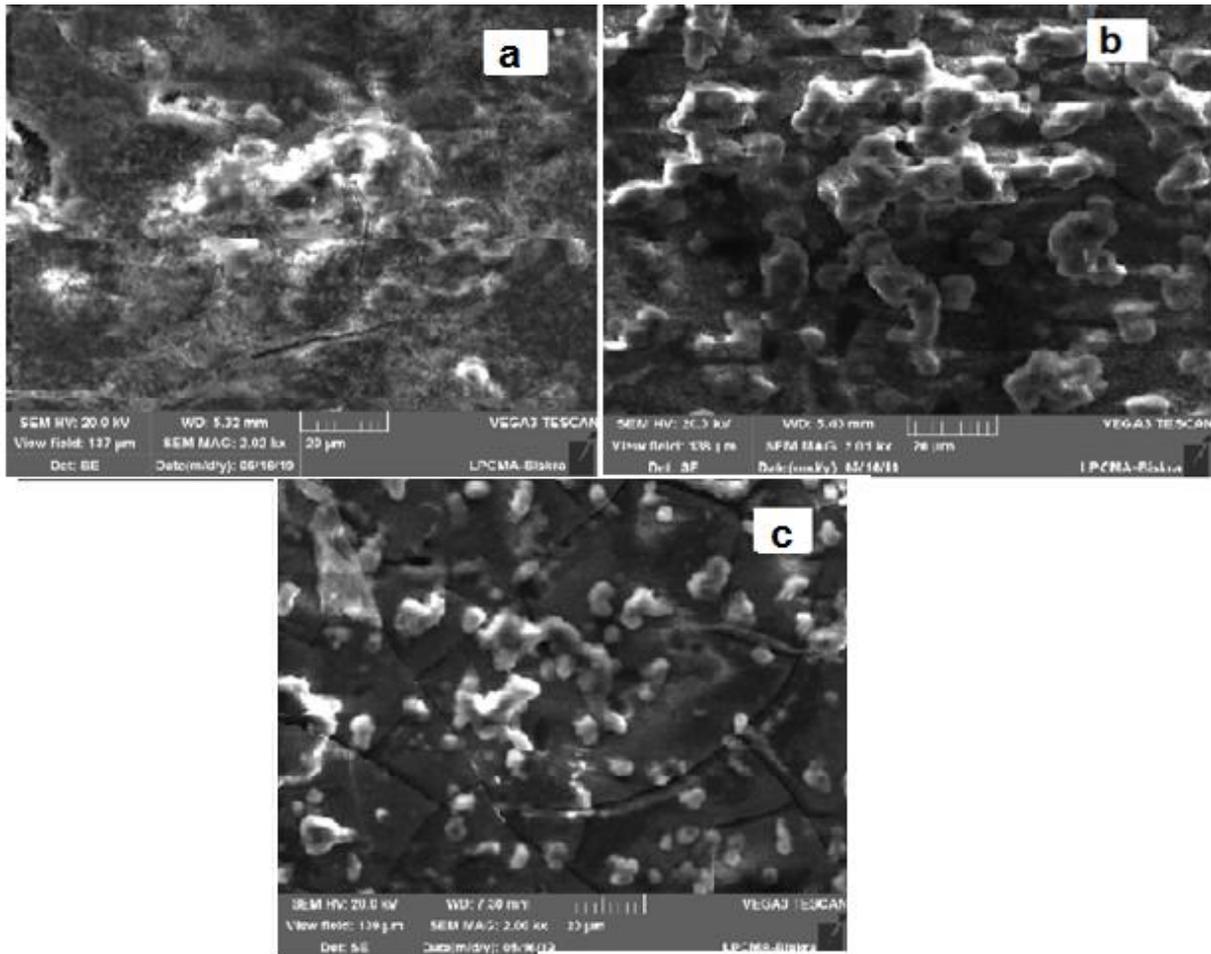


Figure III.5. Image MEB de la microstructure de l'alliage Al-10%mass. Mg après le test d'immersion, (a) vieilli à 150 °C pendant 96 h, (b) Vieilli à 150 ° C pendant 96 h plus déformé (3 %), (c) déformé(5%) puis vieilli à 150.° C pendant 96 h.

Le temps de vieillissement (96 heures à 150 °C) a été suffisant de produire une précipitation continue au sein du grain (figure III.6.a). Il a été signalé dans [14] que dans ce cas du traitement de vieillissement l'alliage présente une grande sensibilité à la corrosion, et il a été expliqué par une faible résistance du film d'oxyde former sur les zones des précipités, qui est une conséquence de l'existence des défauts. La déformation par compression produit de plus une densité des dislocations dans la matrice, qui seront des zones où se produisent les piqûres, et avec le temps d'immersion il se produit des dépôts des oxydes. Aussi d'après [39] les pores qui existent dans la matrice peuvent être des sièges de la corrosion localisées, et avec la déformation deviennent des sites favorables pour l'amorçage des produits de corrosion.

Au premier temps d'immersion la couche d'oxyde qui protège naturellement l'alliage réagit avec la solution NaCl 3.5% en poids par une adsorption des ions chlorure au niveau des défauts du film d'oxyde, en façonnant des piqûres qui se repassivent ensuite par la formation des dépôts de l'hydroxyde d'aluminium sous forme des pustules blanches (Figure III.5.b.c).

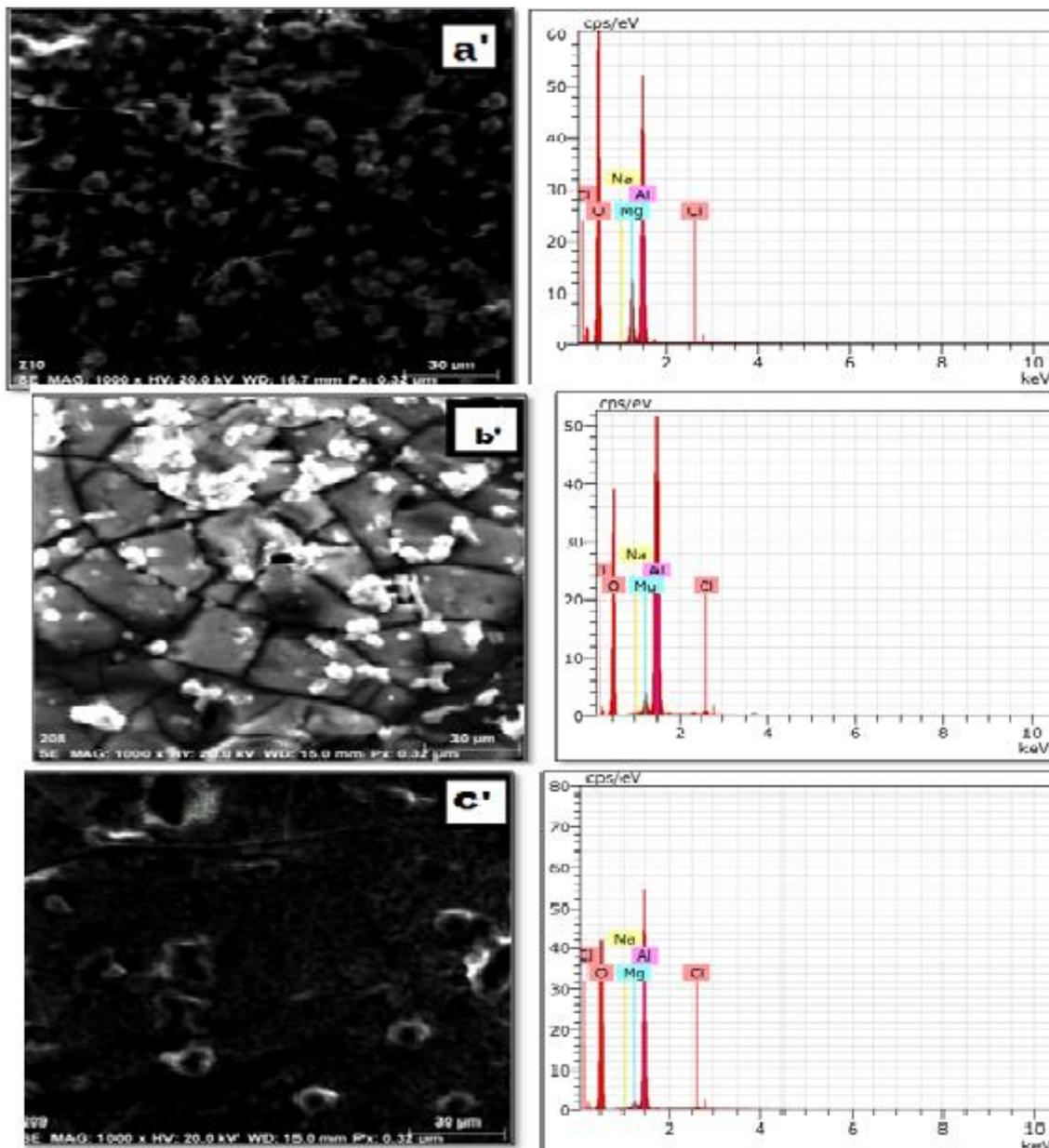


Figure III.6. Microstructure et EDS de l'alliage Al-10%mass. Mg après le test d'immersion, de (a') vieilli à 150 °C pendant 96 h, (b') Vieilli à 150 ° C pendant 96 h plus déformé (3%), (c') déformé (5%) puis vieilli à 150.° C pendant 96 h.

Des examinations de la surface par l'EDS des différents cas étudiés présente l'oxygène en grande quantité, ce qui est une conséquence de l'existence des dépôts des oxydes ce qui confirme nos remarques et notre interprétation antérieure.

III.5. Analyse par diffraction des rayons X :

La diffraction des rayons X est la technique la plus sensible à toute perturbation de la périodicité du réseau cristallin. Et permet de donner des renseignements sur l'évolution de la microstructure suivant la déformation et le recuit du vieillissement appliquée.

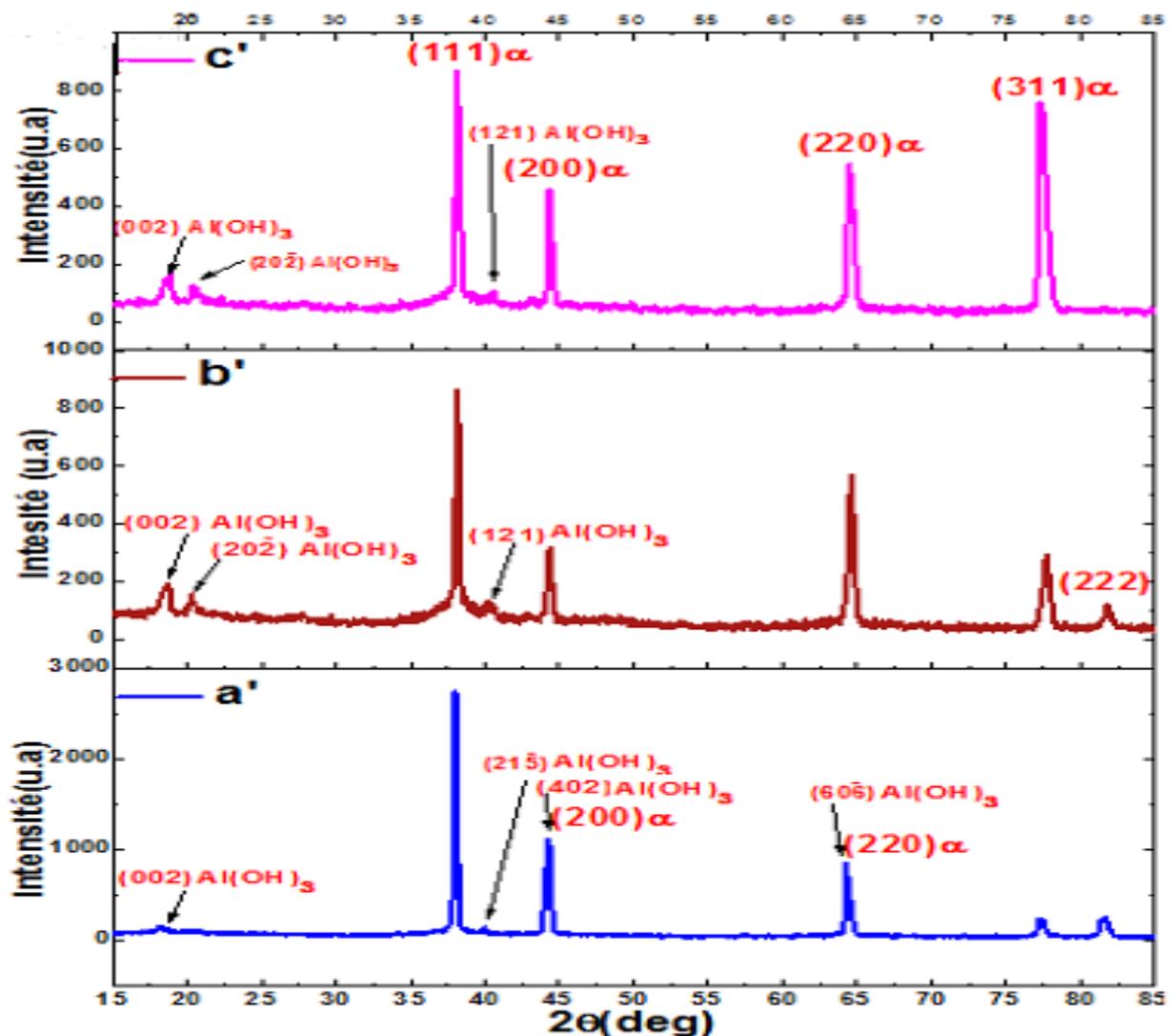


Figure III.7. Diffraction des RX de l'alliage Al-10% mass. Mg avant le test de corrosion

- (a) vieilli à 150 °C pendant 96 h, (b) Vieilli à 150 °C pendant 96 h plus déformé (3 %),
(c) déformé (5 %) puis vieilli à 150 °C pendant 96 h.

Les résultats de la diffraction X de nos échantillons avant le test d'immersion sont présentés sur la figure.III. 7. Dont nous remarquons que l'orientation privilégiée corresponde toujours au plans (111) de la matrice α de structure cubique face centré (CFC) (fiche1), ce qui informe que la déformation par compression n'a pas changer l'orientation des plans. Il existe aussi quelques pics supplémentaires (figure .III.7.a,c) , qui correspondent à la phase β' suivant la fiche dans l'annexe (2). Le cas (c) présente une augmentation importante de l'intensité des pics (figure .III.7, c), ce qui informe sur un changement des caractéristiques physique de la surface, ce qui conduit ensuite à un changement des propriétés chimique et la réactivité de la surface [6].

Comme on peut remarquer qu'il existe un décalage dans les positions des pics (tableau III.2) vers les petits angles. Ce déplacement est une conséquence de l'existence des contraintes interne crée par la déformation.

Tableau III.2. Positions (2θ) des plans de diffraction de la matrice Al-10% mass. Mg avant l'immersion.

(hkl)	(111)	(200)	(220)	(311)	(222)
150 °C/96h	38.3654	44.5369	64.7804	77.8001	82.0679
150 °C/96h+déf	38.2321	44.4240	64.2543	77.1487	81.9228
déf+150 °C/96h	38.0885	44.2728	64.3575	77.3070	81.3765

Le calcul du paramètre de maille (figure III. 8) montre une augmentation de ce dernier, ce qui confirme qu'il ya une dilatation (extension) dans la matrice, qui est expliqué par une augmentation de la densité des défauts crée par la compression.

Donc la déformation par compression provoque souvent une déformation du réseau et un changement de la valeur du paramètre de maille du réseau [6].

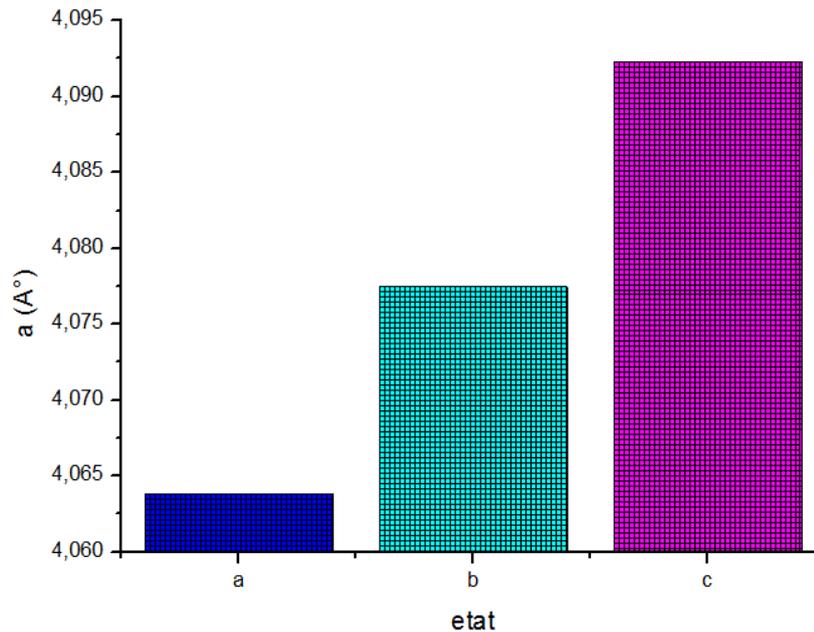


Figure III. 8. Comparaison entre la variation du paramètre de maille pour l'alliage d'Al-10% mass. Mg avant l'immersion. (a) vieilli à 150 °C pendant 96 h, (b) Vieilli à 150 ° C pendant 96 h plus déformé (3 %), (c) déformé (5 %) puis vieilli à 150.° C pendant 96 h.

Les spectres de diffraction X obtenue après le test d'immersion de 68 jours dans une solution de Na Cl 3.5% en poids est représenté sur la figure III.9. Ces spectres représentent d'autres pics supplémentaires plus que de la matrice. Ces pics correspondent à la couche d'oxyde (d'hydroxyde d'aluminium de formule chimique $Al(OH)_3$ indexée dans la fiche JCPDS (98-024-0781) (annexe3)), qui a été formé sous forme d'un dépôt (figure.III.6). Une diminution dans l'intensité des pics dans le cas(b) et (c). Cette dernière est due de la couche épaisse d'oxyde qui a été amorcée sur la surface de l'échantillon pendant le temps d'immersion, qui explique aussi la forte activité de la surface dans ces deux cas. La diminution de l'intensité des pics de diffraction est si remarquable dans le cas (c) ce qui explique la dense couche d'oxyde, et la grande activité de cette surface est attribué aux défauts qui ont été crée par la compression.

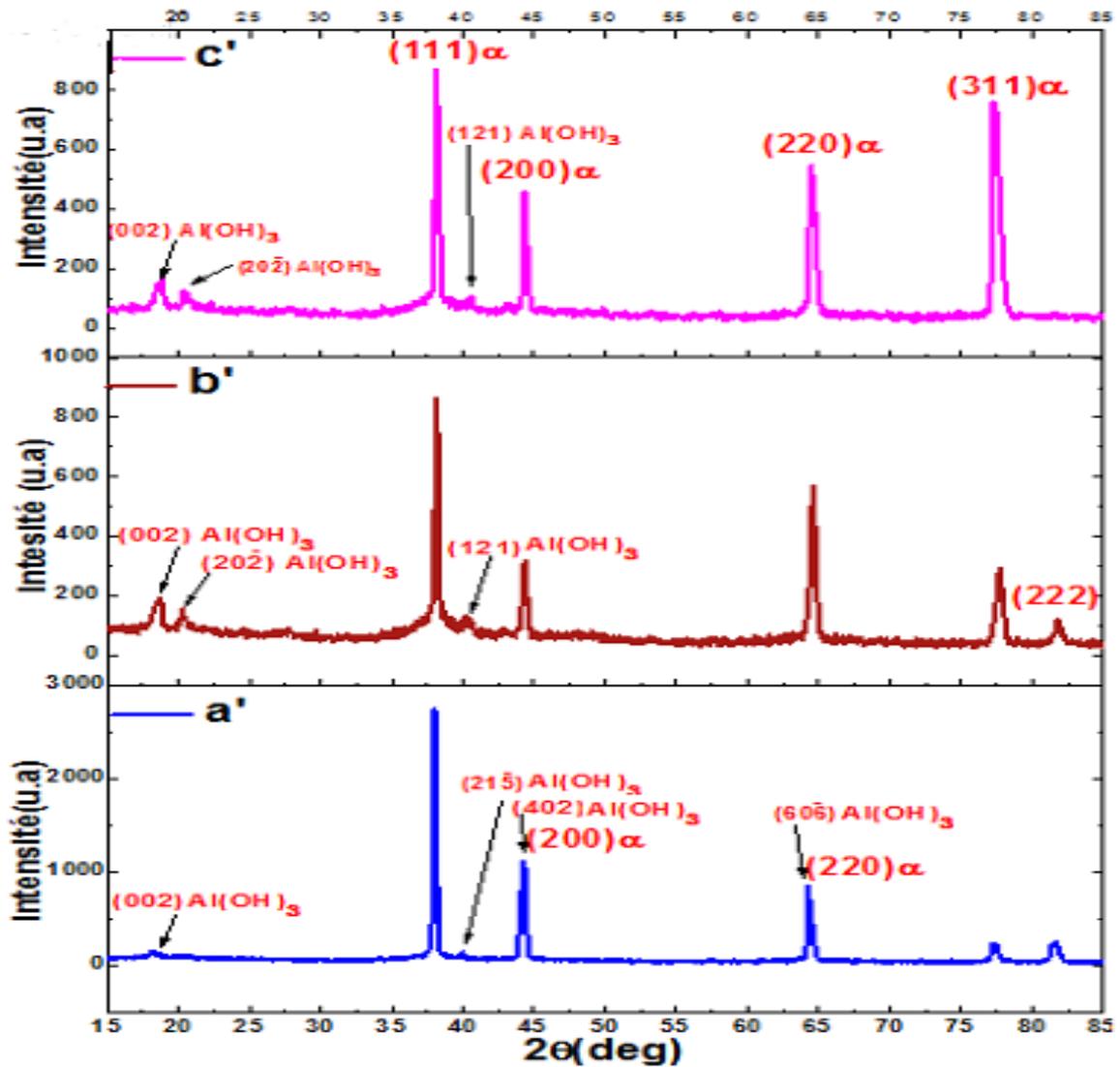


Figure III.9. Comparaison entre les spectres de diffraction X de l'alliage Al-10% mass. Mg après le test de l'immersion (68 jours) dans une solution de NaCl 3.5% en poids. (a') vieilli à 150 °C pendant 96 h, (b') Vieilli à 150 °C pendant 96 h plus déformé (3 %), (c') déformé(5%) puis vieilli à 150.°C pendant 96 h.

Tableau III.3. Positions des plans de diffraction de la matrice de l'alliage Al-10% mass. Mg avant et après le test de corrosion pour les différents cas

(hkl)	(111)	(200)	(220)	(311)	(222)
150 °C/96h(avant)	38.3654	44.5369	64.7804	77.8001	82.0679
150 °C/96h(aprét)	37.9941	44.2741	64.2382	77.2330	81.3592
150 °C/96h+déf(avant)	38.2321	44.4240	64.2543	77.1487	81.9228
150 °C/96h+déf(aprét)	38.1513	44.3506	64.6012	77.7611	81.7739
déf+150 °C/96h(avant)	38.0885	44.2728	64.3575	77.3070	81.3765
déf+150 °C/96h(aprét)	38.1168	44.2929	64.3777	77.2841	/

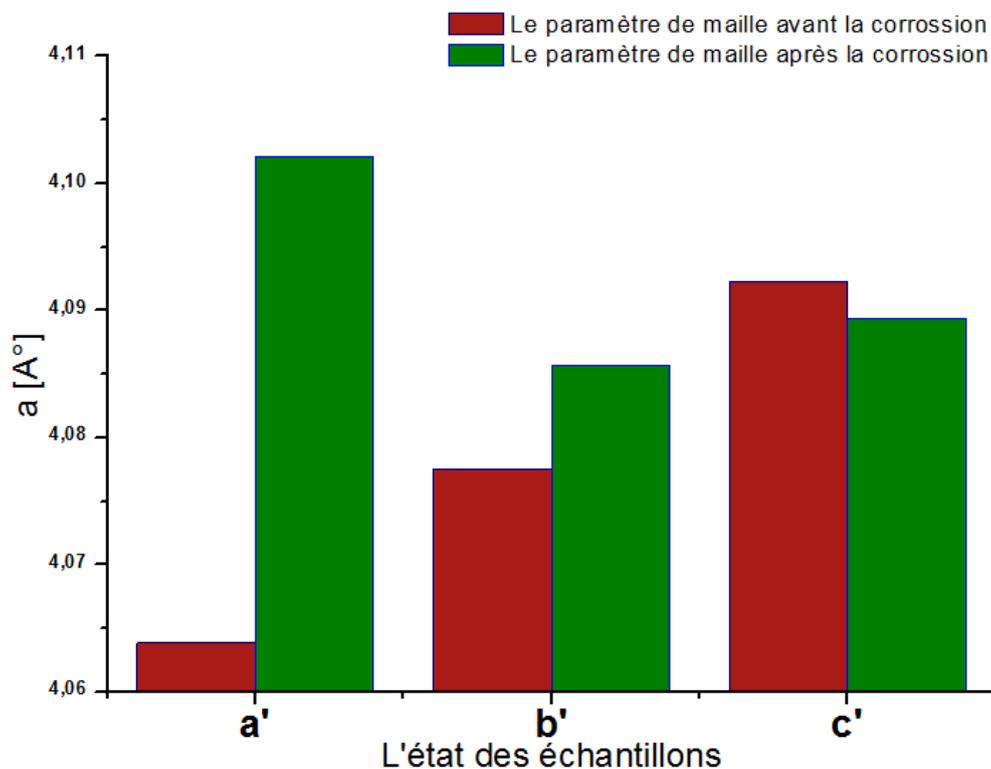


Figure III. 10. Comparaison entre la variation du paramètre de maille pour l'alliage d'Al-10% mass. Mg avant et après la corrosion: (a') vieilli à 150 °C pendant 96h – (b') vieilli à 150 °C pendant 96h plus déformation – (c') déformé plus vieillissement à 150 °C pendant 96h.

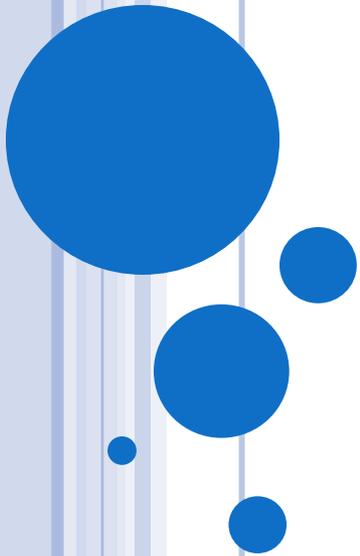
En comparant les positions des pics de diffraction de la matrice de l'alliage Al-10% mass. Mg avant et après le test d'immersion suivant les différents cas (tableau III.3). Nous constatons qu'il y a généralement un décalage dans les positions des pics vers les faibles

angles, observer dans le cas (a), et cette remarque concerne quelques pics dans le cas (b), par contre le cas (c) présente un faible décalage vers les grandes angles.

La figure.III.10 présente le paramètre de maille avant et après le test de corrosion. Nous remarquons qu'il y a une augmentation du paramètre qui est dû de l'effet de la corrosion et sous l'effet d'amorçage.

D'après cette étude nous pouvons constater que dans ce cas d'alliage qui présente des différents types des défauts, et une précipitation semi cohérente, et de plus un autre facteur la déformation qui influe directement sur la microstructure. La corrosion qui se produit peut être de plusieurs formes.

CONCLUSION GÉNÉRALE



Conclusion générale

Le but de cette étude a été de voir le comportement de l'alliage Al-10% mass. Mg au phénomène de corrosion dans un certain stade de la décomposition de la solution solide. Ce stade présente une phase intermédiaire, qui est sensible et très active en contact d'une solution aqueuse de chlorure de sodium (NaCl 3.5% en poids), cette étude a été réalisé suivant les cas cité si dessous :

- ❖ Un vieillissement de l'alliage à une température 150°C pendant 96heures afin d'avoir une phase intermédiaire β' .
- ❖ Un vieillissement à cette température pendant 96heures suivie d'une déformation par compression.
- ❖ déformation par compression suivie d'un vieillissement à 150°C pendant 96 heures.

Les résultats obtenus sont:

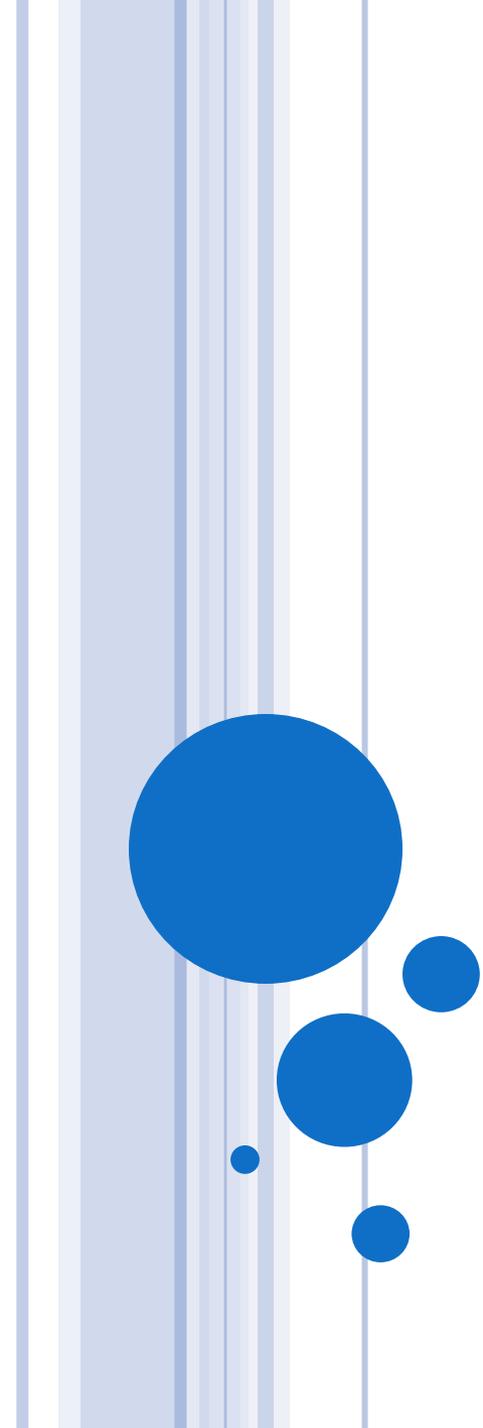
- La faible déformation par compression avant ou après le recuit de vieillissement augmente la microdureté de l'alliage, cette microdureté diminue dans le cas où la déformation précède le vieillissement.
- Les mesures de la masse perdue nous a pas permis de donner une estimation exacte de la corrosion dans les différents cas étudié.
- L'observation par microscopie optique et électronique a balayage montre que malgré le faible taux de la déformation, il ya une certaine densité des dislocations qui sert comme des zones de la précipitation de la phase intermédiaire après un traitement de vieillissement, et en contact avec une solution aqueuse (NaCl 3.5% en poids) deviennent des zones de la corrosion localisées, une prolongation du temps d'immersion il se produit un amorçage des produits de corrosion dans ces zones.
- Les spectres de diffractions des RX montrent l'existence des contraintes interne crée par la déformation. Et le calcule du paramètre de maille confirme qu'il ya une dilatation dans la matrice.
- La diminution de l'intensité de pics de diffraction informe sur l'activité de la surface qui est lié à la densité des dislocations qui existent dans la matrice.
- La corrosion qui se produit peut être de différents types suivant la microstructure qui existe dans l'alliage.

- Dans le cas (b), la faible valeur de la déformation ne présente aucun effet sur la morphologie.

PERSPECTIVES

D'après ce travail que nous avons présenté, et pour compléter cette recherche nous envisageons de réaliser les travaux suivant :

- utiliser des mesures électrochimiques (comme les mesures de polarisation et les courbes d'impédance électrochimique) pour caractériser le comportement électrochimique.
- Utiliser d'autres techniques expérimentales, comme l'émission acoustique et le bruit électrochimique afin de suivre le mode de dégradation.



RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

Références Bibliographiques

- [1] S. Bourahla, mémoire de magister influence du recuit sur la recristallisation de l'alliage al-li, Université Mentouri Constantine, (2007).
- [2] F. Bellenger, thèse de doctorat, étude et contrôle de la corrosion feuilletant des alliages d'aluminium 2024 et 7449 par bruit électrochimique et émission acoustique. Analyse microstructurale et caractérisation de l'endommagement, matériaux de lyon, (2002).
- [3] C. Sorriano, thèse de doctorat, contribution à la modélisation de la corrosion microstructurale des alliages d'aluminium : simulation numérique et vérification expérimentale sur systèmes modèles, université de Bourgogne, (2012).
- [4] R. Aouia , Mémoire de Master , L'effet de déformation sur la corrasion dans les alliages d'aluminium prétraité , Université Mohamed Khider Biskra, (2015).
- [5] D. Nicolas, thèse de doctorat, formage incrémentale tôle d'aluminium : étude du procédé de la mesure de champs et identification de modèles de comportement, université Paul Sabatier-Toulouse 3, (2009).
- [6] M. Yakoubi, Mémoire de Magister, Effet des petites déformations par compression Sur le comportement à la corrosion de l'alliage d'aluminium de fonderie Al 4%Cu, Université Mouloud Mammeri de Tizi Ouzou, (2015).
- [7] A .Hayoune, , thèse de doctorat ,Effet de la vitesse de chauffage et de la déformation plastique sur les transformations anisothermes dans les alliages à base d'aluminium , universite Mentouri de Constantine , (2009).
- [8] K. Osamura et T. Ogura. Metastable. Phases in the early stage of precipitation in Al-Mg alloys. Metall.Trans.A ,15, p, 835, (1984).

- [9] R. Nozato et S. Ishihara; Calorimetric Study of Precipitation Process in Al–Mg Alloys. Trans. Japan Inst. Metals, 21,9, p 580, (1980).
- [10] Y. Kojima, T. Takahashi, M. Kuboet, T. Morinaga ; Metall.Trans.A; 12, p 1113, (1981)
- [11] W.A. Pollard; J. Inst. Metals, 93, p 339, (1964).
- [12] M. Bernole, J. Raynal et R. Graf ; J. Microsc , 8, p 831, (1969).
- [13] M. Jacques et Martin P.Schmidt, Corrosion of aluminum, paris 2004.
- [14] S. Zermane, Thèse de Doctorat, Décomposition De la solution solide Al-Mg et son comportement à la corrosion électrochimique, Université Mohamed Khider – Biskra, (2018).
- [15] A. Mastour, Mémoire de Master, L'effet du traitement thermique sur la corrosion des alliages d'aluminium, Université Mohamed Khider – Biskra, (2016).
- [16] G. Benchabane, Thèse de Doctorat, Les mécanismes de recristallisation et de croissance des grains dans les métaux et alliages métalliques légers, Université Mohamed Khider – Biskra, (2009).
- [17] R. Gravina, thèse de doctorat, Durabilité de faisceaux électriques - approche multi-échelle des phénomènes de corrosion associés aux connexions entre câbles en alliage d'aluminium 1370 et éléments de connectique en cuivre, l'université de toulouse , (2016).
- [18] H. Bensabra, Cours de Corrosion et Protection des Métaux, Université de JIJEL (2016).
- [19] M. Reboul, Méthode de mesure de la corrosion généralisée de l'aluminium et de ses alliages, Revue de l'Aluminium, n°419, 1973, p.389-396).

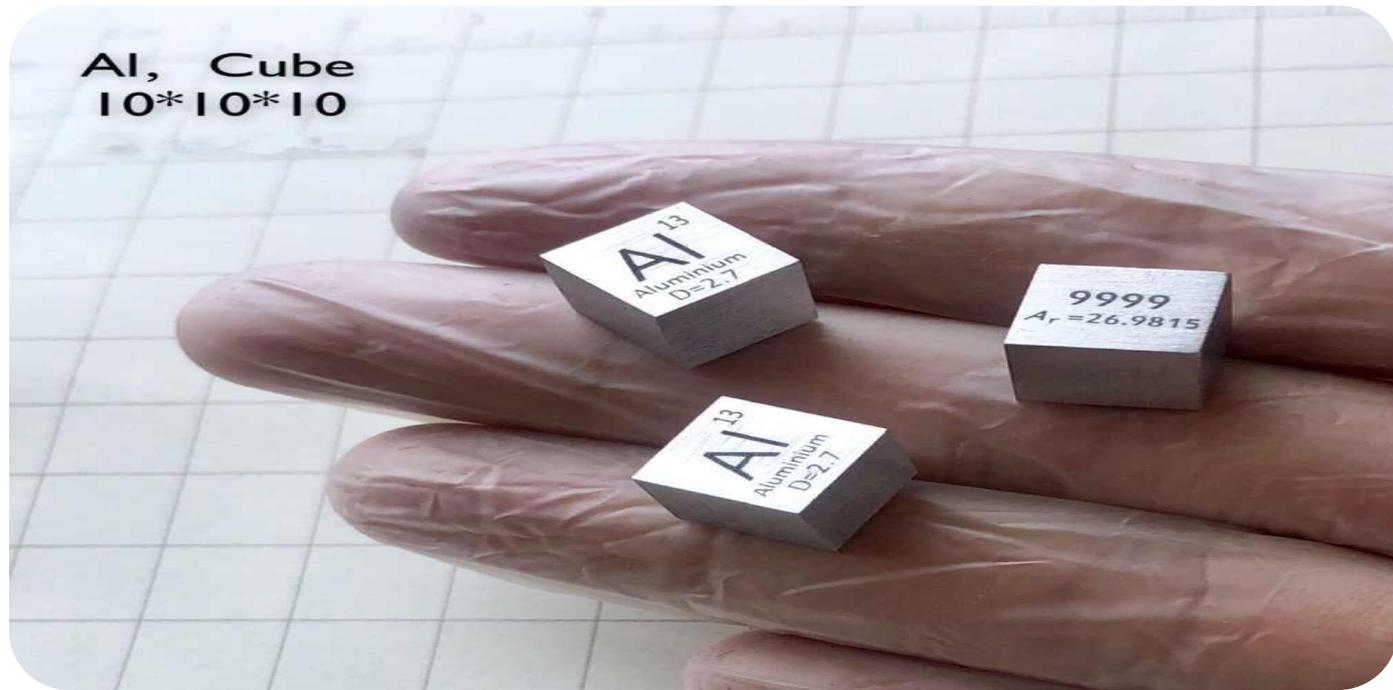
- [20] Y. Zhu , memoire de master, characterization of beta phase growth and experimental validation of long term thermal exposure sensitization of aa5xxx alloys, The University of Utah, (2013).
- [21] E. Luminița Din – Stirbu , thèse de doctorat, comportement à la corrosion des alliages d'aluminium utilisés dans l'industrie automobile pour la fabrication de radiateur de chauffage, l'Université de Pitești (Roumanie) et l'institut national des sciences appliquées (Lyon – France), (2005).
- [22] S. Nebti, Thèse de Doctorat, Comportement au vieillissement des alliages du système Al-Mg, Université de Constantine, Algérie (1995).
- [23] D. Hamana, L. Baziz, M. Boucheur, Kinetics and mechanism of formation and transformation of metastable β' - phase in Al-Mg alloys Materials Chemistry and Physics, vol 84(1), p 112-119, (2004).
- [24] M.C. Carroll, P.I. Gouma, M.J. Mills, G.S. Daehn, and B.R. Dunbar: *Scripta Mater.*, 2000, vol .42, pp. 335-40.
- [25] RS. Mishra and ZY. Ma, Friction stir welding and processing. Mater Sci Eng R; Vol 50, p 1–78, (2005).
- [26] J.G. Brunner, J. May, H.W. Hoppel, M.Goken, S. Virtanen, Localized corrosion of ultrafine-grained Al–Mg model alloys, *Electrochimica Acta* 55 (2010) 1966–1970.
- [27] M. Balde, C.Desrayaud , V. Bouvier , F.Perrier , étude de l'évolution de la microstructure d'un alliage d'aluminium a hautes performances mécaniques soumis a une déformation thermomécanique a chaud. 23ème Congrès Français de Mécanique, 28 Août au 1er Septembre 2017.
- [28] N. Zazi, Jean_Paul Chopart, and Ahcène Bouabdallah, Thermomechanical Treatments Effect on Corrosion Behaviour of Aluminium_magnesium Alloy AA5083–H321, *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*, 2015, Vol. 51, No. 2, pp. 268–275.

- [29] M. Sahal, J.Creus, R.Sabot, X.Feugas, Acta. Mat. 54 (2006) 2157.
- [30] M. Dupeux , Aide -mémoire science des matériaux, Université Jopseh Fourier de Grenoble, (2015).
- [31] . <https://www.zwickroell.com/fr-fr/vickers-hardness-testers/zhv>
- [32] H. Nemour, Thèse de Doctorat, Etude des cinétiques de précipitation, de recristallisation et du durcissement structural dans un alliage Al-Mg-Si sévèrement déformé par laminage à froid, Université Badji Mokhtar- Annaba,(2017).
- [33] L. Boussouf, Mémoire de Magister, Synthèse et Caractérisations d'une Céramique Electrotechnique du type : CAO Al₂O₃6SiO₂ - Al₂O₃2SiO₂.H₂O -SiO₂, Université Badji Mokhtar- Annaba, (2009).
- [34] S. Marmi, Thèse de Doctorat, Comportement a la corrosion des revêtements a base de Nickel et de Crome sur de substrats de Cuivre , Université Mohamed Khider – Biskra,(2017).
- [35] L. Bessais, Thèse de Doctorat, Etude et caractérisation de la réaction de recristallisation des fils d'aluminium tréfilés industriellement à E.N.I.CA.BISKRA, Université Mohamed Khider – Biskra, (2017).
- [36] X. MA, J. CHEN, Z .CHEN, W. YAN, Temperature dependence of microstructure and texture in cold drawn aluminum wire. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 27(2017) 763-770.
- [37] X.Feugas, J.Creus, H.El Alami, D.Large, M.Sahel, C.Savall et C.Huvier, influence d'un état mécanique sur la réactivité de surface en milieu aqueux des métaux C.F.C plastOx 2007 (2009) 221-236.
- [38] L. Din-Stirbu, Thèse de Doctorat, Comportement à la corrosion des alliages d'aluminium utilisés dans l'industrie automobile pour la fabrication de radiateur de chauffage, Romania, Lyon-France (2005).

- [39] N. Zazi, Thèse de Doctorat, Influence des effets de vieillissement et du laminage à froid sur la microstructure, associés aux propriétés mécaniques et chimiques des alliages Aluminium Magnésium, Thèse de Doctorat, Université de Tizi-ouzou, Algérie (2011).

Annexes

Al, Cube
10*10*10



Annexe.1**Fiche A.S.T.M de l'aluminium****Name and formula**

Reference code: 00-004-0787
 Mineral name: Aluminum, syn
 PDF index name: Aluminum
 Empirical formula: Al
 Chemical formula: Al

Crystallographic parameters

Crystal system: Cubic
 Space group: Fm-3m
 Space group number: 225
 a (Å): 4,0494
 b (Å): 4,0494
 c (Å): 4,0494
 Alpha (°): 90,0000
 Beta (°): 90,0000
 Gamma (°): 90,0000
 Calculated density (g/cm³): 2,70
 Volume of cell (10⁶ pm³): 66,40
 Z: 4,00
 RIR: 3,62

Subfiles and Quality

Subfiles: Inorganic
 Mineral
 Alloy, metal or intermetallic
 Common Phase
 Educational pattern
 Explosive
 Forensic
 NBS pattern
 Pigment/Dye
 Quality: Star (S)

Comments

Color: Light gray metallic
 General comments: Mineral species of doubtful validity, *Am. Mineral.*, **65** 205 (1980).
 Sample preparation: The material used for the NBS sample was a melting point standard sample of aluminum prepared at NBS, Gaithersburg, Maryland, USA.
 Analysis: The chemical analysis (%): Si 0.011, Cu 0.006, Fe 0.007, Ti 0.0001, Zr 0.003, Ga 0.004, Mo 0.00002, S 0.0001, Al 99.9+ (by difference).
 Additional pattern: See ICSD 64700 (PDF 01-085-1327).
 Temperature: Pattern taken at 25 C.

References

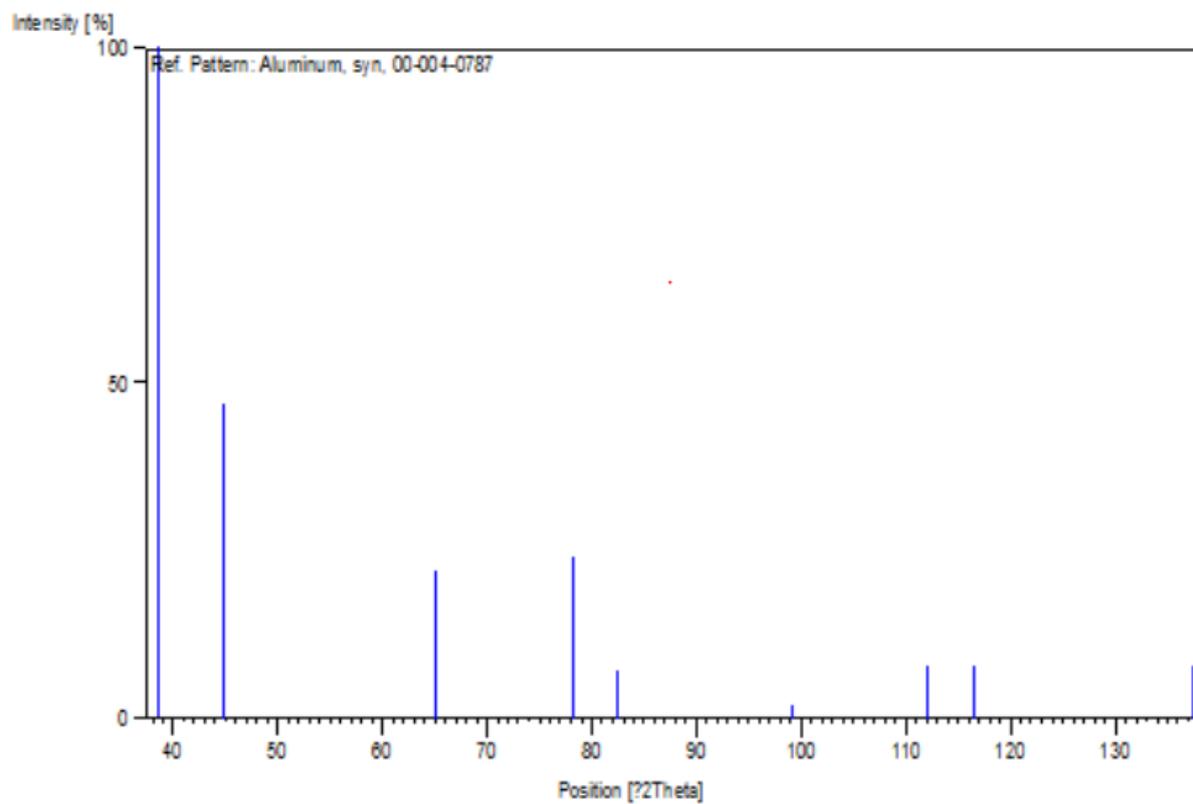
Primary reference: Swanson, Tatge., *Natl. Bur. Stand. (U.S.), Circ. 539, I*, 11, (1953)

Peak list

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta [deg]	I [%]
1	1	1	1	2,33800	38,473	100,0
2	2	0	0	2,02400	44,740	47,0
3	2	2	0	1,43100	65,135	22,0
4	3	1	1	1,22100	78,230	24,0
5	2	2	2	1,16900	82,438	7,0
6	4	0	0	1,01240	99,081	2,0
7	3	3	1	0,92890	112,046	8,0
8	4	2	0	0,90550	116,574	8,0

9 4 2 2 0,82660 137,463 8,0

Stick Pattern



Annexe.2

40-0903 Wavelength= 1.54056

Mg_2Al_3	2θ	Int	h	k	l
Aluminum Magnesium	20.073	2	0	1	1
	32.778	3	1	1	1
	33.666	3	0	1	3
	36.342	100	0	2	0
	37.441	78	0	2	1
Rad.: λ : Filter: d-sp:	40.990	9	0	2	2
Cut off: Int.: I/Icor.:	42.401	3	1	1	3
Ref: Rajasekharan, T et al., Nature (London), 322, 528 (1986)	45.305	1			
	62.726	3	1	2	4
	65.185	8	2	2	0
	65.701	4	2	2	1
	76.880	2	0	4	0

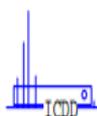
Sys.: Hexagonal S.G.: P
 a: 5.73 b: c: 9.54 A: C: 1.6649

α : β : γ : Z: 2.8 mp:

Ref: Ibid.

Dx: 2.221 Dm: SS/FOM: $F_{11} = 2(0.128, 50)$

Alloy produced by rapid quenching. More probable formula based on cell and atom sizes is Mg_3Al_4 . PSC: hP14. Mwt: 129.55. Volume[CD]: 271.26.



© 1997 JCPDS-International Centre for Diffraction Data. All rights reserved
 PCPDFWIN v. 1.30

022

Annexe.3

Name and formula

Reference code: 98-024-0781

Mineral name: Gibbsite

Compound name: Gibbsite

Common name: Gibbsite

Chemical formula: $\text{H}_3\text{Al}_1\text{O}_3$

Crystallographic parameters

Crystal system: Monoclinic
Space group: P 1 21/c 1
Space group number: 14

a (Å): 8,7420
b (Å): 5,1120
c (Å): 12,6063
Alpha (°): 90,0000
Beta (°): 129,1920
Gamma (°): 90,0000

Calculated density (g/cm³): 2,37
Volume of cell (10⁶ pm³): 436,63
Z: 8,00

RIR: 1,72

Subfiles and quality

Subfiles: User Inorganic
User Mineral
Quality: User From Structure (=)

Comments

Creation Date: 01/08/2008
Modification Date: 30/12/1899
Original ICSD space group: P121/N1. Experimental and theoretical IR spectra and theoretical Raman spectra given in the paper. At least one temperature factor missing in the paper.. No R value given in the paper.

Structure type: Al(OH)3(gibbsite). Structure calculated theoretically DFT. Standard deviation missing in cell constants

Compound with mineral name: Gibbsite
Structure type: Al(OH)3(gibbsite)
Recording date: 8/1/2008
ANX formula: AX3
Z: 8
Calculated density: 2.37
Pearson code: mP56
Wyckoff code: e8
Structure TIDY: TRANS -a,-b,a+c origin 0 1/2 0
Structure TIDY: REMARK Transformed from setting P 1 21/n 1.
Publication title: First-principles study of the OH-stretching modes of gibbsite
ICSD collection code: 240781
Structure: Al(OH)3(gibbsite)
Chemical Name: Aluminium Hydroxide - Alpha
Second Chemical Formula: Al (O H)3

References

Structure: Mauri, F.;Morin, G.;Lazzeri, M.;Balan, E., *American Mineralogist*, **91**, 115 - 119, (2006)

Peak list

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	0	0	6,77534	13,056	0,0
2	1	0	-2	6,26191	14,132	0,1
3	0	0	2	4,88515	18,145	100,0
4	0	1	-1	4,52947	19,583	0,0
5	1	1	-1	4,40935	20,122	34,7
6	2	0	-2	4,35729	20,365	14,7
7	1	1	0	4,08077	21,761	0,0
8	1	1	-2	3,95999	22,433	0,0
9	0	1	2	3,53180	25,195	0,0
10	2	0	0	3,38767	26,286	5,6
11	1	1	1	3,34042	26,665	10,2
12	2	1	-2	3,31612	26,864	0,1
13	1	1	-3	3,20988	27,770	8,4
14	2	1	-1	3,19938	27,863	0,8
15	1	0	2	3,13310	28,465	0,0
16	2	0	-4	3,13095	28,485	4,1
17	2	1	-3	3,08414	28,927	0,3
18	1	0	-4	2,97446	30,018	0,0
19	3	0	-2	2,84663	31,400	0,2
20	2	1	0	2,82388	31,660	0,3
21	0	1	-3	2,74671	32,573	0,0
22	3	0	-4	2,72608	32,827	0,4
23	1	1	2	2,67130	33,520	0,0
24	2	1	-4	2,66997	33,537	0,9
25	1	1	-4	2,57093	34,870	0,0
26	0	2	0	2,55600	35,080	0,1
27	3	1	-3	2,52558	35,516	0,2
28	3	1	-2	2,48703	36,086	8,3
29	0	2	1	2,47278	36,301	7,3
30	1	2	-1	2,45268	36,609	0,0
31	0	0	4	2,44257	36,766	3,2
32	3	1	-4	2,40542	37,354	21,4
33	2	1	1	2,39689	37,492	0,7
34	1	2	0	2,39148	37,580	0,4
35	1	2	-2	2,36645	37,993	1,1
36	3	1	-1	2,30926	38,971	5,3
37	0	2	2	2,26474	39,769	3,8
38	3	0	0	2,25845	39,885	0,5
39	2	1	-5	2,25661	39,919	0,5
40	1	2	1	2,21177	40,763	0,4
41	2	0	2	2,20644	40,866	1,0
42	2	2	-2	2,20467	40,901	0,0
43	0	1	4	2,20391	40,915	0,0
44	3	1	-5	2,18304	41,324	10,7
45	4	0	-4	2,17864	41,412	0,1
46	1	1	3	2,17387	41,507	1,6
47	1	2	-3	2,17260	41,532	0,5
48	2	2	-1	2,16934	41,597	0,1
49	2	2	-3	2,13234	42,353	0,0
50	1	1	-5	2,10127	43,011	1,3
51	3	0	-6	2,08730	43,313	0,1
52	3	1	0	2,06582	43,786	16,2
53	2	0	-6	2,06215	43,868	0,8
54	4	0	-2	2,05105	44,118	0,7

55	2	2	0	2,04038	44,361	1,1
56	2	1	2	2,02579	44,698	0,5
57	0	2	3	2,01070	45,052	6,0
58	4	1	-4	2,00422	45,205	0,2
59	4	1	-3	1,99210	45,496	0,3
60	1	2	2	1,98054	45,776	0,5
61	2	2	-4	1,98000	45,790	1,6
62	1	0	4	1,93978	46,795	0,0
63	1	2	-4	1,93858	46,826	0,3
64	4	1	-5	1,93578	46,897	0,2
65	4	0	-6	1,93362	46,953	1,1
66	3	1	-6	1,93242	46,984	8,0
67	3	2	-3	1,91891	47,335	0,0
68	2	1	-6	1,91241	47,505	0,6
69	4	1	-2	1,90355	47,740	0,1
70	3	2	-2	1,90184	47,786	0,1
71	1	0	-6	1,87529	48,506	0,0
72	3	2	-4	1,86459	48,802	0,1
73	2	2	1	1,86061	48,913	0,1
74	0	1	5	1,82526	49,925	0,0
75	3	1	1	1,81946	50,095	14,6
76	3	2	-1	1,81872	50,117	0,0
77	1	1	4	1,81360	50,268	0,0
78	4	1	-6	1,80856	50,418	0,4
79	2	2	-5	1,79266	50,897	0,0
80	0	2	-4	1,76590	51,724	6,6
81	4	1	-1	1,76524	51,745	0,6
82	1	1	-6	1,76056	51,893	0,0
83	3	2	-5	1,75511	52,066	0,0
84	1	2	3	1,75033	52,219	1,3
85	5	0	-4	1,73980	52,559	0,0
86	2	1	3	1,72971	52,890	0,1
87	1	2	-5	1,71176	53,488	1,3
88	3	1	-7	1,69834	53,945	13,1
89	4	0	0	1,69383	54,100	1,2
90	5	0	-6	1,69282	54,135	0,0
91	3	2	0	1,69243	54,148	0,1
92	3	0	2	1,68428	54,432	0,0
93	0	3	1	1,67866	54,629	0,0
94	1	3	-1	1,67233	54,854	0,7
95	2	2	2	1,67021	54,929	2,6
96	4	2	-4	1,65806	55,366	0,9
97	4	1	-7	1,65398	55,514	0,2
98	1	3	0	1,65254	55,567	0,4
99	4	2	-3	1,65118	55,617	0,1
100	5	1	-5	1,64967	55,672	1,2
101	5	1	-4	1,64703	55,769	0,2
102	1	3	-2	1,64421	55,873	0,2
103	2	1	-7	1,64084	55,998	0,0
104	0	0	6	1,62838	56,464	0,0
105	4	2	-5	1,61868	56,834	0,3
106	3	2	-6	1,61671	56,909	0,1
107	0	3	-2	1,60893	57,210	0,0
108	4	1	0	1,60787	57,251	0,1
109	5	1	-6	1,60700	57,285	0,2
110	2	2	-6	1,60494	57,365	2,3
111	5	1	-3	1,59971	57,570	1,1
112	5	0	-2	1,58994	57,957	0,0
113	1	3	1	1,58961	57,971	0,7
114	2	3	-2	1,58696	58,076	2,6
115	1	3	-3	1,57488	58,565	0,7

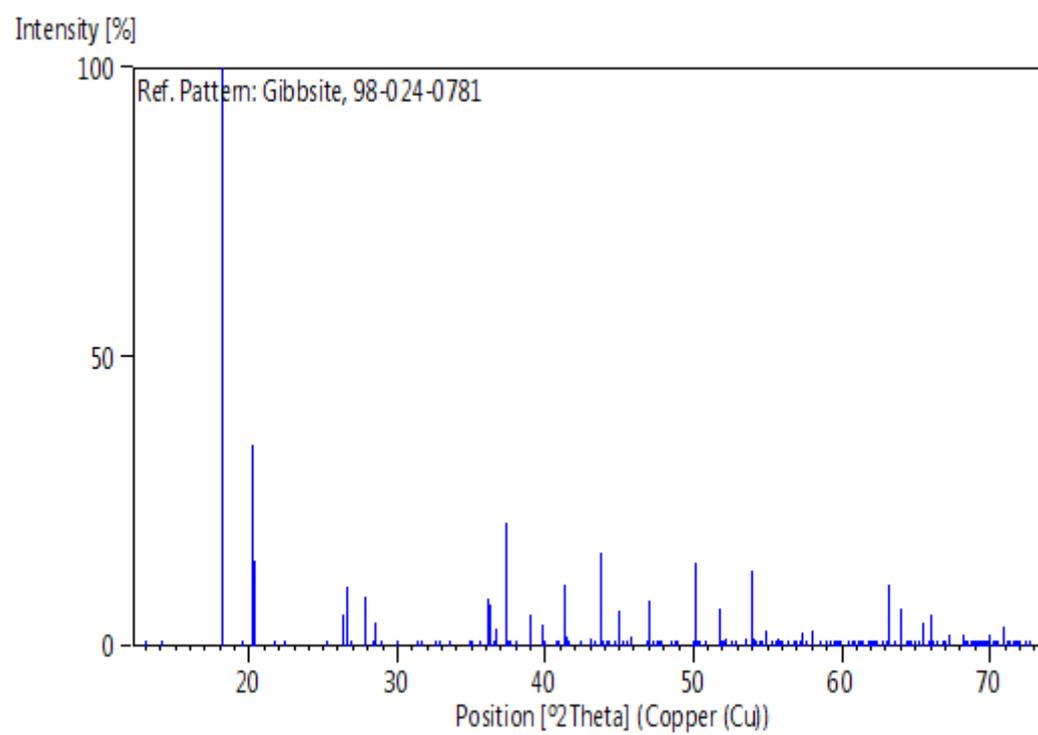
116	2	3	-1	1,57363	58,616	0,0
117	2	0	4	1,56655	58,907	0,2
118	4	0	-8	1,56548	58,951	1,1
119	3	0	-8	1,56500	58,971	0,0
120	2	3	-3	1,55934	59,207	0,0
121	0	2	5	1,55238	59,499	0,0
122	0	1	-6	1,55157	59,533	0,0
123	3	2	1	1,54881	59,650	0,0
124	1	1	5	1,54782	59,691	0,5
125	1	2	4	1,54519	59,804	0,1
126	4	2	-6	1,54207	59,937	0,7
127	5	1	-7	1,52863	60,519	0,5
128	2	3	0	1,52227	60,798	1,1
129	5	1	-2	1,51821	60,978	0,3
130	4	2	-1	1,51495	61,123	0,1
131	1	2	-6	1,51199	61,256	0,1
132	0	3	-3	1,50982	61,353	0,0
133	1	1	-7	1,50804	61,434	0,7
134	2	1	4	1,49780	61,900	0,0
135	1	3	2	1,49693	61,940	0,4
136	2	3	-4	1,49670	61,950	0,6
137	3	1	-8	1,49644	61,962	0,6
138	2	2	3	1,49231	62,153	0,0
139	5	0	-8	1,48846	62,331	0,0
140	2	0	-8	1,48723	62,389	0,3
141	1	3	-4	1,47856	62,796	0,2
142	3	2	-7	1,47202	63,107	0,0
143	3	3	-3	1,46978	63,214	10,8
144	3	3	-2	1,46207	63,587	0,0
145	4	1	1	1,45301	64,030	0,0
146	6	0	-6	1,45243	64,059	6,5
147	3	3	-4	1,44494	64,430	0,0
148	2	3	1	1,44308	64,523	0,0
149	4	2	-7	1,44286	64,535	0,1
150	5	2	-5	1,43999	64,679	0,1
151	5	2	-4	1,43824	64,767	0,0
152	2	2	-7	1,43411	64,977	0,0
153	5	1	-8	1,42911	65,232	0,1
154	2	1	-8	1,42802	65,288	0,1
155	3	3	-1	1,42327	65,533	4,0
156	5	1	-1	1,41722	65,848	0,5
157	3	1	3	1,41360	66,038	5,5
158	4	2	0	1,41194	66,126	0,6
159	5	2	-6	1,41135	66,157	0,1
160	2	3	-5	1,41068	66,193	0,0
161	5	2	-3	1,40641	66,420	0,2
162	6	1	-5	1,39806	66,868	0,0
163	0	3	-4	1,39753	66,897	0,0
164	6	1	-6	1,39713	66,919	0,2
165	1	0	6	1,39555	67,004	0,0
166	3	3	-5	1,39216	67,189	2,0
167	1	3	3	1,38977	67,320	0,5
168	0	2	-6	1,37336	68,235	1,9
169	6	1	-4	1,37116	68,359	0,1
170	1	2	5	1,37076	68,382	0,5
171	1	3	-5	1,37023	68,412	0,5
172	6	1	-7	1,36854	68,508	0,0
173	6	0	-8	1,36304	68,823	0,8
174	1	0	-8	1,36147	68,914	0,0
175	3	3	0	1,36026	68,984	0,0
176	5	2	-7	1,35737	69,151	0,1

177	4	0	2	1,35683	69,183	0,7
178	5	0	0	1,35507	69,286	0,0
179	4	1	-9	1,35082	69,535	0,0
180	5	2	-2	1,35006	69,580	0,0
181	2	3	2	1,34864	69,664	0,1
182	0	1	-7	1,34647	69,792	0,0
183	1	1	6	1,34628	69,803	0,0
184	1	2	-7	1,34290	70,005	0,6
185	4	3	-4	1,34221	70,046	1,9
186	4	3	-3	1,33856	70,265	0,0
187	2	2	4	1,33565	70,441	1,1
188	4	2	-8	1,33498	70,481	0,5
189	3	2	-8	1,33469	70,499	0,0
190	3	1	-9	1,32760	70,932	3,4
191	5	1	-9	1,32192	71,283	0,3
192	4	3	-5	1,32107	71,336	0,1
193	6	1	-3	1,32093	71,345	0,0
194	3	3	-6	1,32000	71,403	0,0
195	6	1	-8	1,31703	71,589	0,0
196	1	1	-8	1,31561	71,678	0,0
197	2	1	5	1,31509	71,711	0,0
198	2	3	-6	1,31357	71,806	0,0
199	4	1	2	1,31142	71,942	0,1
200	4	3	-2	1,31068	71,989	0,8
201	5	1	0	1,30983	72,043	0,0
202	4	2	1	1,30360	72,442	0,0
203	3	0	4	1,29884	72,750	0,0

Structure

No.	Name	Elem.	X	Y	Z	Biso	sof	Wyck.
1	H1	H	0,01000	0,66200	0,20300	0,5000	1,0000	4e
2	H2	H	0,50600	0,21800	0,20600	0,5000	1,0000	4e
3	H3	H	0,06400	0,31700	0,11300	0,5000	1,0000	4e
4	H4	H	0,29900	0,10800	0,29300	0,5000	1,0000	4e
5	H5	H	0,67600	0,05100	0,10200	0,5000	1,0000	4e
6	H6	H	0,19500	0,63800	0,12300	0,5000	1,0000	4e
7	O1	O	0,07600	0,14600	0,39800	0,5000	1,0000	4e
8	O2	O	0,40800	0,21600	0,10500	0,5000	1,0000	4e
9	O3	O	0,08800	0,13200	0,10800	0,5000	1,0000	4e
10	O4	O	0,39600	0,13300	0,39400	0,5000	1,0000	4e
11	O5	O	0,77200	0,15500	0,10300	0,5000	1,0000	4e
12	O6	O	0,28600	0,71900	0,11200	0,5000	1,0000	4e
13	AL1	Al	0,33900	0,52500	0,00300	0,5000	1,0000	4e
14	AL2	Al	0,17100	0,03100	0,00300	0,5000	1,0000	4e

Stick Pattern



ملخص:

يهدف ه ذا العمل إلى دراسة مدى تأثير التشوه بالضغط على سلوك سبيكة الألمنيوم- مغنيزيوم في محلول أساسي لكوريدات الصوديوم ذو تركيز كتلي 3.5 % ومتابعة تآكل السبيكة. تم تشويه عينات من هذه السبيكة قبل المعالجة الحرارية عند 150 درجة مئوية، في حين تم تشويه البعض الآخر بعد المعالجة الحرارية.

أجريت الدراسة من خلال تطبيق تقنيات مختلفة: الكتلة المفقودة، جهاز قياس الصلادة، المجهر الضوئي، المجهر الإلكتروني الماسح، انعراج الأشعة السينية. أظهرت النتائج التي تم الحصول عليها أن تشوه الضغط قبل أو بعد المعالجة الحرارية يعطي بنية مجهرية تتفاعل بشكل مختلف عند ملامسة محلول كلوريد الصوديوم. لذلك يرتبط سلوك التآكل عمليا بكثافة الانخلاعات.

الكلمات الرئيسية :

سبيكة الألمنيوم، التشوه، إعادة التسخين، التآكل.

Abstract:

The aim of this work is to study the effect of compressive deformation on the behavior of a corrosion alloy « aluminium-magnesium » in a sodium chloride solution (NaCl 3.5% by weight). Samples of this alloy have been deformed before the annealing aging at 150° C. however other were deformed after the aging.

For this purpose a study was realized by applying different techniques: the lost mass, Vickers microhardness, optical microscopy (MO), scanning electronics (MEB) and X rays diffraction XRD.

The obtained results show that the deformation by compression before or after the treatment of aging gives a microstructure that reacts differently in contact with sodium chloride solution, so the corrosion behavior is practically related by the density of the dislocations.

key words:

Aluminum alloy, deformation, annealing, corrosion.
