

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE  
UNIVERSITE MOULOU MAMMARI DE TIZI-OUZOU  
FACULTE DE GENIE DE LA CONSTRUCTION  
DEPARTEMENT DE GENIE-MECANIQUE



Spécialité : Génie Mécanique

Option : Sciences des Matériaux

## *Mémoire de Magister*

**Thème**  
**Effet des petites déformations par compression**  
**Sur le comportement à la corrosion de**  
**l'alliage d'aluminium de fonderie Al 4%Cu**

Présenté par :

**YAKOUBI Myliada**

Devant le jury de :

Mr DJEBBAR Arezki	Professeur	UMMTO	Président
Mr ZAZI Nacer	Maitre de Conférence (A)	UMMTO	Rapporteur
Mr BOURAS Rachid	Maitre de Conférence (A)	UMMTO	Examineur
Mr BILEK Ali	Professeur	UMMTO	Examineur

Année 2015

# Remerciements

Je tiens à remercier Dieu de nous avoir donné le courage et la volonté de faire ce mémoire.

Comme je tiens à remercier mon encadreur Monsieur **Nacer ZAZI Maître de Conférences classe A** à université mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou pour m'avoir proposé le thème et dirigé mon travail.

Mes sincères remerciements vont également aux membres de jury qui ont acceptés de juger ce travail.

Je tiens à remercier aussi M<sup>r</sup> Ahmed. HAKEM pour m'avoir procuré l'alliage Al-4,5%Cu.

Sans oublier toutes les personnes qui nous ont aidés dans la réalisation de la partie expérimentale, en particulier :

- Les responsables des laboratoires de sciences des matériaux et RDM de la faculté de Génie Mécanique.
- Le responsable du MEB à université mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou
- L'Unité de Recherche Matériaux, Procèdes et Environnement – UMBB.

# Dédicace

Je dédie ce modeste travail à :

- Ma mémoire de ma grande mère BELABBAS Djedjiga ;
- Mes très chers parents ;
- Mon mari SETBEL Idir et sa famille
- Mon adorable fille Alissa ;
- Mes très chers frères : Salem et Nassim ;
- Mes très chères sœurs : Nassima, Fouzia, Aida, Ouarda, Assia et Lydia ;
- Mes cousins et cousines en particulier : yakoubi Ali ,Radoine ,Djanina, Dahbia ;
- Mes amies : Braik saliha et sa famille ;Tebah karima et sa famille ; Yahoum kahina et sa famille ;
- A tous mes amis (es) et les étudiants (es) de Génie Mécanique.

## Liste des symboles

Symboles	Signification
<b>T</b>	Traitement thermique
<b>T<sub>3</sub></b>	Traitement thermique de mis en solution
<b>T<sub>4</sub></b>	Traitement thermique de mis en solution et mûri
<b>Rm</b>	Résistance mécanique (MPa).
<b>Rp</b>	Résistance mécanique (MPa).
<b>a</b>	Profondeur maximale de piqûres (µm).
<b>ΔE</b>	Différence de Potentiel de corrosion (mV).
<b>MEB</b>	Microscopie Electronique à Balayage.
<b>HV</b>	Microdureté Vickers (Dureté sous charge réduite).
<b>F</b>	Force
<b>DRX</b>	Diffraction des Rayons X.
<b>Rp</b>	Résistance de polarisation.
<b>E<sub>corr</sub></b>	Potentiel de corrosion (V).
<b>d<sub>0</sub></b>	Distance entre les plans atomiques.
<b>ε</b>	Déformation mesurée.
<b>θ</b>	Angle d'incidence du RX de longueur d'onde l.
<b>n</b>	Entier caractérisant l'ordre de la diffraction.
<b>D<sub>hkl</sub> (nm)</b>	Longueur d'onde du rayon X.
<b>λ (nm)</b>	Taille apparente des cristallites (direction perpendiculaire au plan (hkl).
<b>θ (rad)</b>	Longueur d'onde de la radiation.
<b>β (rad)</b>	Angle de diffraction (correspondant au plan (hkl) considéré).
<b>β<sub>M</sub> (rad)</b>	Largeur intrinsèque déterminée selon.
<b>β<sub>S</sub> (rad)</b>	La largeur à mi-hauteur du pic de la phase analysée. L'élargissement instrumental, c'est à dire la largeur à mi-hauteur du pic de l'étalon interne.

# Liste des figures

## Chapitre I : Alliages aluminium-cuivre

- Figure I.1** : Formation de dispersoïdes dans le volume de l'alliage 2024..... 9
- Figure I.2** : Diagramme Aluminium-cuivre..... 10
- Figure I.3** : Microstructure d'alliage Al-4 % pds Cu obtenue par : (a) refroidissement lent, (b) par refroidissement très rapide (trempe) 12
- Figure I.4** : (a) Montre la microstructure du vieillissement de l'alliage 2017-T4 à la température 300°C pendant 180 minutes. (b) montre la microstructure après vieillissement au 370 °C pendant 180 minutes..... 13

## Chapitre II : Corrosion de l'aluminium et ses alliages en générale et des alliages d'aluminium-cuivre en particuliers.

- Figure II. 1** : Mécanisme de corrosion par crevasse..... 17
- Figure II. 2** : Corrosion par piqûre de l'aluminium : a) Mécanisme, b) formes et types de corrosion par piqûre..... 19
- Figure II.3:** a) Corrosion galvanique dans un raccordement de tuyauterie, b) possibilité de corrosion galvanisée entre deux phases dans un acier ordinaire (la ferrite et la cémentite), c) Corrosion localisée galvanique d'un métal dans l'état actif en contact avec un métal structural ayant un potentiel plus positif..... 21
- Figure II.4** : Les différents mécanismes d'évolution de la corrosion sous contraintes..... 23
- Figure II.5** : Diagramme de POURBAIX de l'aluminium..... 25
- Figure II.6** : Effet des éléments d'addition sur le potentiel de corrosion d'aluminium..... 27

## Chapitre III : Effet de la déformation sur la corrosion

- Figure III. 1** : Structure de cellules de dislocations dans un alliage d'aluminium (d'après C. Perdrix) 38
- Figure III.2** : Schéma de la formation de bandes de glissement a) lignes de glissement apparaissant à la surface d'un échantillon d'aluminium quasi pur b) schématisation des bandes de glissement..... 41
- .....

## Chapitre VI : Procédures et techniques expérimentales

- Figure VI.1** : Machine utilisée pour la compression des échantillons..... 46
- Figure VI.2** : Four électrique à chambre horizontale ..... 48

<b>Figure : VI. 3</b> Moule métallique .....	48
<b>Figure VI.4 :</b> coulée de l'alliage : a) opération de coulée, b) échantillon après coulée, c) échantillon découpé.....	48
<b>Figure VI.5 :</b> Microscope optique utilisé.....	51
<b>Figure VI.6 :</b> a) Interaction électrons matière b) Microscope électronique à balayage.....	52
<b>Figure V.7 :</b> Electrode de travail.....	54
<b>Figure VI.8 :</b> Empreinte obtenue par microdureté (G200).....	55
<b>Figure VI.9 :</b> Duromètre ZWICKROELZHV1M Model Tester.....	55
<b>Figure VI.10:</b> Principes de diffraction des rayons X.....	56
<b>Chapitre V : Interprétation des résultats.</b>	
<b>Figure V.1 :</b> Microstructures du matériau de provenance industrielle sans attaque .....	58
<b>Figure V.2 :</b> Microstructures du matériau de provenance industrielle après attaque .....	58
<b>Figure V.3 :</b> Image MEB et effet loupe du Matériau de provenance industrielle.....	59
<b>Figure V.4 :</b> Image MEB et effet loupe du Matériau de provenance industrielle (présence d'une phase à l'intérieur d'une autre).....	59
<b>Figure V.5 :</b> Microstructures du matériau de deuxième fusion sans attaque.....	60
<b>Figure V.6 :</b> Image MEB et effet loupe du Matériau de deuxième fusion.....	60
<b>Figure V.7:</b> Evolution de la déformation en fonction de la densité de compression volumique.....	61
<b>Figure V.8 :</b> Evolution de l'équivalent de la déformation en paramètre de maille en fonction de la densité de compression volumique : courbe en bas représente la compression avec un temps de maintien de 1 min à la contrainte maximale.....	61
<b>Figure V.9:</b> Evolution de l'équivalent de la déformation en paramètre de maille en fonction de la densité de compression volumique : courbe en bas représente la compression avec un temps de maintien de 1 min à la contrainte maximale.....	62
<b>Figure V.10 :</b> Effets d'une compression de $1.98\text{kN/cm}^3$ sur la microstructure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute après attaque.....	63
<b>Figure V.11 :</b> Image MEB de l'effet d'une compression de $1.98\text{kN/cm}^3$ sur la structure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.....	63
<b>Figure V.12:</b> Image MEB de l'effet d'une compression de $1.98\text{kN/cm}^3$ sur la structure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.....	64
<b>Figure V.13:</b> Effets d'une compression de $2.088\text{kN/cm}^3$ sur la microstructure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute après attaque.....	64
<b>Figure V.14:</b> Image MEB de l'effet d'une compression de $2.088\text{kN/cm}^3$ sur la structure du	

matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.....	65
<b>Figure V.15 :</b> Image MEB de l'effet d'une compression de $2.088\text{kN/cm}^3$ sur la structure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.....	65
<b>Figure V.16 :</b> Effets d'une compression de $2.28\text{kN/cm}^3$ sur la microstructure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute après attaque.....	66
<b>Figure V.17 :</b> Image MEB de l'effet d'une compression de $2.28\text{kN/cm}^3$ sur la structure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.....	66
<b>Figure V.18 :</b> Image MEB de l'effet d'une compression de $2.28\text{kN/cm}^3$ sur la structure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.....	66
<b>Figure V.19:</b> Effets d'une compression de $9.55\text{ kN/cm}^3$ sur la microstructure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.....	67
<b>Figure V. 20:</b> Image MEB de l'effet d'une compression de $9.55\text{ kN/cm}^3$ sur la structure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.....	67
<b>Figure V.21:</b> effets d'une compression de $7.96\text{ kN/cm}^3$ sur la microstructure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.....	68
<b>Figure V.22:</b> Image MEB de l'effet d'une compression de $7.96\text{ kN/cm}^3$ sur la structure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.....	68
<b>Figure V.23 :</b> effets d'une compression de $6.36\text{ kN/cm}^3$ sur la structure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.....	69
<b>Figure V.24 :</b> Image MEB de l'effet d'une compression de $6.36\text{ kN/cm}^3$ sur la structure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 min.....	69
<b>Figure V.25:</b> Apparition de bandes de glissement après une compression de $9.55\text{ kN/cm}^3$ de l'alliage de deuxième fusion.....	70
<b>Figure V.26:</b> Comparaison entre l'échantillon de provenance industrielle et celui de deuxième coulée (noir de provenance industrielle, vert de deuxième coulée).....	70
<b>Figure V.27:</b> Comparaison entre l'échantillon de deuxième coulée non déformé et celui déformé sous une densité volumique de $9.55\text{ kN/cm}^3$ (noir de l'échantillon déformé, gris échantillon non déformé).....	71
<b>Figure V.28:</b> Comparaison entre l'échantillon provenance industrielle non déformé et celui déformé sous une densité volumique de $2.088\text{kN/cm}^3$ (noir de l'échantillon déformé, gris échantillon non déformé).....	72
<b>Figure V.29:</b> Evolutions de la dureté après la deuxième coulée à l'air libre.....	72

<b>Figure V30 :</b> Morphologie de corrosion de l'alliage de provenance industrielle une solution de 0.3 % NaCl après 24 heures de corrosion.....	73
<b>Figure V31 :</b> Morphologie de corrosion de l'alliage de provenance industrielle dans une solution de 3 % NaCl après 24 heures de corrosion.....	74
<b>Figure V32 :</b> Morphologie de corrosion de l'alliage de provenance industrielle dans une solution de 0.3 % NaCl après une semaine de corrosion.....	74
<b>Figure V33:</b> Image MEB de la morphologie de corrosion de l'alliage de provenance industrielle une semaine dans une solution de 3% NaCl.....	75
<b>Figure V34 :</b> Potentiel de la corrosion libre de l'alliage de provenance industrielle dans une solution de 0.3% NaCl.....	75
<b>Figure V 35 :</b> Morphologie de corrosion de l'alliage de deuxième fusion trois jours de corrosion dans une solution de 0 % NaCl.....	76
<b>Figure V36 :</b> Morphologie de corrosion de l'alliage de deuxième fusion trois jours de corrosion dans une solution de 0,3 % NaCl.....	77
<b>Figure V37:</b> Image MEB de la morphologie de corrosion de l'alliage de provenance industrielle une semaine dans une solution de : a) 0% NaCl, b) 0,3%NaCl.....	77
<b>Figure V38:</b> Potentiel de la corrosion libre de l'alliage de deuxième fusion dans une solution de 0.3% NaCl.....	78
<b>Figure V39:</b> Comparaison du potentiel de la corrosion libre de l'alliage de deuxième fusion à celui de l'alliage de provenance industrielle dans une solution de 0.3% NaCl, durant 42 heures de corrosion. ....	78
<b>FigureV40 :</b> Comparaison du potentiel de la corrosion libre de l'alliage de deuxième fusion à celui de l'alliage de provenance industrielle dans une solution de 0.3% NaCl (les premières 100 minutes). ....	78
<b>FigureV41 :</b> Effets de la déformation sur la morphologie de corrosion de l'alliage de provenance industrielle 24 heures de corrosion dans une solution de 0,3 % NaCl, a)- échantillon 10, b) échantillon 1, c) échantillon 4, d) échantillon 7.....	79
<b>FigureV42 :</b> image MEB de l'effet de la déformation sur la morphologie de corrosion de l'alliage de provenance industriel 24 heures de corrosion dans une solution de 0,3 % NaCl, a)- échantillon 10, b) échantillon 1, c) échantillon 4, d) échantillon 7.....	79
<b>Figure V43:</b> Comparaison du potentiel de la corrosion libre de l'alliage de provenance industrielle n'ayant pas subit une déformation (E10 ▲) et ceux ayant subis une déformation (E4■, E7●) dans une solution de 0.3% NaCl. ....	80



<b>Figure V44:</b> Comparaison du potentiel de la corrosion libre de l'alliage de provenance industrielle n'ayant pas subi une déformation (E10 ▲) et ceux ayant subi une déformation (E4■ E7●) dans une solution de 0.3% NaCl (les 200 premières minutes) .....	80
<b>Figure V45:</b> Comparaison du potentiel de la corrosion libre de l'alliage de provenance industrielle n'ayant pas subi une déformation (E10 ▲) et ceux ayant subi une déformation (E4■, E7●) dans une solution de 0.3% NaCl (les 20 premières minutes) .....	81
<b>Figure V46 :</b> Effets de la déformation sur la morphologie de corrosion de l'alliage de 2 <sup>ème</sup> fusion trois jours de corrosion dans une solution de 3 % NaCl, a)- échantillon 1, b) échantillon 2, c) échantillon 3, échantillon 4.....	82
<b>Figure V47 :</b> image MEB de l'effet de la déformation sur la morphologie de corrosion de l'alliage de 2 <sup>ème</sup> fusion 24 heures de corrosion dans une solution de (1 :0%NaCl 2 :0,3 % NaCl, 3 :3%NaCl) a)- échantillon 1, b) échantillon 2, c) échantillon 3, d) échantillon 4.....	82
<b>Figure V48 :</b> Comparaison du potentiel de la corrosion libre de l'alliage de deuxième fusion n'ayant pas subi une déformation (E1■) et ceux ayant subi une déformation (E2▲, E3●, E4-) dans une solution de 0.3% NaCl.....	83
<b>Figure V49:</b> Comparaison du potentiel de la corrosion libre de l'alliage de deuxième fusion n'ayant pas subi une déformation (E1■) et ceux ayant subi une déformation (E2▲, E3●, E4-) dans une solution de 0.3% NaCl (les 200 premières minutes)	83
<b>Figure V50:</b> Test de contact galvanique entre les échantillons de l'alliage de deuxième fusion non déformé et déformé E2	84
<b>Figure V51 :</b> Test de contact galvanique entre les échantillons de l'alliage de deuxième fusion non déformé et déformé E23.	84

# Liste Des Tableaux

## Chapitre I : Alliages aluminium-cuivre

**Tableau I.1:** montre les données physiques et les propriétés de l'aluminium..... 4

**Tableau I.2 :** propriétés générales des alliages d'aluminium de fonderie ..... 6

## Chapitre II : Corrosion de l'aluminium et ses alliages en générale et des alliages d'aluminium-cuivre en particuliers

**Tableau II.1:** a) potentiel des différentes particules intermétalliques, b) classement des séries alliages d'aluminium en fonction de leur résistance à la Corrosion, formes de corrosion généralement observées dans ces alliages d'après C.Vargel et M.C.Reboul..... 28

**Tableau II.2 :** valeur du potentiel des particules intermétalliques en fonction de la concentration de NaCl D'après N. Birbilis et al..... 29

**Tableau II. 3 :** Hétérogénéités conduisant à la corrosion localisée..... 30

## Chapitre VI : procédures et techniques expérimentales

**Tableau : VI.1** Les longueur des échantillons de provenance industrielle avant la compression..... 45

**Tableau VI .2** Les longueurs des neuf échantillons après la compression..... 47

**Tableau VI.3 :** Longueur des 4 échantillons avant la compression..... 49

**Tableau VI.4 :** Les dimensions des 4 échantillons après la compression..... 49

# Sommaire

---

Introduction générale .....	1
-----------------------------	---

## **Chapitre I : Alliage aluminium -cuivre**

Introduction .....	3
I-1 Alliages d'aluminium de fonderie.....	4
I-1-1 Eléments d'alliages et leurs effets.....	5
I-1-2 Propriétés des alliages de fonderie.....	5
I-2 Alliages d'aluminium de corroyage.....	6
I-2-1 Alliages non trempants.....	6
I-2-2 Alliages trempants.....	6
I-3 Description des alliages corroyage de la série 2xxx.....	7
I-4 Quelques Utilisations des alliages de la série 2xx.x de fonderie.....	7
I-6 Utilisation des alliages d'aluminium de corroyage.....	7
I-7 Microstructure des alliages de la série 2xxx.....	8
I-8 Durcissement structurale des alliages de la série 2xxx et 2xx.x.....	9
I-8-1 Durcissement structural de l'alliage Al-4%Cu.....	10
I-8-2 Alliages Al-Cu-Mg .....	14

## **Chapitre II : corrosion de l'aluminium et ses alliages en générale et des alliages d'aluminium-cuivre en particuliers**

II- La corrosion.....	15
II-1 Corrosion aérée libre (corrosion en présence d'oxygène dissous) .....	15
II-3 Les différentes formes de corrosion de l'aluminium .....	16
II-3-1 Corrosion par crevasse.....	16
II-3-2 Corrosion par piqûres .....	17
II-3-3 Corrosion galvanique .....	20
II-3-4 La corrosion sous contrainte.....	22
II-3-5 Fatigue-corrosion.....	23
II-3-6 Corrosion érosion .....	24
II-3-7 Corrosion feuilletante .....	24
II-4 Effets du milieu corrosif.....	24
II-5 Effets des éléments d'alliages .....	26
II-6 Potentiels de corrosion .....	29

# Sommaire

---

II-7 Hétérogénéités conduisant à la corrosion localisée.....	30
II.8-La Corrosion des alliages de la série 2000 .....	30
<b>Chapitre III : effet de la déformation sur la corrosion</b>	
III Introduction .....	33
III-1 Critères d'amorçage de fissures .....	34
III-1-1 La propagation de la fissure.....	35
III-2 Influence de l'érouissage de surface .....	36
III-3 Corrosion sous contraintes des métaux CFC .....	37
III-4 Influence du champ de contraintes élastiques sur la dissolution anodique.....	38
III-5 Influence du nombre de dislocations et leurs distributions sur la dissolution anodique d'un métal.....	39
III-5-1 Effet de la contrainte et de la densité des dislocations sur l'adsorption des espèces chimiques à la surface.....	39
III-5-2 Effet de la rugosité de surface due à la déformation plasticité sur la dissolution d'un métal .....	39
III-5-3 Importance des lacunes dans la montée des dislocations.....	42
III-6 Mécanismes de dissolution– repassivation.....	42
<b>Chapitre VI : Procédures et techniques expérimentales</b>	
VI –Introduction.....	44
VI.1 -L'alliage étudié.....	44
VI.2- Echantillons de provenance industrielle.....	45
VI.2.1-Déformation par compression.....	46
VI.2.1-IV.3-Echantillons de deuxième fusion.....	47
VI.4 -Caractérisation de la structure du matériau.....	49
VI.4.1- La microscopie optique (MO).....	49
VI.4.2- La microscopie électronique à balayage (MEB).....	51
BVI.4.2.1- Principe de fonctionnement du MEB.....	51
VI.5-Techniques expérimentales de caractérisation du comportement à la corrosion..	52
VI.5.1- La chronopotentiométrie (mesure du potentiel de la corrosion libre).....	53
VI.5.2- Essais du couplage galvanique.....	54
IV.6-mesures de dureté sous charges réduites.....	54
VI.7- Diffraction des rayons X.....	56
VI.7.1- Production des rayons X.....	57

# Sommaire

---

VI.7.2- Conditions de travail.....	57
------------------------------------	----

## **Chapitre V : Résultats et Interprétations**

V.1-Caractérisation microscopique de l'alliage de provenance industrielle.....	58
V.2-Caractérisation microscopique de l'alliage de deuxième fusion.....	59
V.3-Caractérisation de la déformation.....	60
V.3.1- Echantillons de provenance industrielle.....	60
V.3.1.1- Evolution de la déformation en fonction de la densité volumique de compression.....	60
V.3.2- Echantillons de deuxième fusion.....	62
V.3.3- Caractérisation de l'effet de la déformation.....	62
V.3.3.1- Effets sur les composants de la microstructure.....	62
V3.3.1.1-Echantillons de provenance industrielle.....	62
V.3.3.1.2-Echantillons de deuxième fusion.....	67
V.3.3.2- Apparition bandes de glissement.....	69
V.3.3.3- caractérisation de la modification de la texture de l'alliage par la diffraction des rayons X.....	70
V.4-Evolution de la dureté après coulée.....	72
V.5-L'effet mixte de la précipitation et de la déformation sur la dureté de l'alliage...	73
V.6-Corrosion de l'alliage de provenance industriel.....	73
V.6.1- Morphologie de corrosion de l'alliage de provenance industrielle.....	73
V.7-Corrosion de l'alliage de deuxième fusion.....	75
V.8-Comparaison entra la cinétique de corrosion de l'alliage de provenance industrielle et de l'alliage de deuxième fusion.....	77
V.9-Effets de la petite déformation sur corrosion.....	79
V.9.1- Alliage de provenance industrielle.....	79

# Sommaire

---

-Evolution de la cinétique de corrosion.....	80
V.9.2- l'alliage de deuxième fusion.....	81
- Evolution de la morphologie de corrosion.....	81
- Evolution de la cinétique de corrosion.....	83
V.9.3 - Test de contact galvanique entre l'alliage de deuxième fusion de l'échantillon non déformé et ceux déformés.....	84
Conclusion.....	85

## INTRODUCTION GENERALE

### INTRODUCTION GENERALE

La courbe force appliquée en fonction du déplacement dans le cas de compression est une courbe régulière qui relie la contrainte à la déformation.

Il faut cependant garder à présent à l'esprit que la propriété d'homogénéité de déformation est acceptable seulement à une échelle macroscopique, une observation à une échelle plus fine, voire microscopique, révèle que la réponse globale d'un système est de toute façon obtenue à partir d'un grand nombre de micro réponses totalement distribuées aléatoirement. Ceci dit les contraintes emmagasinées par le matériau varie d'une zone à une autre.

Sachant que la plupart des métaux existent dans la nature sous forme de composés (oxydes, sulfures, etc...), leur état thermodynamique stable. Le passage de cet état vers un état métallique exige un apport d'énergie considérable sous forme de chaleur. Dans ce cas le métal obtenu est dans un état thermodynamique instable, en raison d'excès dans son énergie interne. L'exposition de ce dernier à un environnement naturel ou autre induit le retour du métal à l'état initial (oxyde, sulfure, etc....). Le retour du métal à son état thermodynamique stable est sanctionné par une perte d'énergie.

Un métal ayant subit une déformation en plus, emmagasine plus d'énergie mais cette dernière dépend de la déformation subit par le métal, ce qui fait une hétérogénéité de déformation ceci induit une hétérogénéité de répartition d'énergie.

L'étude de la corrosion d'un matériau métallique ayant subit de petites déformation peut mettre en évidence la répartition hétérogène de l'énergie. Mais une répartition hétérogène des constituants de ce matériau (les précipités, les particules intermétalliques etc....), peut constituer un masque pour l'effet de l'hétérogénéité de la répartition de l'énergie dans le matériau.

## INTRODUCTION GENERALE

Ce travail fait l'objet d'une étude qui met en évidence l'effet de l'énergie apporté par une application d'une déformation de faible amplitude sur la sensibilité à la corrosion de l'alliage Aluminium- 4.5% Cuivre, ainsi que l'effet d'une répartition hétérogène de cette dernière.

Dans ce travail, nous avons caractérisé les caractéristiques mécanique et chimique, de l'alliage suscité issu de première et de deuxième fusion et de leur évolution en fonction de petites déformations par compression par les techniques suivantes :

- Microscopie optique avant et après corrosion;
- Microscopie électronique à balayage avant et après corrosion;
- Diffraction des rayons X ;
- Tests électrochimiques (potentiel de corrosion libre, et test de contact galvanique ;
- La microdureté Vickers.

Le mémoire présenté est constitué de cinq chapitres, une introduction et une conclusion que je cite:

- Un premier chapitre qui traite des alliages Al-Cu ;
- Un deuxième chapitre qui développe la corrosion des alliages d'aluminium en générale et les alliages aluminium-cuivre en particulier ;
- Un troisième chapitre qui montre l'effet de la déformation sur la corrosion;
- Le quatrième chapitre présente les conditions et les procédures expérimentales utilisées ;
- Le dernier chapitre expose les résultats obtenus et leurs discussions.



CHAPITRE I : ALLIAGE D'ALUMINIUM-CUIVRE

# CHAPITRE I

CHAPITRE I : ALLIAGES ALUMINIUM-CUIVRE

**Introduction**

Les alliages en aluminium et d'aluminium 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.

La plus part des recherches en électrochimie d'aluminium se sont focalisés sur le comportement à la corrosion, de ses alliages dans les solutions de chlorure de sodium [1,2]. On générale la résistance à la corrosion de l'aluminium est principalement due à une formation spontanée de couche d'oxydes partiellement cristalline. Quand le pH de la solution est compris entre 4.0 et 8.5, cette couche est stable mais peut être fragilisé localement en présence d'anions de chlorure.

Les emplacements préférés pour le passage de ces anions peuvent être des pores et les défauts structuraux dans les couches oxydes. Dans des solutions plus acides ou plus alcalines, des oxydes peuvent être rapidement dissous par une attaque généralisée, ou par un modèle qui prend en compte une rupture à la surface d'oxyde, induisant ainsi la pénétration d'ions de chlorure par le film d'oxyde, et une dissolution localisée de l'aluminium à l'interface de métal/oxyde produisant un transfert d'électron. Après, l'apparition de la piqûration, une dissolution localisée des chlorures au niveau de l'interface d'oxyde/métal se produit.

D'autre part, les éléments d'alliage tels que le cuivre, le zinc, le magnésium et le silicium additionné à l'aluminium, améliorent les propriétés mécaniques mais réduisent souvent la résistance à la corrosion localisée, en particulier la corrosion par piqûre. Une attaque localisée observée pour les alliages d'aluminium a été attribuée à l'hétérogénéité microstructurale de surface d'alliage [3]. Les alliages de la série 2xxx sont actuellement employés dans l'industrie aéronautique pour de nombreuses applications, cependant, relativement peu de travaux ont été effectués sur la nucléation et la croissance des piqûres.

L'aluminium est un métal argenté et malléable. L'aluminium a un nombre atomique de 13, et son poids atomique est 26.982g. L'aluminium est au-dessous de bore dans la table périodique. L'aluminium pur a une résistance à la traction relativement basse. La densité de tous les alliages (99.65 –99.99%) est de l'ordre de 2.7 g/ml, un tiers de celle de l'acier. Après le magnésium, l'aluminium est le plus léger des métaux communs. Le volume atomique est le

## CHAPITRE I : ALLIAGES ALUMINIUM-CUIVRE

volume occupé par le poids atomique de 1 gramme de l'élément à l'état solide (poids/densité atomique). Le volume atomique d'aluminium est 10mL par rapport au magnésium à 14.2 et pour repasser à 7.5 [4]. En plus de la réutilisation et des nouveaux processus de fonderie, l'aluminium et ses alliages fournissent un rapport élevé résistance/poids. Les sels de l'aluminium n'endommagent pas l'environnement ou les écosystèmes et sont non-toxiques. L'aluminium et ses alliages sont non magnétiques et ont la conductivité électrique élevée, conductivité thermique élevée, réflectivité élevée, et action noncatalytic. L'aluminium a un coût relativement bas et ses propriétés lui donnent un des meilleurs rapports performance/poids et ainsi il est employé intensivement dans la construction de fuselage. Avec le choix approprié de l'alliage et de la conception, il est facile à mouler Al. Sa température de fusion relativement basse permet d'employer les matrices métalliques permanentes. En fin de compte, son coût est concurrentiel en ce qui concerne d'autres matériaux qui sont moins chers a priori [5]. Les propriétés physiques de l'aluminium sont rassemblées dans le Tableau I.1.

**Tableau I .1:** montre les données physiques et les propriétés de l'aluminium.

Propriétés	Valeurs
Masse atomique	26.9815386 g
Résistance à la traction	77MN/m <sup>2</sup>
Nombre d'oxydation maximum	3+
Nombre d'oxydation Minimum	0
Structure cristalline	Cubique à Faces Centrées
Spectroscopie	(1s) <sup>2</sup> ,(2s) <sup>2</sup> ,(2p) <sup>6</sup> ,(3s) <sup>2</sup> ,(3p) <sup>1</sup>
Potentiel d'ionisation	I(5.97 eV), II(18.8 eV)
potentiel Standard	-1.663V
Electronégativité de Pauling	1.5
Densité à 20°C	2.7 g/cm <sup>3</sup>
Point de fusion	659.7–660.1 °C
Point d'ébullition	2400–2450 °C
La chaleur spécifique à 20 °C	0.891 kJ/kg °C
Conductivité thermique à 20 °C	272 W/m.K
Rayon de Van der Waals	0.143 nm
Rayon ionique	0.05 nm
Nombre d'isotopes communs	1

### I.1-Alliages d'aluminium de fonderie

Des alliages d'aluminium sont produits par plusieurs procédés. Le rapport de production des alliages d'aluminium de fonderie à ceux de corroyage augmente principalement en raison des quantités plus grandes de d'alliages de fonderie employés pour

des applications industrielles tels que les véhicules à moteur. Ce rapport change d'un pays à l'autre et en 2004 il était approximativement  $\frac{1}{2}$  par exemple pour les Etats-Unis d'Amérique.

Un éventail d'alliages d'aluminium de fonderie est disponible pour l'usage commercial et, par exemple, presque 300 compositions ont été inscrites à l'association d'aluminium des Etats-Unis en 2005. Les plus largement répandus sont Al-Si, Al-Si-Mg, et Al-Si-Cu. En général, les alliages sont classés comme "primaires" si ils sont préparés à partir de nouveaux métaux et "secondaire" si ils sont préparés à partir des matériaux réutilisés. Les alliages secondaires (de seconde fusion) contiennent habituellement des éléments plus indésirables sous la forme d'impureté qui compliquent leur métallurgie et mènent souvent aux propriétés inférieures à ceux des alliages primaires (de première fusion) équivalents. Dans tous les secteurs, les alliages de fonderie ont des propriétés mécaniques de résistance inférieures à celles des produits de corroyage.

Des produits d'aluminium de fonderie sont élaborés par moulage en sable, moulage sous pression et le moulage permanent souvent en moule métallique (par gravitation). Beaucoup d'alliages réagissent au traitement thermique (les alliages trempants) car leurs éléments d'alliages sont solubles dans l'aluminium. Ces traitements incluent la mise en solution, recuit, et traitement de durcissement structural. Les alliages de fonderie de traitements thermiques sont durcis par la dissolution des éléments d'alliage solubles et la précipitation de composés à base de ces éléments et par coalescences de ces derniers, ceci représente une maturation ou bien un vieillissement. Des alliages qui n'ont pas d'aptitude aux traitements thermiques (les alliages non trempants) sont durcis par la présence de composés intermétallique constitués des éléments d'alliage insolubles dans la matrice d'aluminium.

### **I.1.1-Eléments d'alliages et leurs effets**

Les éléments commandent le développement de la coulabilité et les propriétés physico-chimiques des alliages de fonderie. Certains contrôlent la solidification, modifient la structure de eutectique, raffinent les phases primaires, contrôle la taille et la forme des grains, favorisent ou défavorisent la formation de phases, et réduisent ou favorisent l'oxydation. Les impuretés ont un effet sur la coulabilité et la forme des phases insolubles et parfois influent sur les propriétés physico-chimiques [6].

Les alliages de fonderie contiennent une plus grande quantité d'éléments d'alliage que ceux des alliages de corroyage, ceux-ci sont ajoutés pour améliorer la coulabilité.

**I.1.2 -Propriétés des alliages de fonderie**

Les propriétés générales des alliages d'aluminium de fonderie sont données par le Tableau I.2

**Tableau I.2** : propriétés générales des alliages d'aluminium de fonderie [6]

<b>Propriété</b>	<b>Valeur</b>
Résistance à la traction, MPa	70–505 (10–72)
Élongation, %	51–30
Dureté, HB	30–150
Conductivité électrique, % IACS	18–60
Conductivité thermique, W/m .K à 25°C (Btu .in./h .ft2 °F at 77 °F)	85–175 (660–1155)
Limite de fatigue, MPa	55–145 (8–21)
Coefficient de dilatation thermique linéaire à 20–100 °C (68–212 °F)	$(17.6–24.7).10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ( $(9.8–13.7).10^{-6}/^{\circ}\text{F}$ )
Résistance au cisaillement, MPa	42–325 (6–46)
Module d'élasticité, GPa ( $10^6$ psi)	65–80 (9.5–11.2)
Densité	2.57–2.95

**I-2 Alliages d'aluminium de corroyage**

**I-2-1Alliages non trempant**

Les alliages non trempants peuvent être les alliages des séries 1xxx (aluminium presque pur), 3xxx (contenant du manganèse), 5xxx (contenants du magnésium), et les 8000. Le durcissement est produit par l'écrouissage, ce qui peut être augmenté par la solution solide et le durcissement par dispersions des particules intermétalliques [7]. Tous Alliages non trempants ont une résistance élevée à la corrosion généralisée. Les alliages d'aluminium de la série 1xxx ont une résistance mécanique relativement basse [8,9]. L'écrouissage induit une modification de la structure en raison de la déformation plastique. L'écrouissage augmente la résistance et la dureté mécaniques, mais diminue la ductilité.

### **I-2-2 Alliages trempant**

Les alliages trempants sont principalement les alliages des séries 2xxx (contenant du cuivre), 6xxx (contenants du silicium et du magnésium), et 7xxx (contenant du zinc). Dans le type d'alliages trempant, le durcissement est produit généralement par (1) une mise en solution à 460–565 °C pour dissoudre les éléments d'alliage solubles, (2) une trempe pour les maintenir dans la solution solide, et (3) traitement de vieillissement, le traitement global est appelé traitement de durcissement structural. Vieillissement naturel (maturation) ou bien artificiel (115 –195°C) permet la précipitation des éléments en sursaturation dans la solution solide. Recuit (accéléré le vieillissement), et le laminage à froid sont employés pour obtenir certaines propriétés de ces alliages. Alliages de séries.2xxx, 6xxx, et 7xxx peuvent être durcis par mise en solution et trempe, et le durcissement par laminage à froid (déformation à la température ambiante).

### **I-3 Description des alliages corroyage de la série 2xxx**

Les alliages de corroyage de la série 2xxx et les alliages de fonderie 2xx.x, dans lesquels le cuivre est l'élément d'alliage principal, sont moins résistants à la corrosion que des alliages d'autres séries, qui contiennent des quantités de cuivre très inférieures. Des alliages de ce type sont employés dans des applications structurales, en particulier dans l'aéronautique et les applications aérospatiales [7].

### **I-4 Quelques Utilisations des alliages de la série 2xx.x de fonderie**

Le duralumin trempants, ceux-ci étaient les premiers alliages commerciaux trempants qui ont été employés intensivement en tant qu'alliages de moulage ou de corroyage où la haute résistance et dureté sont exigées. Des alliages Al–Cu–Mg et Al–Cu–Si ont été développés après la Première Guerre Mondiale en Europe et aux Etats-Unis, respectivement. Plus récemment, la résistance mécanique et la dureté peu communes ont été réalisées pour les alliages Al–Cu–Mg à travers la solution aux problèmes de coulabilité, ceci par l'utilisation d'un équipement moderne et des techniques de commande de fonderie.

Pour d'autres applications, comme pour des avions et des motos, des alliages de 10% Cu ont été utilisés.

### **I-6 Utilisation des alliages d'aluminium de corroyage**

Les concepteurs d'avion ont besoin des matériaux qui leur permettront de produire les structures légères et rentables qui sont durables avec un endommagement tolérable à des températures ambiantes, inférieur à zéro, et à des températures de temps en temps élevées. Les alliages et les alliages durs d'aluminium datent de la découverte accidentelle du phénomène de durcissement structural par Alfred Wilm à Berlin en 1906. Son travail a mené au développement des alliages de corroyage connu sous le nom de duralumin ( $\text{Al}-3.5\text{Cu}-0.5\text{Mg}-0.5\text{Mn}$ ), qui a été rapidement adopté en Allemagne pour les sections structurales pour l'avion de Junkers F-13 qui a volé la première fois en 1919 [10].

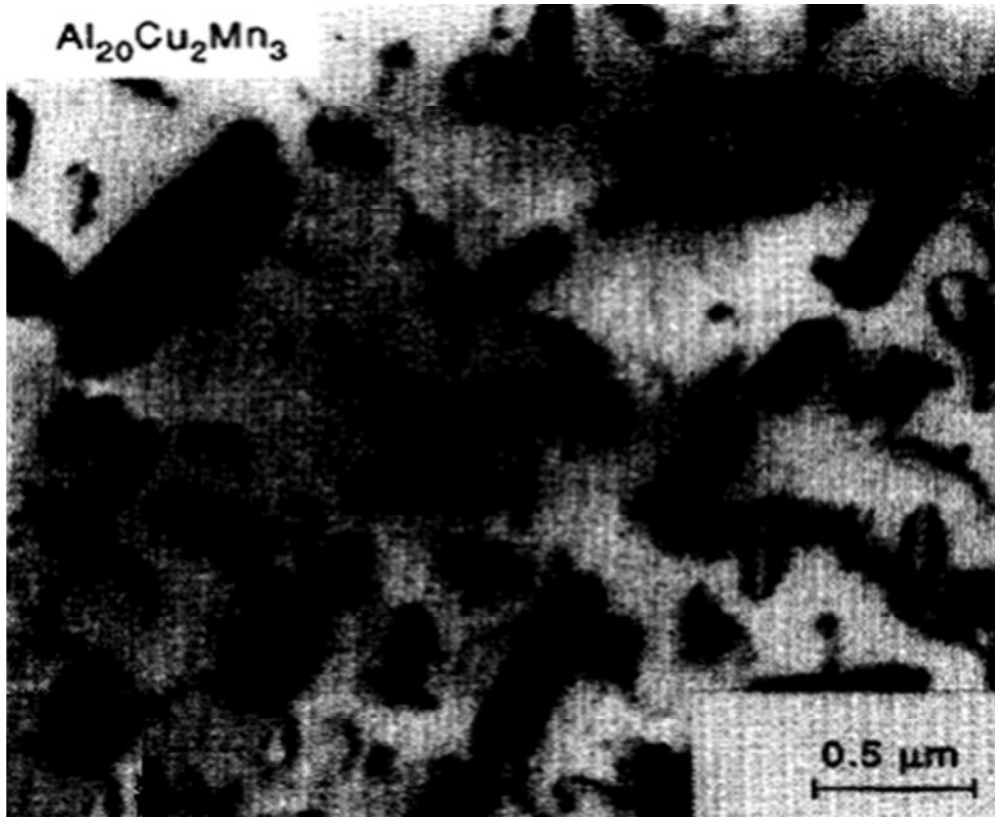
Depuis cette époque, les alliages d'aluminium de corroyage ont été les matériaux principaux pour la construction aéronautique, qui ont fournis beaucoup de stimulus pour le développement des alliages d'aluminium. Le duralumin était le précurseur d'un certain nombre d'alliages de la série 2xxx on incluant l'alliage 2014 et l'alliage 2024 cela sont encore employés à ce jour. L'autre groupe principal d'alliages pour avion est le groupe de la série 7xxx [11]. Les feuilles 2024-T3 ou 2524-T3, 2024-T351/2524-T351 sont utilisés sur le fuselage. Le placage de la peau extérieure du fuselage avec des alliages de série de 2xxx et de 7xxx, se composant de l'alliage 1230 et de l'alliage 7032, respectivement, permet d'obtenir une résistance à la corrosion accrue [12].

### **I-7 Microstructure des alliages de la série 2xxx**

Les alliages d'aluminium utilisés dans les structures aéronautiques sont des alliages à durcissement structural, ils sont de la série 2xxx. Les caractéristiques mécaniques des alliages de cette série sont accrues en raison de la présence de fine précipitation d'une deuxième phase. Ce type d'alliage est donc constitué d'une matrice en solution solide d'aluminium-cuivre, de précipités durcissant tels que ceux proche de la composition de  $(\text{Al}_2\text{Cu})$ , mais aussi de particules intermétalliques grossières et enfin de dispersoïdes (Figure.I.1). C.R. Brooks [13], R.G. Buchheit et al [14], N. Birbilis et al [15], ont reportés l'existence des composant suivant dans l'alliages 2024, dispersoïdes à une échelle nanométrique  $(\text{Al}_{20}\text{Mn}_3\text{Cu}_2)$  particules intermétallique, la phase S  $(\text{Al}_2\text{CuMg})$  des particules intermétalliques à l'échelle macroscopique, et quelque autres particules intermétalliques contenant l'Al, le Cu, le Fe, et/ou Mn  $(\text{Al}_3\text{Fe}, \text{Al}_3\text{Mn}, \text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}, \text{et } (\text{Al}, \text{Cu})_6\text{Mn})$ , Les particules, qui se forment lors de la décomposition eutectique pendant la solidification et qui contiennent du fer  $(\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$  et

(Fe, Mn)Al<sub>6</sub>), présent initialement dans le matériau sous forme d'impureté. Ces particules peuvent atteindre 30 µm et ne peuvent pas être remises en solution.

Les particules intermétalliques grossières ont un effet néfaste vis-à-vis de la ténacité. En effet, elles peuvent se fragmentées lors d'un traitement thermomécaniques, offrant ainsi des chemins préférentiels à la propagation des fissures, et leur présence est aussi néfaste pour la résistance à la corrosion.



**Figure I.1** : Formation de dispersoïdes dans le volume de l'alliage 2024[16].

### **I-8 Durcissement structurale des alliages de la série 2xxx et 2xx.x**

Le diagramme de phases du binaire Al-Cu (Figure I.2) montre que la solubilité du cuivre dans l'aluminium décroît de manière appréciable avec la chute de la température. Cette observation est à l'origine durcissement structural.



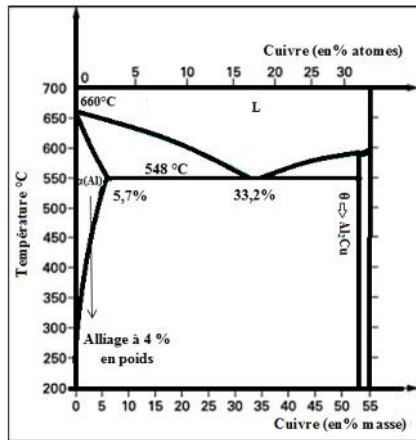


Figure I.2 : Diagramme Aluminium-cuivre [17].

### I-8-1 Durcissement structural de l'alliage Al-4%Cu

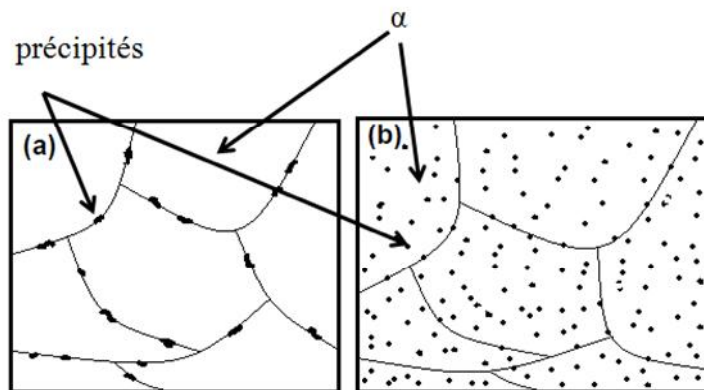
Le diagramme de phases du binaire Al-Cu (**Figure I.2**) montre qu'entre 500 et 580°C, l'alliage Al- 4 % en masse de Cu est constitué d'une seule phase ( $\alpha$ ) : il s'agit d'une solution solide désordonnée d'aluminium dans laquelle le cuivre est en substitution (phase  $\alpha$ ). En dessous de 500°C, l'alliage devient biphasé ( $\alpha + \theta$ ) et les deux phases,  $\alpha$  et  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu coexistent, la phase  $\theta$  précipite aux joints des grains. Il y a donc précipitation de phase  $\theta$  dans la solution  $\alpha$  au fur et à mesure que l'alliage est refroidi (on considère un refroidissement lent le plus proche possible des conditions d'équilibre), la proportion de  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu augmente. A la température ambiante, les pourcentages massiques d'équilibre sont de 93 % de phase  $\alpha$  et de 7 % d'Al<sub>2</sub>Cu [18]. La solubilité de l'élément cuivre dans l'aluminium (phase  $\alpha$ ) est d'environ 0,02 % à température ambiante.

La morphologie de la précipitation (Forme et taille ainsi que le lieu de la précipitation) et les proportions des différentes phases susceptibles d'être observées varient en fonction de la vitesse de refroidissement de l'alliage. Dans le cas d'un refroidissement lent, la taille des précipités de phase  $\theta$  est importante et les précipités sont identifiés au niveau des joints des grains. Dans le cas d'un refroidissement rapide la phase  $\alpha$  est conservée jusqu'à la température ambiante et la précipitation ne se produit pas instantanément celle-ci a besoin de temps pour que la diffusion opère, des précipités fins sont observés uniquement aux joints des grains mais dans tous le volume de l'alliage. Ainsi, les microstructures obtenues à température ambiante dans le cas ou l'alliage Al- 4 % pds Cu subi un refroidissement lent, à partir de 550°C, est

représenté par la (Figure I.3(a)) et celle obtenue après refroidissement très rapide à partir de 550°C est représentée (Figure I.3 (b)) [18].

Les alliages aluminium-cuivre de la série 2xx.x et 2xxx sont caractérisés par une résistance élevée après traitement de durcissement structural, une bonne tenue à la chaleur, et une résistance chimique moins bonne que celle de l'aluminium pur.

Dans le cas d'un refroidissement lent, l'enthalpie libre du phénomène de précipitation et le nombre de germes ainsi que le taux de germination sont faibles, et la précipitation continue ou bien discontinuée se produit au niveau des joints des grains. Pour assurer la proportion d'équilibre en  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu, les rares germes doivent croître en de gros précipités très distants les uns des autres. Le mouvement des dislocations n'a pas de mal à contourner ces précipités et l'alliage ainsi obtenu a de faibles caractéristiques mécaniques. Si au contraire, on refroidit l'alliage rapidement, la structure obtenue est beaucoup plus fine. Comme l'énergie motrice est élevée, le nombre de germes aussi. Les précipités, quoique petits, sont très rapprochés. Les dislocations mobiles ont du mal à les franchir et l'alliage est ainsi plus dur. Si on refroidit trop rapidement, on n'a pas de précipitation du tout. Cependant, il est possible d'augmenter considérablement la dureté de l'alliage en lui faisant subir un vieillissement.



**Figure I.3 :** Microstructure d'alliage Al-4 % pds Cu obtenue par : (a) refroidissement lent, (b) par refroidissement très rapide (trempe).

Le procédé de durcissement structural pour l'alliage Al- 4%Cu comprend les étapes suivantes :

- Première étape : mise en solution à 550°C de manière à dissoudre complètement le cuivre dans la solution solide d'aluminium car la solubilité limite du cuivre dans l'aluminium est de 5% à une température de 550°C.

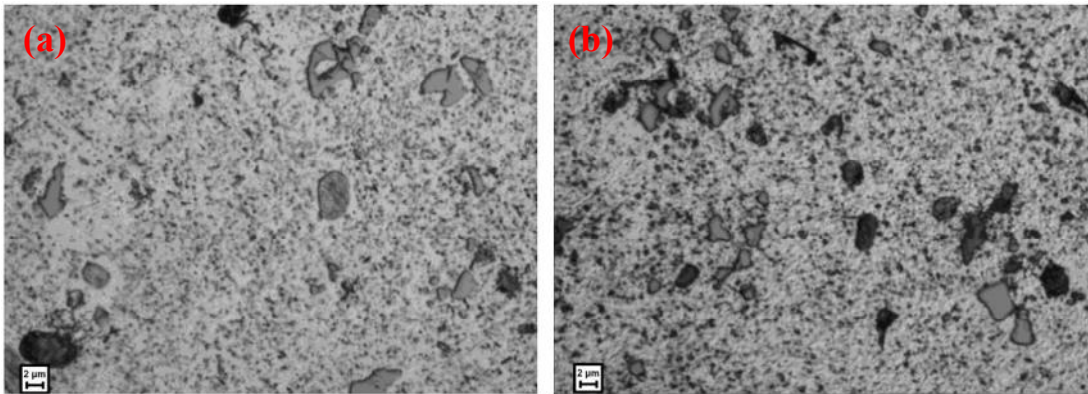
- Deuxième étape : trempe à l'eau ou à l'huile jusqu'à température ambiante pour geler la solution solide du cuivre dans l'aluminium jusqu'à la température ambiante. On obtient ainsi, à cette température, une solution solide fortement saturée en cuivre et instable, car l'enthalpie libre de cette solution est loin d'être le minimum.
- Troisième étape : traitement de revenu à des températures comprises entre 100 et 190°C pendant des durées variant classiquement de 1 à 100 jours représentent un vieillissement artificiel. Un abandon de l'alliage à la température ambiante permet un durcissement naturel appelé maturation.

Lors du revenu, il y a décomposition de la solution solide saturée  $\alpha$  ; la décomposition de la phase  $\alpha$  et la précipitation d'une deuxième phase  $\theta$  suit généralement les étapes suivantes :

Solution solide sursaturée  $\alpha$   $\longrightarrow$  Zones Guinier Preston  $\longrightarrow$  Phase  $\theta''$   $\longrightarrow$  Phase  $\theta'$   
 $\longrightarrow$  Phase  $\theta$

A partir de la solution solide saturée  $\alpha$  dans laquelle les atomes de cuivre sont en substitution et répartis aléatoirement [18], des zones de Guinier-Preston (GP) germent sous forme de disques de diamètre environ 10 nm sont parfaitement cohérentes avec la matrice. L'épaisseur de ces disques est environ 1 nm sont aussi cohérents mais présentent une forte déformation qui représente une distorsion du réseau de la phase.

Lorsque les zones GP croissent, ces dernières forment les précipités  $\theta''$ . Parallèlement à cela, d'autres zones GP de petite dimension n'ayant pas atteint la dimension critique se dissolvent et le cuivre ainsi libéré est incorporé par diffusion aux précipités  $\theta''$  qui grossissent. La phase  $\theta''$  se présente aussi sous forme de disques dont les faces sont cohérentes avec la matrice diamètre de cette phase est d'environ 100 nm, et son épaisseur environ 10 nm. L'écart paramétrique entre la phase  $\theta''$  et la matrice est tel que cette évolution métallique génère des contraintes élastiques de cohérence. Par la suite, des précipités  $\theta'$  d'une dimension supérieure germent au niveau des dislocations de la matrice. Les précipités  $\theta''$  se dissolvent, en raison de leur diamètre inférieur à celui des précipités  $\theta'$ , alors le cuivre libéré est incorporé à la phase  $\theta'$  qui grossit. Cette phase est incohérente avec la matrice. La phase d'équilibre correspond aux précipités  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu précipite et germent aux joints de grains et aux interfaces  $\theta'$ /matrice. Les précipités  $\theta'$  de dimension inférieure à une dimension critique se dissolvent et le cuivre est versé vers la phase  $\theta$  qui précipite. La phase  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu est complètement incohérente avec la matrice. Ces précipités ne croissent plus sous forme de disques, mais sous forme de globules [18]. L'augmentation de la température accélère l'apparition des précipités de la phase Al<sub>2</sub>Cu (Figure I.4).



**Figure I.4 :** (a) montre la microstructure du vieillissement de l'alliage 2017-T4 à la température 300°C pendant 180 minutes. (b) montre la microstructure après vieillissement au 370 °C pendant 180 minutes.

Sur les deux figures on observe en sombre les précipités de  $Al_2Cu$  et des particules intermétalliques claires de  $AlCuMgSi$  [19].

Le durcissement structural des alliages de la série 2000 et l'amélioration de leurs propriétés mécaniques par la précipitation des zones GP ou des phases  $\theta''$  et  $\theta'$ . En effet, le durcissement de l'alliage dépend de la taille, de la morphologie et de la distribution des précipités, ces différents paramètres influençant l'interaction précipités / dislocations. De la même façon, la taille, la distribution, mais surtout la composition chimique de ces précipités durcissant influence nettement les mécanismes de la corrosion localisée dans ces alliages.

### **I-8-2 Alliages Al-Cu-Mg**

Les alliages d'Aluminium-cuivre-magnésium sont employés dans des applications avancées en raison de la combinaison d'une faible densité, d'une haute résistance, d'une longévité, d'une bonne usinabilité, et d'une disponibilité avec un coût également faible comparé à d'autres matériaux ayant les mêmes propriétés. Le rapport de résistance mécanique/densité, la formabilité et la résistance à la corrosion font des alliages d' $AlCuMg$  des candidats potentiels pour les nombreuses applications industrielles [20]. En raison de leur haute résistance spécifique, ces alliages peuvent remplacer certains alliages de fer [21].

L'addition de magnésium à ce système, avec une quantité de magnésium supérieure à 1 % en poids, modifie la séquence et la composition de la phase de précipitation de la

## CHAPITRE I : ALLIAGES ALUMINIUM-CUIVRE

manière suivante : l'addition de magnésium à ce système, avec une quantité de magnésium supérieure à 1 % en poids, modifie la séquence de précipitation de la manière suivante :

Solution solide sursaturée  $\alpha$   $\rightarrow$  Zones Guinier Preston  $\rightarrow$  Phase  $S$  ( $Al_2CuMg$ ).

La présence des deux types de précipités a été observé par plusieurs auteurs (Figure I.4).

Dans les alliages Al-Cu-Mg, la nature des précipités formés lors d'un vieillissement artificiel dépend du rapport Cu / Mg. pour un rapport Cu / Mg égal à 2,2[13,22], la phase d'équilibre est  $Al_2CuMg$  (S) et a observé selon la séquence de précipitation suivante :

Solution solide sursaturée  $\rightarrow$  Zones GPB  $\rightarrow S'' + S'$   $\rightarrow S' + S$   $\rightarrow S$

CHAPITRE II : CORROSION DE L'ALUMINIUM ET SES  
ALLIAGES EN GENERALE ET DES ALLIAGES D'ALUMINIUM-  
CUIVRE EN PARTICULIERS

# CHPITRE II

## CHAPITRE II : CORROSION DE L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES EN GENERALE ET DES ALLIAGES D'ALUMINIUM-CUIVRE EN PARTICULIERS

### CHAPITRE II : CORROSION DE L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES EN GENERALE ET DES ALLIAGES D'ALUMINIUM-CUIVRE EN PARTICULIERS

#### **II- La corrosion**

D'une manière générale, la corrosion est définie comme une interaction physico-chimique entre un métal et son environnement conduisant à une modification des propriétés du métal, une dégradation significative de la fonction du métal et de son environnement.

La corrosion en phase aqueuse fait intervenir au moins les quatre phénomènes physiques :

- 1- Une oxydation du métal au niveau des sites anodiques ;
- 2- Une réduction d'espèces en solution au niveau des sites cathodiques ;
- 3- Une conduction ionique via l'électrolyte entre les deux sites pour l'acheminement des espèces.
- 4- Une conduction électronique au sein du métal pour le transfert des électrons entre les deux sites.

Les alliages d'aluminium ayant une bonne tenue dans plusieurs milieu corrosif, il est nécessaire d'étudier leur comportement en milieu extérieur, savoir d'atmosphère humide, ou en présence de forte pollution comme les pluies acides. Ainsi ces alliages ont été étudiés en milieu de pH approximativement neutre, de pH acide et à titre de comparaison de pH alcalin. La bonne tenue à la corrosion de ces alliages dépend de la formation et du maintien à leurs surfaces d'un film d'alumine ( $Al_2O_3$ ). La nature amphotère de l'aluminium le rend sensible aux milieux de pH élevée supérieur à 10 et faibles inférieur à 3. En dehors de ces pH ils sont sensibles uniquement à la corrosion localisée (corrosion par piqûres, corrosion intergranulaire, corrosion exfoliante et corrosion sous contrainte, corrosion galvanique), ceci peut être attribué à leur hétérogénéité microstructurale, cette dernière induit une différence galvanique entre les constituant de la microstructure.

#### **II.1 -Corrosion aérée libre (corrosion en présence d'oxygène dissous)**

La corrosion de l'aluminium est un phénomène naturel, qui à la tendance, sous certains conditions, à retourner à son état d'énergie la plus bas, c'est-à-dire sous forme oxydée. Le phénomène de corrosion dit libre aéré, c'est-à-dire sans polarisation imposée, et sans contraintes mécanique, en solution aqueuse requiert deux réactions électrochimiques élémentaires, l'oxydation de l'aluminium et les composant anodique de l'alliage d'une part et

## CHAPITRE II : CORROSION DE L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES EN GENERALE ET DES ALLIAGES D'ALUMINIUM-CUIVRE EN PARTICULIERS

la réduction des espèces oxydantes représenté par l'oxygène dissous présent au sein de la solution et des composant cathodique de l'alliage d'une autre part.

### **II.3 -Les différentes formes de corrosion de l'aluminium**

L'aluminium ne se corrode pas d'une manière spécifique, mais sous diverses formes suivant des facteurs inhérents au métal (éléments d'alliages) et au milieu, lors de son utilisation.

La corrosion généralisée, par exemple, se développe dans les milieux acides ou alcalins. 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. La résistance de l'aluminium à la corrosion généralisée est en fait conditionnée par l'évolution de ce film d'oxyde, notamment de sa porosité et de son hydratation [23]. Le diagramme de Pourbaix du potentiel E en fonction du pH est tracé pour un équilibre aluminium / eau [24] et n'est donc pas représentatif des phénomènes apparaissant en milieu chloruré. Les différentes formes de corrosion peuvent apparaître sur un diagramme expérimental obtenu par mesures de chaque type de potentiel (corrosion, piqûration , passivation) en fonction du pH [25], c'est pour cette raison qu'il faut mettre l'axe sur l'effet du milieu et du substrat.

#### **II.3.1- Corrosion par crevasse**

Ce type de corrosion est dû à la présence d'une quantité de solution corrosive stagnante au voisinage d'un trou, sous un dépôt, ou à n'importe quelle forme géométrique qui peut former une crevasse, même une microporosité. On l'appelle aussi corrosion cavernueuse ou la corrosion sous le dépôt. Des cellules travaillant sous aération différentielle pourraient être établies entre l'eau de mer oxygénée en dehors ou derrière l'ouverture des surfaces de crevasse ou de microcrevasse. Des secteurs anodiques à l'intérieur de crevasses sont mis en place. L'espace entre les deux matériaux moins aéré, a une surface faible, et contient une solution souvent riche en sel. Les réactions d'hydrolyse se déroulant dans les crevasses pourraient produire des changements du pH et la concentration en chlorure dans l'environnement de crevasse [26] (Figure II.1).



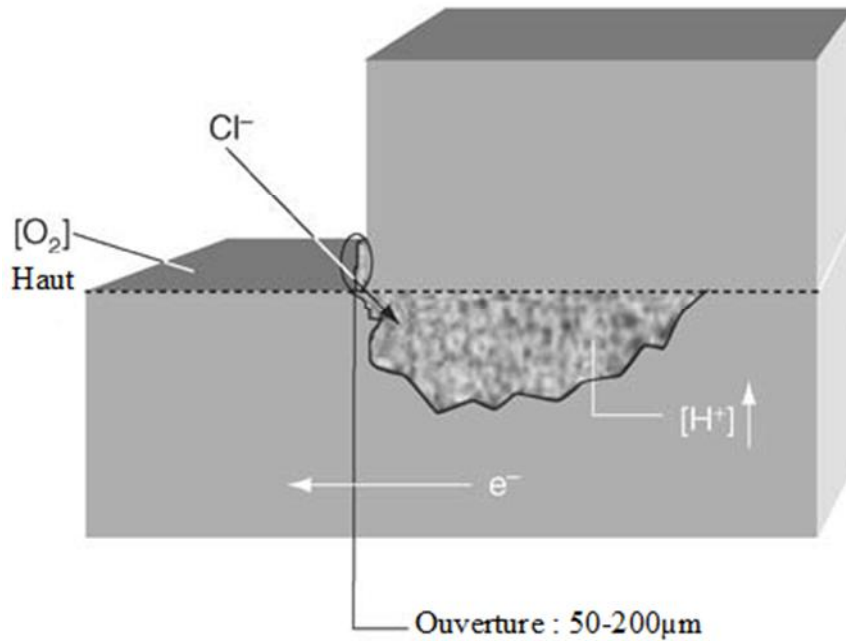


Figure II. 1 : Mécanisme de corrosion par crevasse

### II.3.2- Corrosion par piqûres

L'aluminium pur résiste bien à la corrosion en se recouvrant d'une couche adhérente imperméable et protectrice. Mais dans les alliages, les métaux ajoutés créent des micro-zones où la couche de protection est peu résistante. Ainsi des piqûres peuvent se former et atteindre l'intérieur de l'alliage. Dans l'alliage, les composés métalliques et l'aluminium sont reliés électriquement. Dans un milieu humide, ils peuvent former une pile, dans laquelle l'aluminium ou le composé métallique se détériore. Cette détérioration peut également favoriser l'initiation d'une piqûre (Figure II.2).

La corrosion par piqûres se développe dans tous les milieux naturels, sous forme de cavités de profondeurs variables. Les conditions d'apparition et de développement de la corrosion par piqûres sont bien connues, même si il s'agit d'un phénomène très complexe, dont le mécanisme n'est pas entièrement connu. Un mécanisme en dix étapes a toutefois été proposé pour expliquer son l'apparition et le développement de la corrosion par piqûre [27]

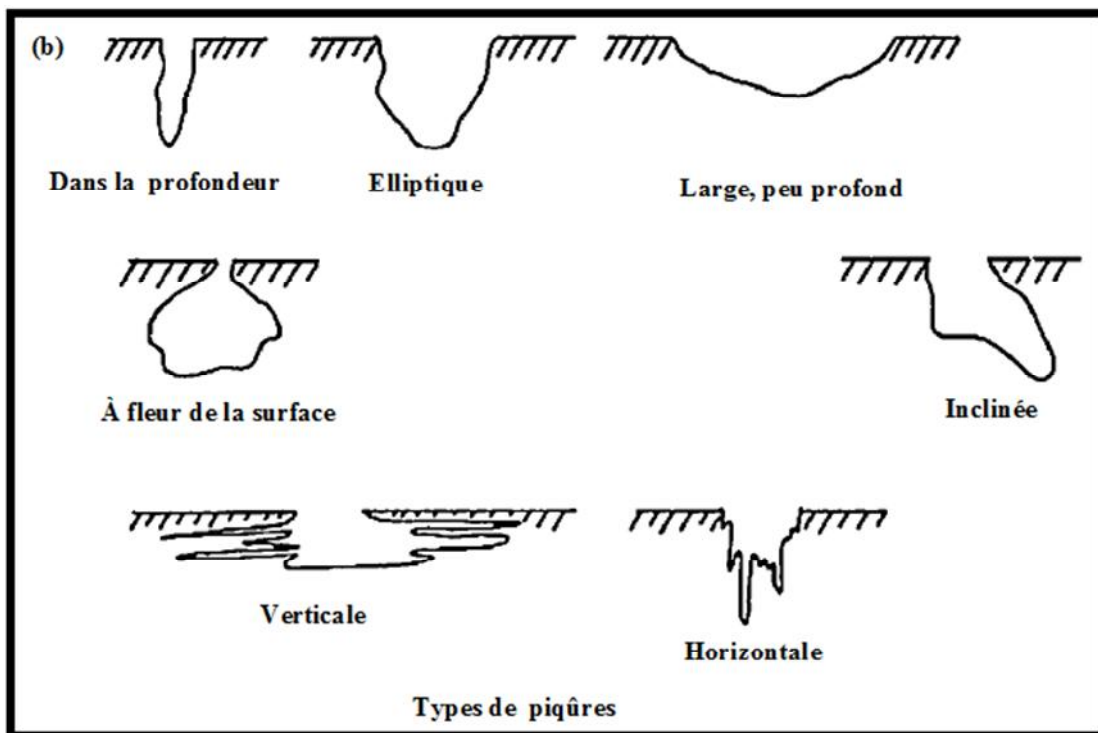
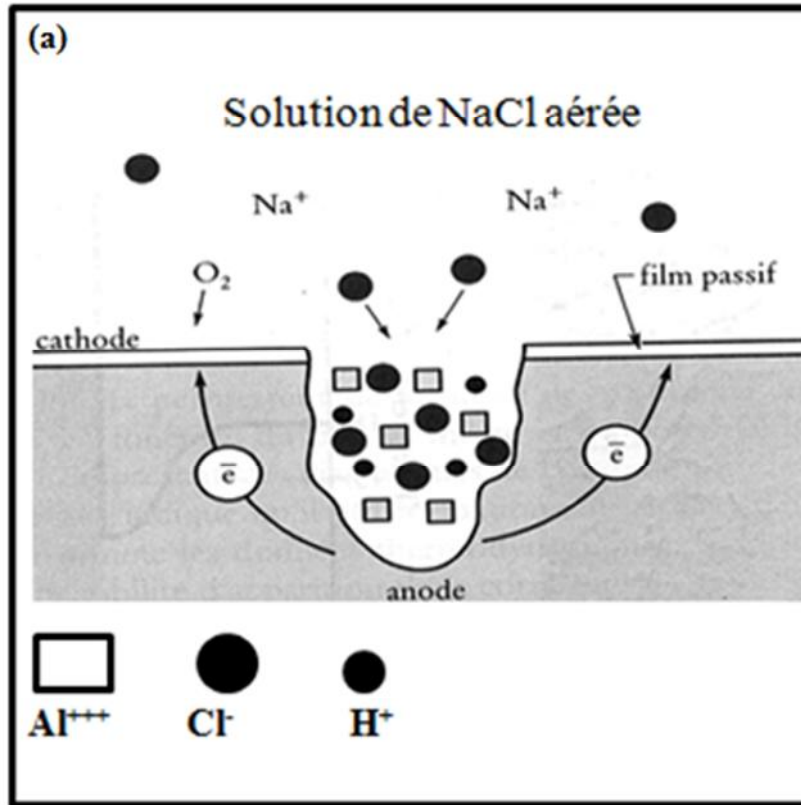
- 1) Adsorption des ions chlorures dans les micro-défauts du film d'oxyde d'aluminium  $Al_2O_3$ , assisté par la présence et le passage d'un fort champ électrique à travers couche d'oxyde d'alumine passive ;
- 2) Réduction lente du dioxygène sur la surface cathodique ;
- 3) Fragilisation diélectrique du film d'alumine au micro défauts ;

## CHAPITRE II : CORROSION DE L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES EN GENERALE ET DES ALLIAGES D'ALUMINIUM-CUIVRE EN PARTICULIERS

- 4) Oxydation rapide de l'aluminium exposé à l'électrolyte ;
- 5) Repassivation de la majorité des piqûres : à ce stade, la densité de micropiqûres (0,1-1  $\mu\text{m}$ ) est forte (106 / $\text{cm}^2$ ) ;
- 6) Propagation en profondeurs de quelques micro piqûres.
- 7) Acidification de la solution sous un (pH<3) dans les zones de piqûres propagées ;
- 8) Précipitation sous forme hémisphérique de l'hydroxyde d'aluminium au-dessus des piqûres;
- 9) Corrosion de l'aluminium dans les piqûres, sous l'action agressive de la solution ; production de dihydrogène gazeux ainsi que son dégagement sous forme de bulles ;
- 10) Repassivation des piqûres, reformation du film d'alumine en surface et dilution de la solution dans les piqûres jusqu'à la composition de l'électrolyte.

La corrosion par piqûres est liée à la présence de composés intermétalliques. Ces composés intermétalliques de par leur composition peuvent être anodiques ou cathodiques par rapport à la matrice d'aluminium et, par micro couplage galvanique, peuvent entraîner la formation de piqûres par dissolution de la matrice ou du composé [28].

CHAPITRE II : CORROSION DE L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES EN GENERALE  
ET DES ALLIAGES D'ALUMINIUM-CUIVRE EN PARTICULIERS



**Figure II. 2** : Corrosion par piqûre de l'aluminium : a) Mécanisme, b) formes et types de corrosion par piqûre [29].

### II.3.3 -Corrosion galvanique

Quand deux métaux de nature différente sont en contact dans un liquide conducteur.

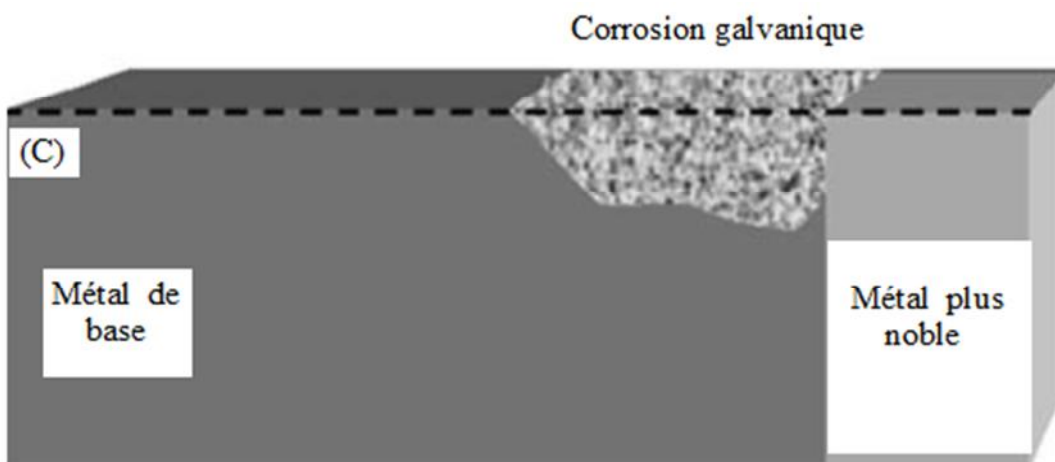
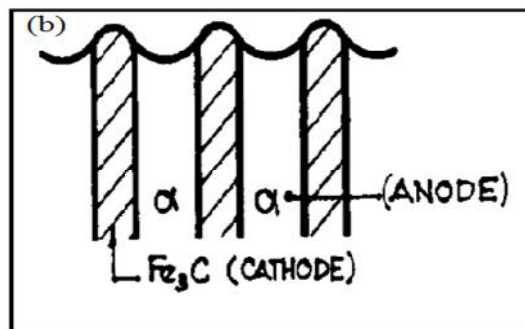
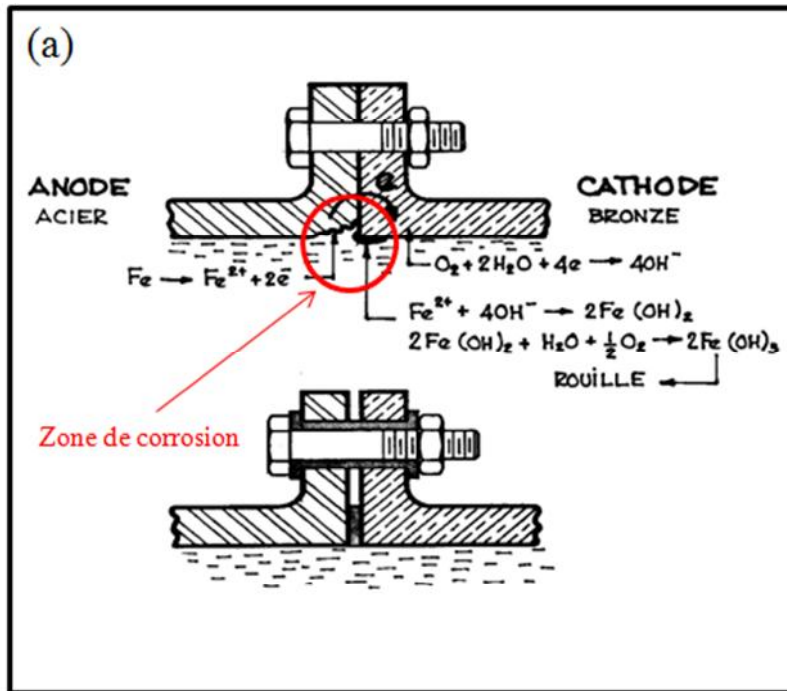
L'expérience montre que l'un des deux peut subir une corrosion, c'est ce qu'on appelle la corrosion galvanique, l'autre métal n'est pas corrodé, il peut même être protégé, cette corrosion est différente en forme et intensité. Contrairement aux différentes formes de la corrosion structurale la corrosion 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 (Figure II.3).

L'aspect de la corrosion galvanique d'aluminium est très caractéristique, elle n'est pas dispersée comme la corrosion par piqûre, mais au contraire, très localisée dans la zone du contact avec l'autre métal. L'attaque de l'aluminium est régulière et progresse en profondeur sous forme de caractères plus ou moins arrondis. La zone affectée par la corrosion galvanique est souvent plus brillante que reste de surface. Tous les alliages d'aluminium peuvent subir de la même manière une corrosion galvanique, en plus il peut y avoir une corrosion inter cristalline et feuilletant sur les alliages des familles 2000, 5000, 6000 et 7000 s'ils y sont sensible.

Le courant de corrosion galvanique n'est observé que si les trois conditions suivantes sont simultanément satisfaites :

- 1) deux métaux de nature différente (ou un métal et un matériau plus noble, conducteur comme le carbone). Ils forment les électrodes du système : le plus noble est la cathode, siège des réactions de réduction ; le moins noble, l'anode, siège de l'oxydation. Leur différence de potentiel, d'au moins 100 mV [30], est à l'origine des réactions d'oxydoréduction.
- 2) un électrolyte en contact avec les deux phases. Sa présence assure le transport des espèces ioniques, et donc du courant dans le milieu liquide.
- 3) un contact électrique entre les deux matériaux. Cette continuité électrique assure le transport des électrons entre les deux phases.

CHAPITRE II : CORROSION DE L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES EN GÉNÉRALE  
ET DES ALLIAGES D'ALUMINIUM-CUIVRE EN PARTICULIERS



**Figure II.3:** a) Corrosion galvanique dans un raccordement de tuyauterie, b) possibilité de corrosion galvanisée entre deux phases dans un acier ordinaire (la ferrite et la cémentite), la

## CHAPITRE II : CORROSION DE L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES EN GENERALE ET DES ALLIAGES D'ALUMINIUM-CUIVRE EN PARTICULIERS

Corrosion localisée galvanique d'un métal dans l'état actif en contact avec un métal structural ayant un potentiel plus positif.

### **II.3.4 -La corrosion sous contrainte**

Comme son nom l'indique, la corrosion sous contrainte (CSC) résulte de l'action conjuguée d'une contrainte mécanique en tension (résiduelle ou appliquée), et d'un milieu agressif vis-à-vis du le métal ou l'alliage, chacun de ces facteurs pris séparément n'étant pas susceptible à lui seul d'endommager la structure. Ce type de corrosion, particulièrement dissimulé et dangereux pour les installations, se caractérise par l'apparition de fissures intergranulaire ou transgranulaires dont la direction générale de propagation est perpendiculaire à la plus grande contrainte. Cette dernière peut être d'origine résiduelle (cintrage, **écrouissage**, laminage à froid...), d'origine thermique (dilatation, variation de pression), ou inhérente à la fonction de l'installation (câbles de ponts suspendus, structures de soutènement...). Les fissures ne se propagent que lorsque la contrainte est supérieure à un certain seuil (contrainte limite de rupture) qui dépend du matériau et du milieu. Au delà, la vitesse de propagation augmente avec la contrainte. Généralement, il existe un temps appelé temps d'incubation pendant lequel la fissure ne se propage pas initialement, même lorsque les conditions mécaniques requises sont présentes.

Différents mécanismes sont avancés pour la propagation de la fissure :

Historiquement, le premier mécanisme identifié est la fragilisation par l'hydrogène. L'hydrogène, généralement produit par corrosion ou introduit lors d'opérations de soudage mal maîtrisées, se déplace dans le métal sous forme monoatomique. Il se concentre dans les zones de fortes contraintes triaxiales (en pointe de fissure) et abaisse l'énergie de cohésion du réseau. C'est ainsi que la fissure ou le défaut initial peut se propager périodiquement à des niveaux de contraintes inférieurs à celui de la limite mécanique du matériau.

Un deuxième mécanisme de corrosion sous contrainte évoqué à partir des années 1970 fait appel à une dissolution assisté par le glissement. Localement, la contrainte induit une plasticité locale qui se traduit par l'émergence en surface de dislocations. Celles-ci rompent ou endommagent le film passif, et la corrosion s'accroît localement de manière temporaire, jusqu'à ce que le film se reconstitue (repassivation). La répétition périodique de cette séquence - les émergences de dislocations se concentrent en pointe de fissure- aboutit à une propagation de la fissure par enlèvement local de matière.

## CHAPITRE II : CORROSION DE L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES EN GENERALE ET DES ALLIAGES D'ALUMINIUM-CUIVRE EN PARTICULIERS

Cependant, des limitations à cette théorie ont été relevées, notamment la difficulté à expliquer des faciès de rupture en apparence fragiles. D'autres mécanismes plus complexes, faisant notamment intervenir des interactions entre corrosion, hydrogène et plasticité ont été plus récemment avancés. Les mécanismes de l'évolution de la corrosion sous contraintes sont donnés par la figure

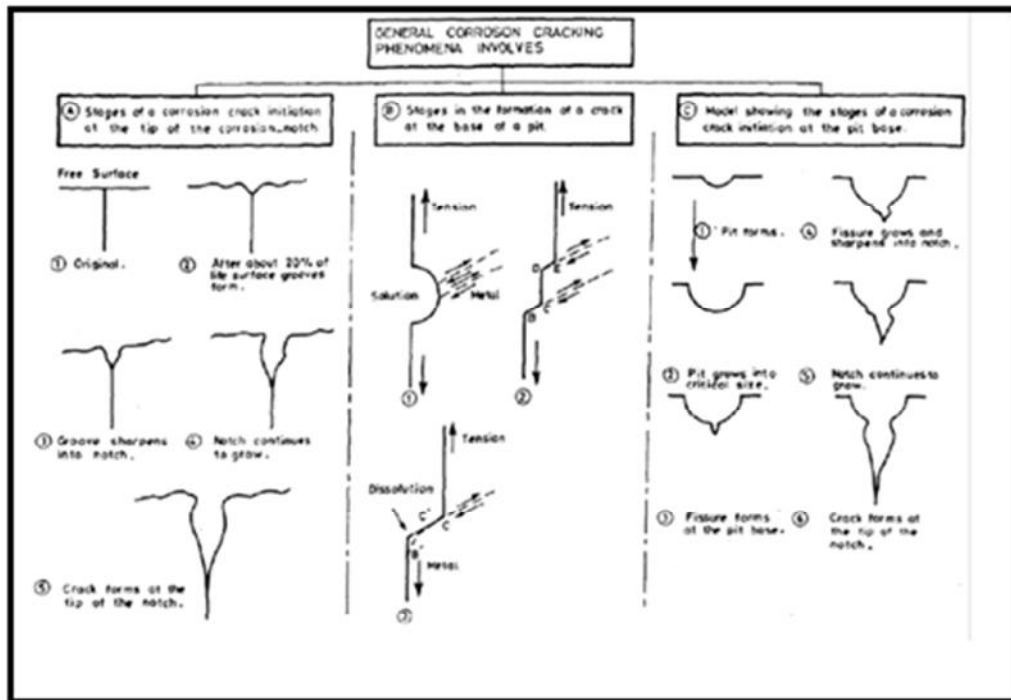


Figure II.4 : les différents mécanismes d'évolution de la corrosion sous contraintes.

### II.3.5 -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. Les mécanismes évoqués pour rendre compte de la fatigue-corrosion sont les mêmes que ceux présentés pour la corrosion sous contrainte, et les essais de laboratoire sont en général des essais de fatigue en présence du milieu considéré réalisés soit à amplitude de déformation constante, soit à amplitude de contrainte constante [26].

### **II.3.6- 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, de ravinements, d'ondulations.

### **II.3.7 -Corrosion feuilletante**

La corrosion feuilletante (ou exfoliante) comme la corrosion intergranulaire est une conséquence des traitements thermomécanique préalable à la corrosion. Seuls les alliages à haute caractéristiques mécaniques sont concernés : ces phénomènes sont en relation directe avec la structure métallurgique particulière des alliages corroyés. Cette forme de corrosion affecte seulement quelques alliages tels que ceux des séries 2000, 5000 et 7000, et se développe aussi si les conditions de traitements thermiques ou de soudage sont mal adaptées [31].

La corrosion feuilletante est caractérisée par une déformation locale de feuillets métalliques et fait apparaître des cloques sur la surface du matériau [32]. Il s'agit d'une attaque qui se propage à travers les joints des grains sur les plans parallèles, nous citons comme exemple les plans aplaté au cours d'une déformation mécanique tels que le laminage, et séparés par de fins feuillets métalliques. Le déchaussement des grains est dû aux produits de corrosion formés, qui sont plus volumineux que les espèces initialement non corrodées. Le mécanisme de la propagation est généralisé.

### **II.4- Effets du milieu corrosif :**

Les processus chimiques et électrochimiques se produisent au sein d'un milieu corrosif représenté par un électrolyte. Celui-ci peut donc influencer sur le déroulement de la corrosion, les facteurs immanents au milieu sont : l'aération, l'acidité, et la salinité du milieu. Des paramètres externes tels que la température ou l'hydrodynamique de la solution peuvent également avoir un effet sur l'évolution de la cinétique de la corrosion.

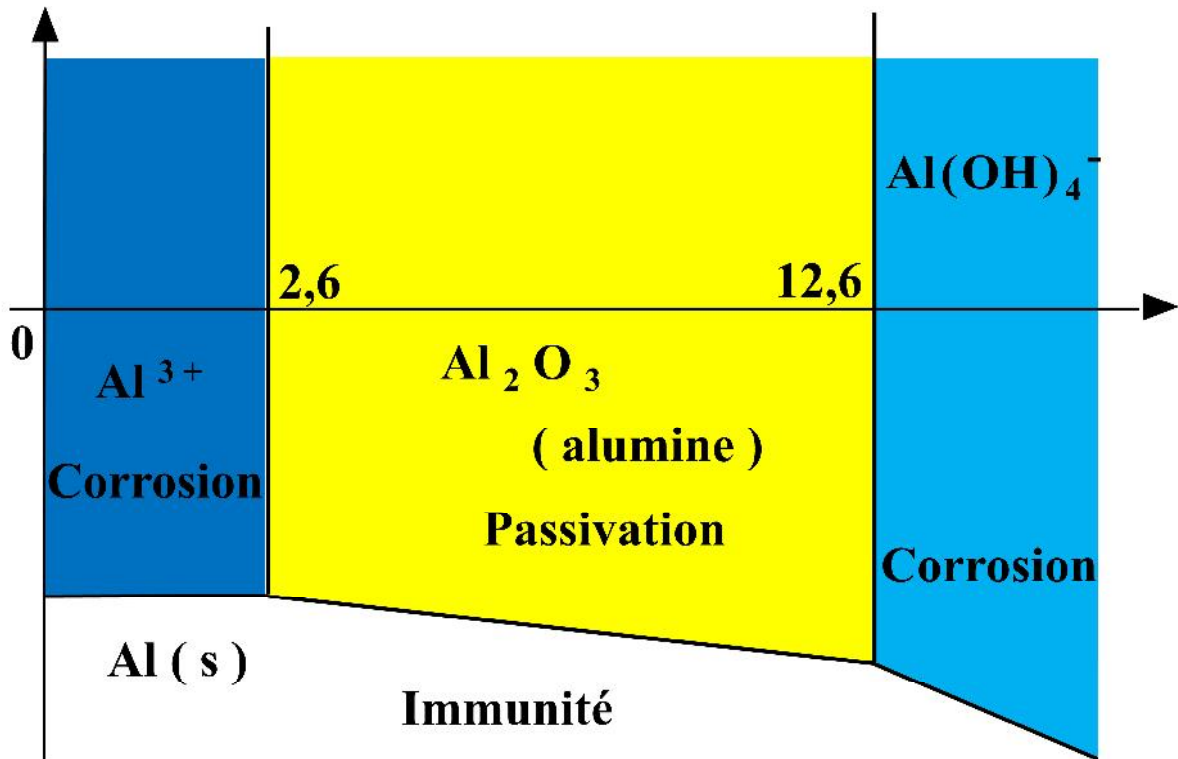
a) Aération : La cinétique de la corrosion dépend de l'existence et l'évolution des demi-réactions d'oxydoréduction sur la cathode et l'anode. En solution aérée, la réduction du dioxygène est favorisée par rapport à la réduction des protons d'hydrogène.

b) Acidité: La susceptibilité du matériau aux corrosions localisée et généralisée est fonction du pH du milieu de corrosion, ceci-dit le potentiel électrochimique d'une électrode



## CHAPITRE II : CORROSION DE L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES EN GÉNÉRALE ET DES ALLIAGES D'ALUMINIUM-CUIVRE EN PARTICULIERS

est en fonction du pH, car dans l'équation de NERST il y a le terme potentiel électrochimique apparent qui est dû au pH du milieu. Sachant une forte concentration en protons ( $H^+$ ) dans la solution augmente l'agressivité du milieu corrosif. Le diagramme de Pourbaix de l'aluminium indique que l'alumine devient soluble lorsque le pH s'écarte de la neutralité (Figure II.5) [33]. L'acidification du milieu au voisinage de la surface du matériau ne permet ainsi plus à l'aluminium de rester passif et entraîne donc une dissolution importante du métal [34].



**Figure II.5 :** Diagramme de POURBAIX de l'aluminium

c) Salinité: Les chlorures sont des ions agressifs, souvent ils sont à l'origine de la corrosion localisée. Leur présence en solution aqueuse s'accompagne de deux effets: d'un côté, leur concentration locale induit une acidification du milieu par la migration des protons vers la zone anodique, et d'un autre côté, le film passif d'alumine en surface du métal devient moins efficace et plus fragile, car plus il est instable et donc plus susceptible de rompre localement. Un autre effet de la salinité sur la corrosion résulte de son influence sur la conductivité du milieu aqueux. Car la forte conductivité des milieux salins par exemple l'eau de mer (0,5 M NaCl) implique une faible résistivité dans la cinétique des réactions de corrosion [35] Finalement, les variations de concentration en ions  $Cl^-$  n'ont que peu d'influence considérable sur les cinétiques de corrosion, comparées à celles causées par la température ou l'aération.

## CHAPITRE II : CORROSION DE L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES EN GENERALE ET DES ALLIAGES D'ALUMINIUM-CUIVRE EN PARTICULIERS

d) Température: L'augmentation de la température augmente la vitesse des phénomènes de corrosion car elle rétrécit les domaines de stabilité des métaux et accélère le phénomène de transport. L'importance de son influence diffère cependant d'un milieu corrosif à un autre [36].

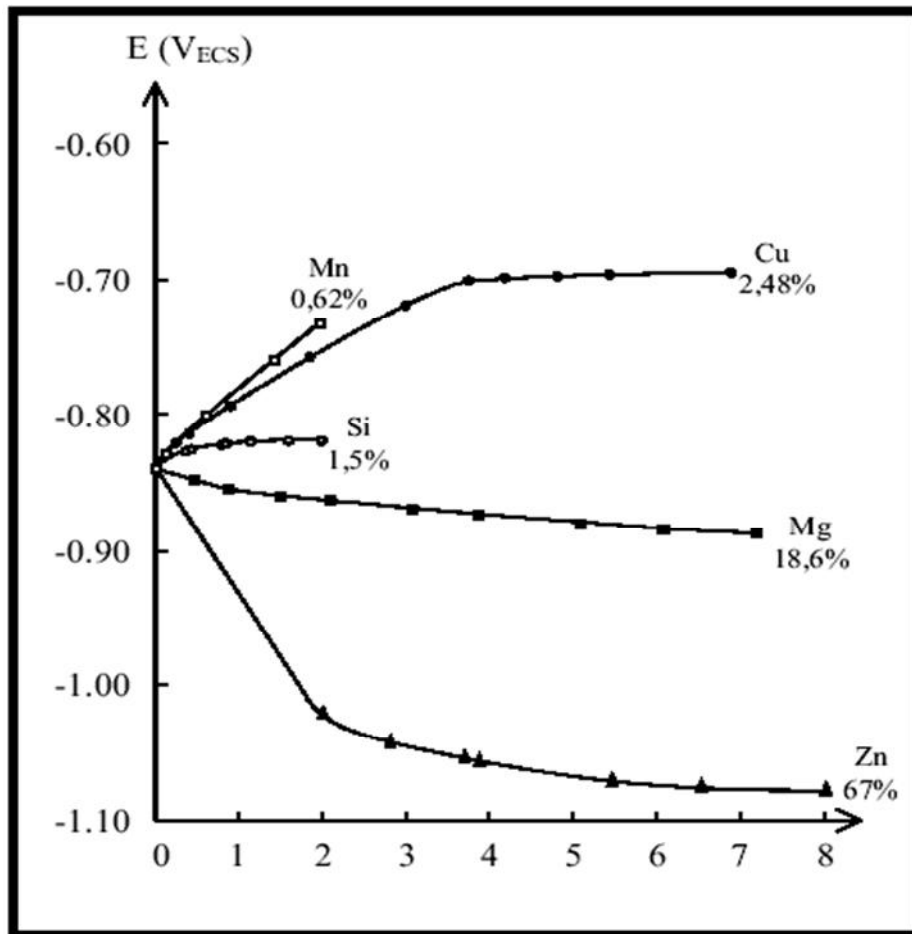
e) Hydrodynamique : La migration des réactifs vers l'interface solution/matériau et des produits de réaction vers l'électrolyte est de nature à modifier les cinétiques des réactions électrochimiques (en corrosion et en dépôts) en changeant les concentrations des espèces et donc les potentiels d'équilibre. Les conditions hydrodynamiques fixent les vitesses de réaction en contrôlant le transport de matière par établissement d'une couche limite de diffusion des espèces, appelée couche de Nernst [37]. La cinétique de la réaction cathodique est le plus souvent limitée par l'arrivée du dioxygène à l'interface couche matériau/électrolyte et le courant global de du phénomène électrochimique en dépend [24]. L'influence de l'agitation de l'électrolyte par le biais d'une électrode tournante ou bien par un barreau magnétique a été étudiée par plusieurs scientifiques et sur des plusieurs métaux par exemple Frayret, J.P [38]. Cet effet a été aussi observé aussi sous imposition d'un champ magnétique parallèle ou perpendiculaire à la surface de corrosion par plusieurs auteurs tels que K.L. Rabah et al [39,40].

### **II.5 -Effets des éléments d'alliages :**

La tenue à la corrosion des alliages d'aluminium est classifiée en fonction des éléments additionnés au métal. La formation de particules intermétalliques ou la ségrégation de secondes phases dans l'alliage matriciel (cas du silicium) sont responsables, soit d'une dégradation accélérée de l'aluminium, soit, au contraire, d'un ralentissement de la cinétique de corrosion du matériau. Depuis le début du XXe siècle, de nombreuses études ont portées sur l'influence de la plupart des éléments chimiques sur les propriétés, notamment de la corrosion de l'aluminium. Différents tests ont été mis en place pour mesurer l'importance relative de chacun : observation des états de surface géométrique et physico-chimique de l'alliage, détermination de la localisation des zones corrodées (joints de grains,...), mesure de perte de masse dans un électrolyte, mesure du potentiel de corrosion de l'alliage, effet du pourcentage d'un élément ajouté sur le potentiel de corrosion de l'aluminium pur. Ces tests ont permis d'établir un classement qualitatif de la résistance à la corrosion d'un alliage en fonction de la nature de ses constituants minoritaires et des impuretés d'élaboration, comme le fer (Tableau II.1) [30,41]. Du point de vue des propriétés électrochimiques bénéfiques il peut être retenu d'une manière générale que les éléments : Cr, Mg, Mn apportent

## CHAPITRE II : CORROSION DE L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES EN GENERALE ET DES ALLIAGES D'ALUMINIUM-CUIVRE EN PARTICULIERS

un effet bénéfique, tandis que les éléments : Cu, Fe, Ni, Sn, Pb, Co sont néfastes. Si, Ti, Zn, Sb, Cd, Zr sont sans effet (Figure II. 6).



**Figure II.6 :** Effet des éléments d'addition sur le potentiel de corrosion d'aluminium.

Les éléments d'alliages existent sous deux formes dans l'aluminium :

- en précipités intermétalliques avec les autres éléments présents dans le métal.
- en solution solide, suivant leur solubilité dans le métal.

La corrosion des alliages est fortement liée aux potentiels de corrosion de ces composés, car ils sont une source de microgalvanisme et influent sur la piqûration de l'aluminium [27]. La mesure des potentiels de corrosion des particules intermétalliques est cependant difficile mais mesurable par le biais du microscope à force atomique (AFM) en raison de leur petite taille (<100  $\mu\text{m}$ ). Vargel et Reboul [27,28] ont cités les valeurs du potentiel de corrosion pour les particules intermétalliques dans un milieu de chlorures mais ils n'ont pas suivis l'évolution de ces potentiels en fonction de la concentration de NaCl, par contre les valeurs du potentiel de corrosion en fonction de la concentration de NaCl ont été rapportées par N. Birbilis et al

CHAPITRE II : CORROSION DE L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES EN GENERALE  
ET DES ALLIAGES D'ALUMINIUM-CUIVRE EN PARTICULIERS

[42], ces valeurs montrent que le potentiel des particules intermétalliques varie en fonction du milieu de corrosion.

**Tableau II.1:** a) potentiel des différentes particules intermétalliques, b) classement des séries alliages d'aluminium en fonction de leur résistance à la Corrosion, formes de corrosion généralement observées dans ces alliages d'après C.Vargel et M.C.Reboul [27,30].

Particule intermétallique /Seconde phase	ECORR (mVECS)
Si	-170
Al <sub>3</sub> Ni	-430
Al <sub>2</sub> Cu	-440
Al <sub>3</sub> Fe	-470
Al <sub>6</sub> Mn	-760
Al	-840
Al <sub>2</sub> CuMg	-910
MgZn <sub>2</sub>	-960
Al <sub>3</sub> Mg <sub>2</sub>	-1150
Mg <sub>2</sub> Si	-1190
Al <sub>8</sub> Mg <sub>5</sub>	-1240

(a)

Résistance à la corrosion ↑	Série	Eléments d'alliages	Particules intermétalliques ou secondes phases	Formes de corrosion généralement observées
	5000	Mg	Al <sub>2</sub> Mg <sub>2</sub> , Al <sub>5</sub> Mg <sub>5</sub>	Piqûres, généralisée, sous contrainte (pour Les forts taux en magnésium)
	1000	Aucun	Al <sub>2</sub> Fe, Al <sub>6</sub> Fe Al <sub>12</sub> Fe <sub>2</sub> Si <sub>2</sub>	Piqûres, généralisée dépend de la quantité de secondes phases
	6000	Si, Mg	FeSiAl <sub>5</sub> , Fe <sub>2</sub> SiAl <sub>5</sub> Al <sub>5</sub> Si <sub>6</sub> Mg <sub>2</sub> Fe, Mg <sub>2</sub> Si	Piqûres, généralisée,
	3000	Mn	Al <sub>6</sub> Mn, Al <sub>6</sub> MnFe	Piqûres, généralisée,
	4000	Si	Si	
	7000	Zn, Mg Ajout de Cu	MgZn <sub>2</sub>	Piqûres, généralisée, sous contrainte feuilletante, intrgranulaire (avec Cu)
	2000	Cu	CuFeMnAl <sub>6</sub> , Al <sub>2</sub> Cu Al <sub>2</sub> CuMg	Piqûres, généralisée, sous contrainte (sans traitement thermique), feuilletante

(b)

CHAPITRE II : CORROSION DE L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES EN GENERALE  
ET DES ALLIAGES D'ALUMINIUM-CUIVRE EN PARTICULIERS

**Tableau II.2 :** valeur du potentiel des particules intermétalliques en fonction de la concentration de NaCl D'après N. Birbilis et al [42].

Potentiel de corrosion mV/sce					
Stichométrie	Phase	0.01M	0.1M	0.6M	Note
Al <sub>3</sub> Fe	β	-493	-539	-566	
Al <sub>2</sub> Cu	θ	-592	-665	-695	
Al <sub>3</sub> Zr	β	-752	-776	-801	
Al <sub>6</sub> Mm	-	-839	-779	-913	
Al <sub>3</sub> Ti	β	-620	-603	-799	
Al <sub>32</sub> Zn <sub>49</sub>	T <sup>□</sup>	-1009	-1004	-1063	
Ag <sub>2</sub> Al <sub>3</sub>	β	-1124	-1013	-1162	
MgZn <sub>2</sub>	M, □	-1001	-1029	-1095	
Mg <sub>2</sub> Si	β	-1355	-1538	-1536	
Al <sub>7</sub> Cu <sub>2</sub> Fe	-	-549	-551	-654	
Mg(AlCu)	-	-898	-943	-936	
Al <sub>2</sub> CuMg	S	-956	-883	-1061	
Al <sub>20</sub> Cu <sub>2</sub> Mg <sub>3</sub>	-	-550	-565	-617	
Al <sub>12</sub> Mn <sub>3</sub> Si	-	-890	-810	-858	
Al (99.9999)	-	-679	-823	-849	A
Cu (99.9)	-	-177	-232	-220	A
Si (99.9995)	α	-450	-441	-452	A
Mg (99.9)	-	-1601	-1586	-1688	A
Mn (99.9)	-	-1315	-1323	-1318	A
Cr (99.0)	-	-495	-506	-571	A
Zn (99.99)	-	-985	-1000	-1028	A
Al-2%Cu	α	-813	-672	-744	B
Al-4%Cu	α	-750	-602	-642	B
7X75Matrix	-	-699	-799	-812	M
AA 7075-T651	-	-816	-965	-1180	X

**II.6- Potentiels de corrosion :**

Le potentiel standard d'électrode d'un couple redox  $Mn^{+n}/M$  est un paramètre thermodynamique, lié à l'enthalpie de la réaction et correspondant au transfert des n électrons à partir d'un atome du métal M, dans le cas de l'aluminium n est égal à 3 [43]. Ce potentiel représente un équilibre entre le métal et la solution. En réalité, dans un milieu aqueux, une électrode peut être le siège de plusieurs réactions électrochimiques liées à la solution et à la composition chimique du matériau. Dans ce cas, le potentiel métal/solution prend une valeur comprise entre les potentiels d'équilibre des diverses réactions : c'est le potentiel de corrosion  $E_{CORR}$  ou potentiel mixte. Il varie selon le milieu dans lequel est immergé le matériau et est directement relié à sa vitesse de corrosion. Celui-ci dépend des potentiels de tous les composants de l'alliage (potentiel des particules intermétalliques).

CHAPITRE II : CORROSION DE L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES EN GENERALE  
ET DES ALLIAGES D'ALUMINIUM-CUIVRE EN PARTICULIERS

**II.7 -Hétérogénéités conduisant à la corrosion localisée**

Les hétérogénéités conduisant à la corrosion localisée dans les alliages d'aluminium sont données par le Tableau II. 3.

**Tableau II. 3 : Hétérogénéités conduisant à la corrosion localisée [44].**

<b>Hétérogénéités dans le métal ou à sa surface</b>	<b>Site anodique du matériau</b>
Différences de structure métallique	Joints de grain, phases réactives (solutions solides, composés intermétalliques,...)
Différences dans l'état métallique liées aux traitements thermiques ou mécaniques	Etat écroui / état recuit Etat contraint / état non contraint
Discontinuités dans les films ou couches d'oxyde ou dans des revêtements cathodiques / métal	Zones exposées du métal au niveau des défauts de films passifs et revêtements cathodiques poreux
Crevasses, dépôts ou configurations géométriques induisant des différences de concentration en espèce réductible	En général, sites au contact du milieu le moins riche en espèce réductible
Métaux différents en contact (corrosion bimétallique)	Métal le plus actif potentiel le moins noble dans le milieu considéré
<b>Hétérogénéités de l'environnement</b>	<b>Site anodique du matériau</b>
Différences dans l'aération ou dans la concentration des espèces réductibles	Surface du métal au contact du milieu le moins riche
Différences de température	Métal au contact du milieu le plus chaud
Différences de vitesse du fluide	Métal au contact du milieu s'écoulant le plus vite
Différences de pH ou de concentration saline	Métal au contact du milieu le plus acide ou le plus concentré en sel

**II.8-La Corrosion des alliages de la série 2000 :**

De nombreuses études montrent que les alliages de la série 2000 sont susceptibles à différentes sortes de corrosion localisée, telles que corrosion par piqûres, corrosion intergranulaire, corrosion feuilletante et corrosion sous contrainte. La corrosion intergranulaire se produit aux joints de grains d'un matériau. Car un joint de grains présente des caractéristiques différentes de celle du grain lui-même. De plus, des phénomènes de

## CHAPITRE II : CORROSION DE L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES EN GENERALE ET DES ALLIAGES D'ALUMINIUM-CUIVRE EN PARTICULIERS

ségrégation et de précipitation peuvent se produire du fait de la différence énergétique entre joint et grains. La corrosion intergranulaire peut se manifester aux joints des grains ne contenant pas de seconde phase ou bien contenant une seconde phase essuie de la précipitation. Lorsque les précipités n'interviennent pas, la corrosion intergranulaire est alors uniquement liée à la composition et à la structure atomique du joint de grains, différentes de celles de la matrice. Ceci-dit la précipitation d'une seconde phase intergranulaire est un facteur fragilisant de la zone entourant les joints des grains. Ainsi, dans les alliages de la série 2000, les problèmes de corrosion intergranulaire sont en relation avec à la précipitation de particules intergranulaires riches en cuivre, souvent de type  $Al_2Cu$ , et dont la formation entraîne l'appauvrissement en cuivre de la zone adjacente au joint de grains considéré. Ces précipités riches en cuivre constituent des cathodes locales qui stimulent la dissolution de la zone appauvrie.

La corrosion feuilletante ou exfoliante d'un métal exposé à un environnement agressif est un type de corrosion qui provoque la délamination de l'alliage parallèlement à sa surface. Il est établi que l'attaque feuilletante de ce type d'alliage est étroitement liée à leur susceptibilité à la corrosion intergranulaire. Comme la corrosion intergranulaire, la corrosion feuilletante est de nature électrochimique et se traduit par la dissolution préférentielle des joints de grains.

Les produits de corrosion dont le volume est supérieur à celui du métal jouent alors le rôle de coin et provoquent le détachement de plans de grains allongés dû à la déformation dans le même plan, tels ceux qui existent dans les alliages laminés.

La corrosion sous contrainte résulte de l'action simultanée d'un environnement chimique agressif et de sollicitations mécaniques constantes ou lentement variables. Les alliages de la série 2000 y sont généralement très sensibles, surtout lorsqu'ils sont dans un état naturellement vieillis. Les chemins de propagation des fissures se situent au niveau des joints de grains, ce qui conduit à une corrosion de type intergranulaire. Comme dans le cas de cette dernière, la résistance à la corrosion sous contrainte d'un matériau est régie par les gradients de concentration de l'élément cuivre dans la solution solide au niveau des joints de grains.

La corrosion par piqûres par la dissolution du matériau dans certains sites discrets de la surface de manière très rapide, alors que l'essentiel de la surface n'est pas attaquée. Les piqûres engendrées se présentent sous forme de cavités de dimensions faibles mais de profondeur importante. Ce type de corrosion concerne la plupart du temps les matériaux passivables tels que les alliages aluminium-cuivre. Le potentiel de germination des piqûres

## CHAPITRE II : CORROSION DE L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES EN GENERALE ET DES ALLIAGES D'ALUMINIUM-CUIVRE EN PARTICULIERS

peut être défini en traçant la courbe potentiocinétique du matériau dans le sens des potentiels croissants. Ce potentiel correspond, sur le tracé, à une brusque augmentation du courant. Néanmoins, divers paramètres peuvent influencer la détermination de ce potentiel caractéristique, comme par exemple la vitesse de balayage en potentiel.



CHPITRE III : EFFET DE LA DEFORMATION SUR LA  
CORROSION

**CHAPITRE III**

**CHAPITRE III : EFFET DE LA DEFORMATION SUR LA CORROSION**

**III Introduction**

A l'échelle macroscopique et microscopique peu d'études ont été menées sur l'amorçage de la fissuration. Les études réalisées par certains chercheurs suggèrent que l'amorçage de la fissuration nécessite la présence d'une activité plastique localisée dans le matériau suffisamment pré-écroui. Cette dernière est 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, et dans ce cas en assiste à un teste de corrosion sous une contrainte, celle-ci peut être constante ou variable (teste de corrosion traction, teste de corrosion fatigue).

Ceci dit la difficulté d'amorcer les fissures introduisant une corrosion sous contraintes par des essais sous chargement statique a conduit les chercheurs à initier des testes non statiques (dynamique), soit des essais à vitesse de déformation imposée sous sollicitations dynamiques. Ces essais apportent de précieux indices sur l'amorçement de fissures et le développement de la corrosion sous contraintes.

En plus de l'amorçage de fissures et la propagation de ces dernières, la compréhension des mécanismes d'interaction entre le processus de corrosion et la plasticité des matériaux métalliques est importante et il faut le prendre en considération. Car la déformation plastique induit en plus des fissures, une modification de la densité et la distribution des dislocations (par le mouvement des dislocations et la création de dislocations fraîches), l'émergence des bandes de glissements et une formation d'un champ de contraintes à la surface du matériau.

Cette dernière réflexion nous permet de dire qu'il y a apparition de la corrosion sous contraintes en présence de fissures et en absence de fissures.

La plus part des études qui relie la corrosion à l'apparition des fissures ont été faites sur les aciers.

### **III.1 -Critères d'amorçage de fissures**

D'après les études entrepris par plusieurs chercheurs, les matériaux métalliques sont d'autant plus sensibles à l'amorçage de la fissuration que les contraintes et déformations sont localisées induit par un pré-écrouissage, c'est-à-dire une déformation préalable à la corrosion, cette dernière peut être en traction, en compression, en cisaillement, ou bien un couplage de ces types de sollicitations (laminage emboutissage, etc.....). L'effet du trajet de chargement est également important pour l'amorçage de la fissuration, par exemple une traction sous contrainte variable influe différemment sur le matériau que une traction sous contrainte constante. Le processus d'amorçage de la fissuration est fonction de l'oxydation externe (un film d'oxyde plus dure que le substrat peut ralentir l'apparition de la fissuration), de l'état de surface (un matériau poreux réagit différemment que un matériau non poreux, et la porosité représente un site favorable pour l'amorçage des fissures), et des interactions de la couche d'oxyde avec la localisation de la plasticité.

Le mode d'écrouissage est susceptible de modifier la sensibilité du matériau à l'amorçage la corrosion sous contrainte, un pré écrouissage complexe favorisant la fissuration IG [45, 46,47] car les joints intergranulaire sont plus fragile et représente le site favorable pour les défauts de structure, Herms et al [47] souligne que la valeur de la contrainte appliquée est également un paramètre important, mais reste secondaire par rapport au mode de pré écrouissage. L'effet de la contrainte dépend du volume du matériau plus le matériau st volumineux plus la contrainte doit être grande. Cette question représente un champ d'investigation très important, car le taux de déformation dépend de la contrainte appliquée.

Généralement, les fissures s'amorcent sur les premiers microns et changent par la suite de régime ou de nature de fissuration. Ceci dit le type de fissure n'est pas reconnu à l'initiation de la fissure. Une fois les conditions favorables sont réunies pour l'apparition de fissures, les fissures s'amorcent généralement de manière transgranulaire sur les 20 premiers  $\mu\text{m}$ <sup>3</sup>. Lorsque le mode d'écrouissage est complexe (exemple le laminage, l'emboutissage et l'estampage etc.....) et que la contrainte appliquée et la vitesse de déformation sont élevées, on peut assister à un mode de transition de fissuration TG  $\longrightarrow$  IG. Donc la nature de la fissure change et devient intergranulaire car la propagation de la fissure dépend du trajet quelle prend, les joints intergranulaires sont plus fragiles et constitués les chemins le plus facile pour la propagation des fissures.

Un critère d'amorçage peut donc ainsi être défini par la longueur des fissures (courtes) transgranulaires observées au début de la fissure.

Pour différencier entre l'amorçage et la propagation de fissures, Couvant et al [45] ont défini comme critère d'amorçage une profondeur de fissuration ne dépassant pas 50  $\mu\text{m}$  pour une taille de grain moyenne de l'ordre de 60  $\mu\text{m}$ . Au-delà de cette profondeur, une transition amorçage / propagation est donc définie. Ceci dit en parle de propagation de fissures si la fissuration traverse au moins deux grains. Ce choix est renforcé par les expérimentations qui rapportent une vitesse de fissuration plus rapide au-delà d'une profondeur de 50 $\mu\text{m}$ , car plus la longueur de fissure est grande plus la surface de propagation de la fissure restante est petite et vitesse devient plus grande. Cette profondeur étant sensiblement également égale à la taille moyenne des grains. La propagation a lieu, une fois que la fissure (courte) a franchi une barrière physique correspondant à un front de fissures.

Des considérations seuil tel que le seuil de dureté représentant un critère d'amorçage de fissure par exemple, sont nécessaire à l'amorçage des fissures et suggèrent qu'au niveau microstructural, il faudrait une densité de dislocation critique (les dislocations préexistantes et les dislocations fraîches obtenues après écrouissage) ainsi le pré-écrouissage du matériau permet d'accumuler des contraintes locales, et une densité de dislocation critique nécessaires à l'amorçage des fissures, car le stockage des dislocations dans le matériau correspond à un écrouissage.

### **III.1.1- La propagation de la fissure**

Les paramètres du matériau les plus importants, en ce qui concerne la sensibilité au phénomène de fissuration sont l'écrouissage et la sensibilisation par traitement thermique.

L'écrouissage se manifeste par des transformations microstructurales, dû à une vitesse de refroidissement et de déformation importante, mais également par l'accroissement de la dureté et de la limite d'élasticité. Lorsque le degré d'écrouissage croît, la limite d'élasticité croît également, et ainsi que la vitesse de propagation des fissures [48].

Les effets de l'écrouissage ont été très largement étudiés et recensés dans la littérature [47, 49, 50, 51,45]. Ce paramètre est important dans la fissuration par corrosion sous contrainte, certains chercheurs précisant que l'écrouissage est une condition nécessaire à la fissuration inter granulaire d'un matériau [52,45].

Herns et al [45,47] reportent que certains matériaux non écrouies ou hypereffortées peuvent être sensibilisées à la fissuration par Corrosion sous contraintes en présence d'un chargement dynamique (traction lente, fatigue oligocyclique), de conditions extrêmes de tri axialité (striction ou défaut dans le matériau) et une localisation macroscopique de la déformation (entailles périphériques, emboutissage en V). L'écrouissage constitue donc un

facteur fortement sensibilisant mais pas déterminant pour la fissuration par corrosion sous contraintes.

Les types d'érouissage les plus néfastes sont ceux impliquant un trajet de déformation alternatif traction/compression: le grenailage, emboutissage, fatigue oligocyclique [47, 52, 51,53] ou impliquant un trajet de déformation complexe : le grenailage ou le cisaillement [45]. Les chercheurs précise également que le mode de pré érouissage joue sur la nature inter ou transgranulaire de la rupture. Les modes de fissuration observés sont de type transgranulaire, mixte ou intergranulaire. Il subsiste un désaccord quant à la nature de ces faciès : en effet Couvant [45] observe le mode transgranulaire généralement lorsque le matériau n'est pas éroui ou éroui en déformation monotone et un mode mixte ou intergranulaire lorsque le matériau est déformé sous trajets complexes [45] tandis qu'Herms et al [47]. Met en évidence un faciès transgranulaire dans le cas des aciers pré érouis et un mode de fissuration intergranulaire pour les matériaux non initialement érouis [47]. Les conditions d'essais relativement diverses conduisant à chacun de ces modes de fissuration rendent délicates les comparaisons.

Nous retiendrons qu'un érouissage impliquant des trajets de déformation sévères favorise la propagation de fissures de corrosion sous contraintes dans certains milieux.

En conclusion, l'environnement de test, le mode de pré érouissage et la nature de la sollicitation mécanique sont les principaux paramètres impactant la propagation des fissures et induisant une corrosion sous contraintes.

### **III.2 -Influence de l'érouissage de surface**

Dans la perspective de l'étude de la réactivité de la surface, l'érouissage initial du matériau est important dans la mesure où il modifie le développement de la couche d'oxyde en surface. Il faut rappeler aussi que l'érouissage résultant d'une préparation de surface type polissage mécanique par exemple induit la présence de défauts de structure de type dislocations ou lacunes à la surface du métal. Cette question a été développé par N. Zazi et al [54] dans l'étude de l'effet de la méthode de préparation d l'alliage d'aluminium AA5083-H321, cette étude a montré que la réponse à la corrosion de l'alliage polis mécaniquement est complètement différente à celle du métal polis décapé chimiquement, et dans un autre article N. Zazi et al ont montré que les traitements thermomécaniques influes considérablement sur la corrosion de l'alliage AA5083-H321 [55], comparativement aux études d'autres auteurs sur le même alliage cette étude a montré que le type du traitement thermomécanique influe considérablement sur la corrosion, ce qui commun à tous ces auteurs c'est que cette différence

a été au fait que la forme des particules intermétalliques et l'état de contraintes au niveau de ces particules est différentes d'un échantillon ayant subi un traitement thermomécanique différent par rapport à un autre ayant subi un autre traitement.

### **III.3- Corrosion sous contraintes des métaux CFC**

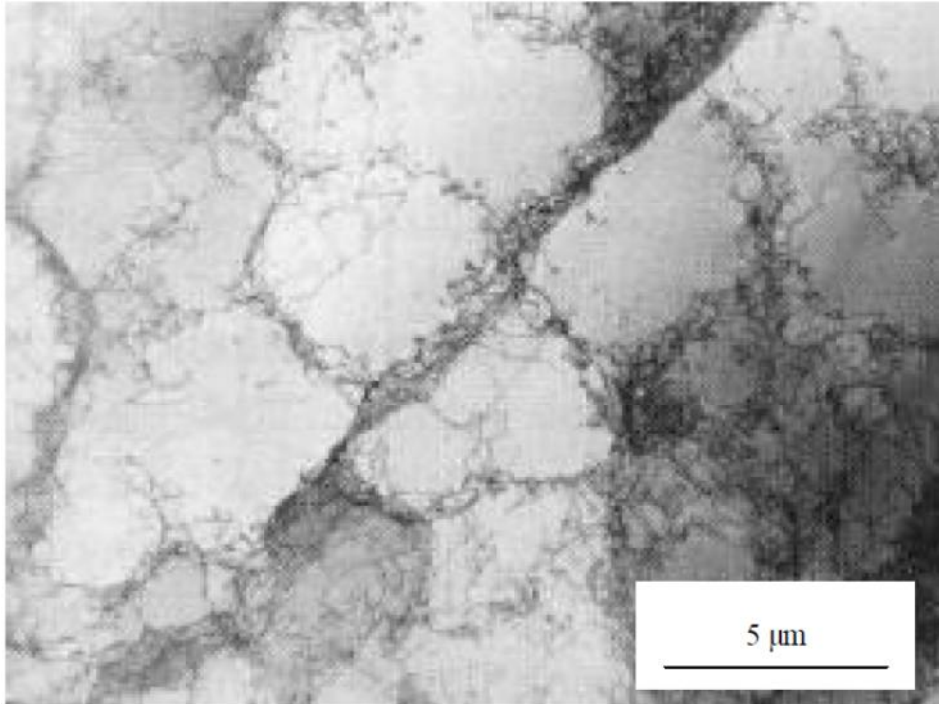
La corrosion sous contraintes des métaux (CFC), dont l'aluminium et ces alliages fait parti, est un mode d'endommagement structural complexe et difficile à modéliser même à un instant donné. En effet, il implique l'interaction entre les paramètres chimiques et électrochimiques, liées à la nature du métal et au milieu, des paramètres caractéristiques de la structure macroscopique et microscopique du métal. Cette dégradation fait intervenir deux types de réactions opérant conjointement : des réactions anodiques impliquant les phénomènes de dissolution-repassivation, et des réactions cathodiques impliquant des effets de l'hydrogène et de l'oxygène aussi. Pour le cas de l'hydrogène qui représente le paramètre le plus important dans la corrosion sous contrainte du fait qu'à son état atomique il peut facilement pénétré dans le réseau cristallin trois mécanismes principaux sont relatés dans la littérature :

- les interactions hydrogène-plasticité ;
- la rupture du film passif
- le mécanisme de mobilité de la surface.

Bien que l'effet de l'environnement sur le comportement mécanique soit bien étudié, l'influence de la déformation plastique sur le processus de dissolution et d'absorption n'est pas bien compris, peu travaux traite de cet effet il est reconnu que la corrosion sous contrainte correspond à des effets de synergie entre le processus de corrosion représenté par l'oxydation de la surface ou bien la dissolution des constituants du substrat et le champ de contraintes mécanique ( externe ou résiduel) en pointe de fissure qui apparait.

Par conséquent, il semble important d'identifier l'influence du comportement élastoplastique des métaux sur la morphologie des produits de corrosion et les cinétiques électrochimiques liées aux processus de corrosion (adsorption, dissolution, diffusion et passivation). Dans le cas particulier des processus de dissolution, quelques études de traction in-situ en milieu acide ont montré une augmentation de la densité de courant puis une diminution de celle-ci lorsque la déformation plastique augmente. L'émergence des bandes de glissement conduit à une modification de la rugosité de la surface (formation de microcrevasses à la surface du matériau) et à la rupture du film passif au cours de la sollicitation.

Des tentatives d'interprétations des résultats in-situ distinguent rarement les effets de la contrainte développant une plasticité localisée. Il est donc impossible de tirer des conclusions de tels résultats sans considérer une décomposition des effets à la déformation plastique en termes de contrainte, de dislocations et du champ de contraintes et de déformation. L'émergence des dislocations permettant la modification de la rugosité et de stabilité du film passif lors de la formation des bandes de déformation [56].



**Figure III.1 :** Structure de cellules de dislocations dans un alliage d'aluminium (d'après C. Perdrix) [57]

### **III-4 Influence du champ de contraintes élastiques sur la dissolution anodique**

L'influence du champ de contraintes peut être reportée sur le diagramme décrivant les états énergétiques successifs que traversent les cations métalliques avant de passer en solution. Le diagramme énergétique montre que dans le cas de la présence de contraintes, une partie de l'énergie nécessaire pour la dissolution est apportée par le travail mécanique du champ de contraintes mécaniques. Le rapport de la densité de courant du matériau contraint et le matériau non contraint est différent de 0 et la seule différence entre les deux matériaux est l'état de contraintes. Ceci dit il ya une différence entre le matériau contraint et non contraint en ce qui concerne les défauts cristallins [58,59].

### **III.5- Influence du nombre de dislocations et leurs distributions sur la dissolution anodique d'un métal**

Il est important de signaler que la réactivité d'une surface augmente avec l'augmentation de la densité des dislocations et du développement d'une structure hétérogène de dislocation. Ce phénomène est partiellement restauré lors de l'augmentation du niveau de déformation (c'est le cas du troisième stade de l'écroutissage) [58]

#### **III.5.1- Effet de la contrainte et de la densité des dislocations sur l'adsorption des espèces chimiques à la surface**

Les dislocations favorisent l'adsorption des espèces chimiques à la surface et peuvent entraîner un effet de gêne physico-chimique par la concentration des adsorbats. Cet effet est confirmé par le croisement de l'adsorption de l'hydrogène pour un matériau contraint.

#### **III.5.2- Effet de la rugosité de surface due à la déformation plasticité sur la dissolution d'un métal**

Un échantillon d'aluminium poli et ayant une surface miroir. Lorsqu'on le déforme, on voit apparaître sur sa surface externe, à partir d'un certain effort, des lignes parallèles qui sont espacées de quelques dizaines de nanomètres (Figure III.2.a). Une observation en coupe de la surface montre que ces lignes témoignent en fait de la déformation irréversible du matériau, cette déformation est due à un glissement de certains plans cristallin, à la manière de cartes glissant les unes sur les autres (Figure III.2.b). Si l'on poursuit la déformation, d'autres lignes se forment, ce qui traduit le déclenchement de glissements le long d'autres plans cristallographiques (Figure III. 2.a).

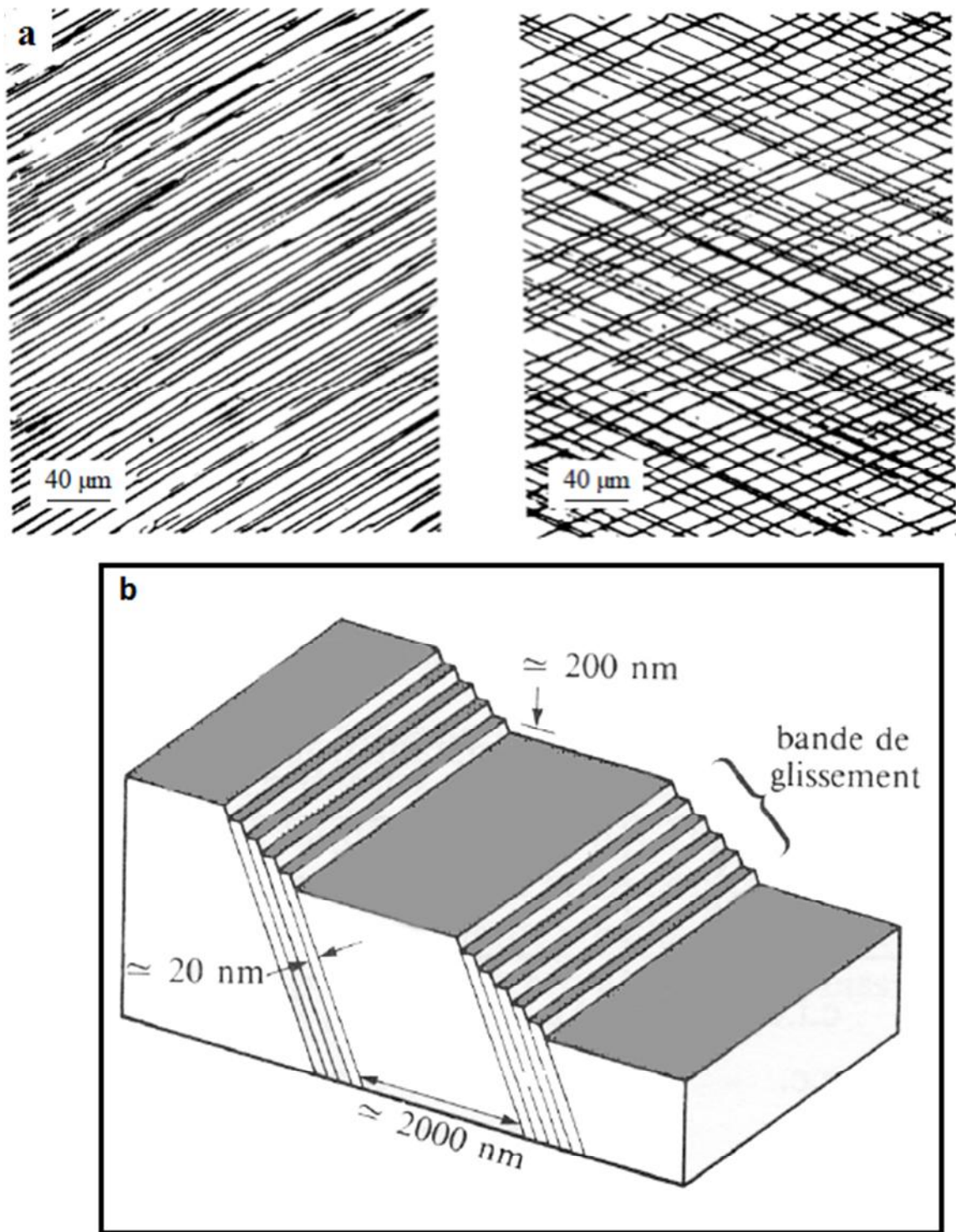
Donc la mise en évidence de modification des propriétés chimiques de la surface par la déformation plastique peut se faire par des essais de corrosion classique ou par les tests de corrosion in-situ. Cette modification à l'origine est liée à l'émergence des bandes de glissement comme il a été montré au-dessus (Figure III.2). Large et al [59] ont montrés que l'effet de la rugosité due à la déformation plastique est plus significatif que l'effet du champ de contraintes ou de l'augmentation de la densité des dislocations. X. Feugas et al [60] ont montrés que une déformation plastique de 5.8 % provoque la modification de la rugosité cette dernière induit une modification de la surface électro-active qui augmente la densité de courant de dissolution d'environ 36% comparativement à un état mécanique similaire sans



### CHAPITRE III : EFFET DE LA DEFORMATION SUR LA CORROSION

émergence de bandes de glissement. W.Li et al [61] ont démontré aussi que la morphologie de la surface peut modifier considérablement le comportement électronique caractérisé par l'énergie d'extraction des électrons et par conséquent affecté de façon marquante les processus de corrosion. Ceci dit la rugosité liée à l'émergence des bandes de glissement favorise le processus de dissolution anodique d'un métal.

Un processus de déformation plastique peut être décrit comme une création de nouvelles dislocations (dislocations fraîches) suivie de leur déplacement. A l'issue de ce déplacement les dislocations peuvent être stockées dans le matériau déboucher à la surface libre en créant une marche ou s'annihiler avec une dislocation déjà présente à la surface et de signe négatif par rapport à celle-ci.



**Figure III.2 :** Schéma de la formation de bandes de glissement a) lignes de glissement apparaissant à la surface d'un échantillon d'aluminium quasi pur [62], b) schématisation des bandes de glissement.

### **III.5.3- Importance des lacunes dans la montée des dislocations**

Une dislocation animée d'un mouvement de montée positive consomme les lacunes environnantes, ce qui modifie la concentration des lacunes qui s'écarte de la valeur à l'équilibre, il est évident que si la concentration locale des lacunes décroît, il sera d'autant plus difficile de faire monter une dislocation. Alternativement si on place une dislocation dans un cristal sursaturé en lacunes, celle-ci aura tendance à monter pour absorber ses lacunes et en ramener la concentration à l'équilibre. Ces interactions se traduisent par une force chimique ou osmotique. De ce fait lorsque la déformation augmente le nombre de lacunes augmente et les dislocations sont en mouvement et lorsque il n'est y a plus de lacunes les dislocations ne se déplacent plus jusqu'à ce que des lacunes fraîches sont créées par les contraintes appliquées ainsi de suite [60].

### **III.6- Mécanismes de dissolution– repassivation**

La fissuration par corrosion sous contrainte en milieu aqueux résulte de l'interaction entre les paramètres de microstructuraux et macrostructuraux du métal ou de l'alliage (dislocations, l'apparition du plan de glissement à la surface provoquant une rugosité de surface), des paramètres liés à la sollicitation mécanique, externe ou internes (champ contraintes résiduelles) et des propriétés chimiques et électrochimiques du milieu. En effet, les réactions électrochimiques d'oxydoréductions sont essentielles dans le mécanisme de fissuration. Elles sont le point de départ indiqué dans la plupart des modèles prédictifs de la corrosion sous contraintes [63, 64, 65,66]

La corrosion en milieu aqueux met en présence un électrolyte et un alliage métallique qui résulte par un échange d'ions entre l'anode et la cathode en traversant la solution.

Un métal M de valence n en milieu aqueux peut être le siège des deux types de réactions:

Une réaction de dissolution anodique d'oxydation du métal dans l'électrolyte et la cession d'ions au milieu de potentiel d'équilibre  $E_a$



Une réaction cathodique de réduction d'oxydants présents dans le milieu de potentiel d'équilibre  $E_c$  nécessaire à la réaction cathodique car les ions libérés sont captés par les oxydants, les plus représentés étant:

### CHAPITRE III : EFFET DE LA DEFORMATION SUR LA CORROSION

- $\text{Ox}^{n+} + n\text{e}^- \rightarrow \text{Red}$  (4)
- Par l'action oxydante de l'eau  $2\text{H}_2\text{O} + 2\text{e}^- \longrightarrow \text{H}_2 + 2\text{OH}^-$  ou  $\text{H}^+ + 2\text{e}^- \longrightarrow \text{H}_2$  (5)
- Par l'action oxydante de l'oxygène  $\text{O}_2 + \text{H}_2\text{O} + 4\text{e}^- \longrightarrow 4\text{OH}^-$  ou  $\text{O}_2 + 4\text{H}^+ + 4\text{e}^- \longrightarrow 2\text{H}_2\text{O}$  (6)

Ces réactions se caractérisent par les densités de courant échangées et les potentiels d'équilibre cathodique ( $E_c$ ), et anodique ( $E_a$ ).

Au potentiel libre, il se produit un échange ionique entre le métal et la solution, dans ce cas les cinétiques d'oxydation du réducteur et de réduction de l'oxydant sont similaires.

Lorsqu'un potentiel extérieur différent du potentiel cathodique d'équilibre  $E_c$  (qui est le potentiel affecté à un métal inattaquable plongé dans une solution contenant un système oxydo/réducteur) est appliqué, on provoque une réaction anodique ou une réaction cathodique selon que le potentiel  $E$  appliquée est supérieur ou inférieur au potentiel d'équilibre  $E_c$ .

La courbe de polarisation globale de la réaction est obtenue en sommant celles individuelles des réactions d'oxydation et de réduction. Le potentiel  $E_c$  pour lequel le courant est nul correspond au potentiel de corrosion, caractéristique de la dissolution anodique.

CHAPITRE VI : PROCEDURES ET TECHNIQUES  
EXPERIMENTALES

# CHAPITRE VI

## CHAPITRE IV : PROCEDURE ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

### IV -Introduction

Dans ce chapitre sera d'abord présenté l'alliage que nous avons étudiés et sa composition chimique, et la méthode utilisée pour la coulée suite à une seconde fusion, les techniques de préparation des échantillons pour les différents essais, ensuite nous citons les différents traitements mécaniques et les différentes techniques de caractérisation.

On a également décrit les techniques d'analyse utilisée pour la caractérisation des échantillons ; la microscopie optique ; la microscopie électronique à balayage ; la micro-dureté ; la diffraction des rayons X, et la chrono-potentiométrie.

### IV.1 -L'alliage étudié

La série d'alliage d'aluminium AA2XXX, constituée de l'élément d'alliage principal qui est le cuivre. Celui-ci est l'origine de l'augmentation des propriétés mécaniques en raison de la formation de précipités durcissant correspondant aux phases métastables  $\theta''$  et  $\theta'$ , de composition proche de la phase stable  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu.

Les propriétés mécaniques peuvent encore être augmentées par l'ajout du magnésium en quantité suffisante, ce qui va permettre la formation d'autres précipités durcissant correspondant à d'autres phases métastables tels que  $S''$  et  $S'$ ; la phase stable S-Al<sub>2</sub>CuMg, est non durcissant. Les précipités fortement durcissant sont généralement présentés sous forme de plaquettes de petites tailles ( $\approx 100$  nm), réparties de manière homogène dans tout le matériau.

En plus de ces phases des particules intermétalliques de taille plus importante (10 à 30  $\mu$ m) formées lors de la solidification de l'alliage. Elles sont composées d'éléments d'alliage (Al, Cu, Mg) et d'impuretés (Fe, Mn) qui existent d'une façon systématiques dans les alliages d'aluminium. Il existe deux types de particules intermétalliques grossières : les particules de phase S contenant les éléments Al, Cu et Mg et celles composées des éléments Al, Cu, Mn, Fe.

L'alliage étudié est un alliage d'aluminium-cuivre, de provenance industrielle, de forme cylindrique de diamètre de 40 mm et de longueur de 6 mètres élaboré par coulée. Dans cette étude nous désignons cet alliage par la lettre « A ».

Des échantillons de longueur de 40 mm ont été coupés par le biais d'une scie mécanique.

## Chapitre IV : PROCEDURES ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Certains échantillons ont été caractérisés avant et après avoir subis de petites déformations sans modification de leur état métallurgique de provenance.

D'autres échantillons ont été caractérisés avant et après avoir subis des déformations suite à une deuxième fusion et coulée dans un moule métallique de forme cylindrique au laboratoire de science des matériaux du département de génie mécanique de l'université Mouloud MAMMARI de Tizi-Ouzou. Ces échantillons ont un diamètre de 20 mm et une longueur de 20mm.

L'analyse chimique effectuée sur l'alliage de provenance industrielle indique seulement la concentration des éléments principaux et de concentration élevée (%Cu=4.5%, %Mg=1.5%, %Mn=0.6%).

Cet alliage est un alliage de durcissement structural (par précipitation), celui-ci est à l'origine des interactions des précipités avec les défauts de structures (défauts ponctuels, dislocations fraîches ou non, joints des grains et les précipités).

Nous tenons à signaler que dans les alliages de la série 2000 il y a une présence de précipités intragranulaires voire intergranulaires. Donc ces alliages sont constitués de micropiles entre la matrice et les précipités intragranulaires, et entre la matrice et les précipités intergranulaires.

### **IV.2- Echantillons de provenance industrielle**

Les longueurs exactes des échantillons sont mesurées par le biais d'un pied à coulisse, quatre mesures par échantillon ont été effectuées, le Tableau (IV.1) résume les mesures de la longueur des différents échantillons et donne la valeur moyenne de la longueur de chacun de ces échantillons avant la compression.

**Tableau : IV.1** Les longueur des échantillons de provenance industrielle avant la compression

N° d'échantillon	Première mesure (mm)	Deuxième mesure (mm)	Troisième mesure (mm)	Quatrième mesure (mm)	Moyenne des mesures (mm)
1	39.80	39.82	39.80	39.84	39.82
2	39.92	39.98	39.96	39.98	39.96
3	40.10	40.08	40.09	40.13	40.10
4	39.90	39.93	39.83	39.86	39.88
5	39.97	39.98	39.98	39.99	39.98
6	39.89	39.90	39.88	39.90	39.89
7	39.87	39.87	39.98	39.99	39.93
8	39.96	39.98	39.95	39.93	39.95
9	39.90	39.85	39.87	39.86	39.86
10	40.06	40.04	39.98	39.94	40.005

**IV.2.1-Déformation par compression**

Neuf échantillons parmi les dix (représentés par le Tableau IV.1) ont subi une déformation par compression à l'aide d'une machine de traction de marque OEHLGASS de force maximale de 120kN, celle-ci est représentée par la Figure IV.1

Les densités volumétriques de compression ( $d_{VC}$ ) utilisées sont : 1.98 kN/cm<sup>3</sup>, 2.088 kN/cm<sup>3</sup>, 2.28 kN/cm<sup>3</sup>. Les temps de maintien à la densité de compression ( $t_m$ ) sont 1minute, 2 minutes, 10 minutes.



**Figure IV.1** : Machine utilisée pour la compression des échantillons



**Après la compression**

**Tableau IV .2** Les longueurs des neuf échantillons après la compression

N° de l'échantillon	$d_{vc}$ (kN/cm <sup>3</sup> )	$t_m$ (min)	Première mesure (mm)	Deuxième mesure (mm)	Troisième mesure (mm)	Quatrième mesure (mm)	Moyenne des mesures (mm)	Taux de compression %
1	1.98	1	39.79	39.76	39.78	39.82	39.79	0.0753
2	1.98	2	39.83	39.88	39.93	39.88	39.88	0.2002
3	1.98	10	40.00	39.99	39.98	39.94	39.99	0.2743
4	2.088	1	39.83	39.82	39.79	39.78	39.805	0.1567
5	2.088	2	39.89	39.86	39.87	39.90	39.88	0.2501
6	2.088	10	39.79	39.79	39.76	39.78	39.78	0.3007
7	2.28	1	39.81	39.77	39.78	39.79	39.79	0.2256
8	2.28	2	39.83	39.84	39.83	39.86	39.84	0.2753
9	2.28	10	39.72	39.74	39.73	39.77	39.76	0.4010

**IV.3-Echantillons de deuxième fusion**

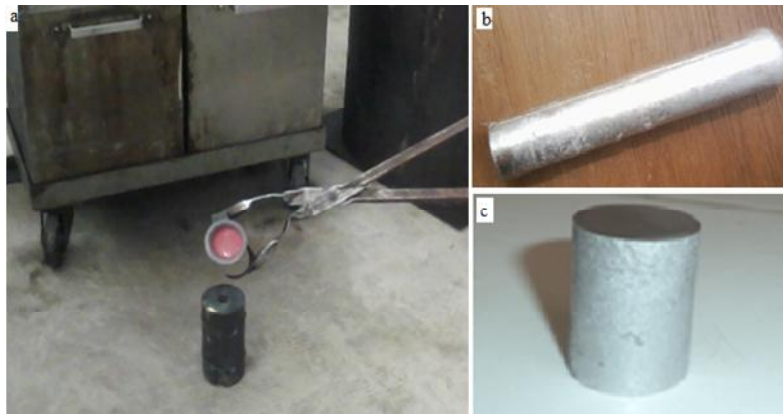
On a moulé 4 échantillons sous forme cylindrique de deuxième fusion ont été élaboré à partir des échantillons de l'alliage « A », la deuxième fusion a été effectuée à une température de 700°C électrique à chambre horizontale (Figure IV.2), la température maximale de ce four est de 1200°C. L'erreur relative de température mesure par ce four et de ±20°C. La deuxième fusion a été effectuée dans un moule en graphite et coulée par gravitation dans un moule métallique cylindrique démontable (Figure IV.3) Le moule en graphite a été positionné au milieu de la chambre du four et la coulée a été effectuée un quart d'heure après avoir atteint 700°C. Après coulée l'échantillon obtenu a été coupé en trois parties égales.



**Figure IV.2 :** Four électrique à chambre horizontale



**Figure IV. 3 :** Moule métallique



**Figure IV.4 :** coulée de l'alliage : a) opération de coulée, b) échantillon après coulée, c) échantillon découpé.

La longueur des 4 échantillons avant et après compression a été mesurée par le biais d'un pied à coulisse. Le Tableau IV.3 et le Tableau IV.4 donnent la longueur des échantillons avant et après compression respectivement.

**Tableau IV.3** : Longueur des 4 échantillons avant la compression

N° d'échantillon	Première mesure (mm)	Deuxième mesure (mm)	Troisième mesure (mm)	Quatrième mesure (mm)	Moyenne des mesures (mm)
1	21,09	21,04	21,03	21,04	21,050
2	20,9	20,89	20,87	20,87	20,882
3	21,07	21,08	21,09	21,07	21,077
4	18,89	18,90	18,93	18,87	18,897

**Tableau IV.4** : Les dimensions des 4 échantillons après la compression

N° d'échantillon	$d_{VC}$ (kN/cm <sup>3</sup> )	$t_m$ (min)	Première mesure (mm)	Deuxième mesure (mm)	Troisième mesure (mm)	Quatrième mesure (mm)	Moyenne des mesures (mm)	Taux de compression %
2	9.55	1	20,90	20,87	20,84	20,91	20,880	0.807
3	7.96	1	20,81	20,82	20,80	20,83	20,815	0.320
4	6.36	1	21,01	21,02	21,00	21,04	21,012	0.308

#### **IV.4 -Caractérisation de la structure du matériau**

Vue l'importance du rôle joué par les composants de la structure au cours des phénomènes de corrosion et notamment de corrosion localisée. Ainsi, il semble nécessaire de connaître avec précision l'état microstructural de l'alliage d'étude. De façon à en obtenir une description précise, deux techniques de microscopie ont été utilisées :

- la microscopie optique (MO) ;
- la microscopie électronique à balayage (MEB).

Ces techniques ont été utilisées pour caractériser les défauts de corrosion développés suite aux différents essais de corrosion.

##### **IV.4.1- La microscopie optique (MO)**

La microscopie optique a été utilisée dans ce travail comme première technique d'observation des différents échantillons avant et après 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 de l'environnement corrosif

(la corrosion). Pour caractériser la surface par microscopie optique, les échantillons sont polis jusqu'à l'obtention d'une surface dite « polie miroir » avant les essais de corrosion et avant la compression. Tandis qu'après la compression la caractérisation par microscopie optique est effectuée sans polissage, pour pouvoir caractériser la présence des bandes de cisaillement et de glissement des plans constituant le matériau. Les échantillons polis sont d'abord dégrossis polis mécaniquement à l'aide de papiers abrasifs de granulométrie variant entre 120 et 4000. Ensuite, un polissage à l'aide de l'alumine sur un drap permet d'obtenir les surfaces polies miroir. Le lubrifiant à toutes les étapes du polissage est l'eau déminéralisée. Bien entendu, après les essais de corrosion, aucune préparation de surface n'est réalisée avant l'observation des échantillons. Le microscope optique a permis également d'observer les phases, celui-ci est associé à un logiciel d'analyse d'images permettant d'en déterminer la taille des composés de la structure et permet aussi d'avoir une vision du profil de la surface et de rugosité. Dans certains cas, préalablement à l'observation, une attaque chimique est réalisée à l'aide du réactif de Keller afin de révéler la microstructure de l'alliage sur l'ensemble de l'échantillon. Cette attaque métallographique est réalisée sur des surfaces dites « polies miroir » obtenues en suivant la même gamme de polissage que celle décrite précédemment.

La composition du réactif de Keller est:

- Acide fluorhydrique (HF) : 2 ml
- Acide chlorhydrique (HCl) : 3ml
- Acide nitrique (HNO<sub>3</sub>) : 5 ml
- Eau distillée (H<sub>2</sub>O) : 180 ml

Les observations ont été réalisées avec un microscope optique de marque Hund (WETZLAR) relié à un PC et équipé d'une caméra photographique qui permet l'obtention d'un grand nombre de photos des différentes microstructures avec différents grossissements. (40, 100, 200, 400) (Figure IV.5).



**Figure IV.5 :** Microscope optique utilisé

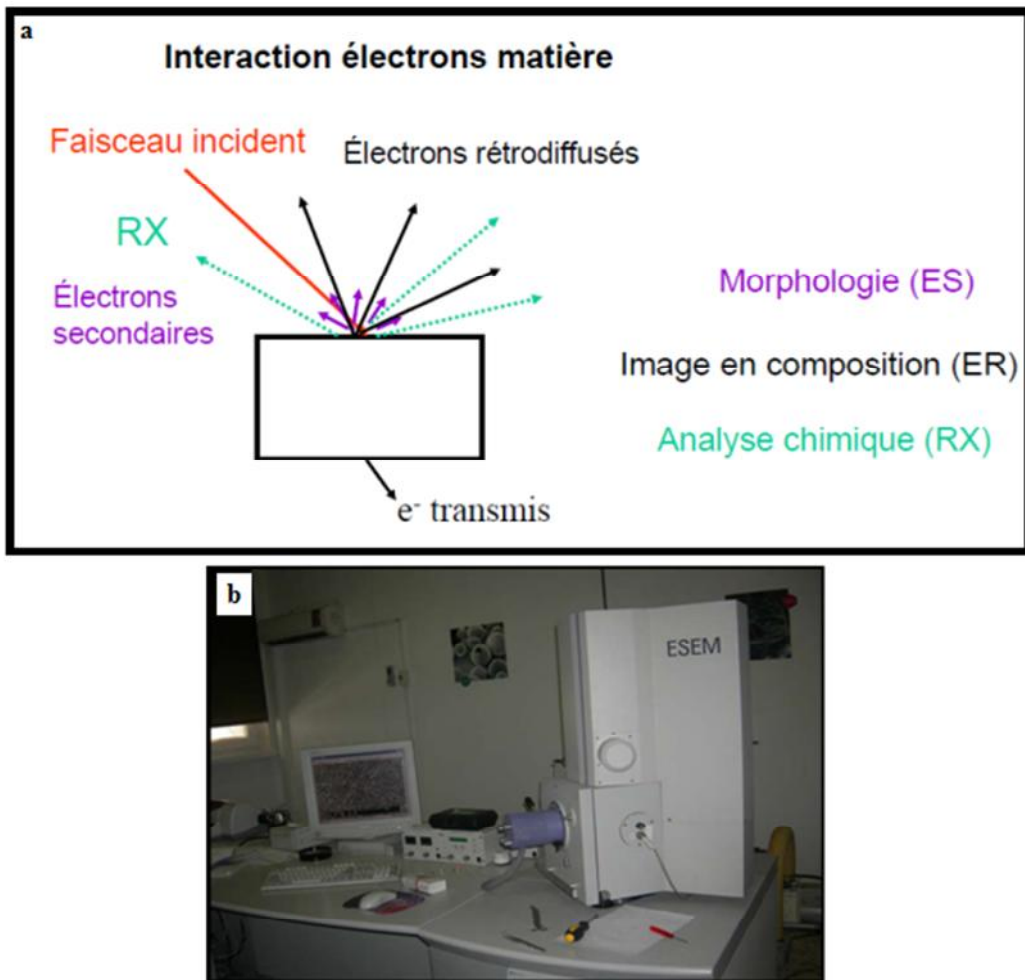
#### **IV.4.2- La microscopie électronique à balayage (MEB)**

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 Philips ESEM–XL30SEM (Figure IV.6). Le MEB a été utilisé pour l'observation détaillée des surfaces du matériau, des défauts de structure et de corrosion.

##### **VI.4.2.1- 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 :( Figure IV.6)

- 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.



**Figure IV.6 :** a) interaction électrons matière b) Microscope électronique à balayage

#### **IV.5-Techniques expérimentales de caractérisation du comportement à la corrosion**

La corrosion de ces alliages est principalement due à la présence de couplages galvaniques entre la matrice, composée d'une solution solide de cuivre, magnésium, du manganèse et du fer dans l'aluminium, et les autres phases constituants l'alliage, ces dernières sont riches en éléments d'alliages. Le couplage galvanique peut induire plusieurs types de corrosions localisées, telles que la corrosion par piqûres, la corrosion intergranulaire, ...etc.

L'étude de la morphologie la corrosion intergranulaire et la corrosion par pique ...etc. a été étudiée, avant et après compression des échantillons de l'alliage, par des essais d'immersion dans des solutions de NaCl de différentes concentrations (0%, 0.3%, 3%), durant une durée de corrosion allant jusqu'à une semaine. Cette étude a été réalisée en utilisant la microscopie optique et microscopie électronique à balayage.

L'étude de la sensibilité à la corrosion localisée ou généralisée des matériaux et la compréhension des mécanismes de corrosion de ces matériaux sont basées sur la mise en

œuvre de techniques électrochimiques stationnaires conventionnelles. La cinétique de la corrosion du matériau a été étudiée pour les échantillons avant et après compression par des essais d'immersion dans des solutions de NaCl de différentes concentrations (0% ,0.3%,3%) durant une semaine de corrosion.

Les techniques électrochimiques utilisées nécessitent un montage à deux et dans certains cas à trois électrodes, à savoir une contre-électrode de platine, une électrode de référence au en Ag/AgCl et enfin une électrode de travail c'est-à-dire l'échantillon d'étude, toutes trois reliées à un potentiostat. L'appareil utilisé est un potentiostat relié à un système d'acquisition de données. Tous les essais de chronopotentiométrie et de voltampérométrie ont été réalisés sur des électrodes de travail préalablement polies. L'ensemble des essais de caractérisation du comportement électrochimique a été réalisé à température ambiante (25°C). Les solutions représentant l'électrolyte sont préparées à partir de chlorure de sodium solide de pureté 99,9%.

### **IV.5.1- La chronopotentiométrie (mesure du potentiel de la corrosion libre)**

La chronopotentiométrie ou mesure d'OCP (Open Circuit Potential) est une technique électrochimique qui consiste à mesurer le potentiel libre de l'électrode au cours du temps d'immersion dans l'électrolyte sans courant imposé. Ce test montre que le potentiel prend une valeur notée  $E_{corr}$  correspondant au potentiel de corrosion du matériau à chaque instant  $t$ , celui-ci n'est pas la valeur de  $E_{corr}$  que l'on peut obtenir à partir du tracé des courbes  $E = f(i)$  (voir voltampérométrie). Dans le cadre de ces travaux, des mesures d'OCP d'une durée allant jusqu'à une semaine ont été effectuées. Le pas de mesure des valeurs du potentiel de corrosion est important, surtout au début de la corrosion. C'est pour cette raison que nous avons choisi un faible pas à l'immersion. Ce test a été effectué avec un montage de deux électrodes, l'électrode de référence d'Ag/Agcl et l'électrode de travail. Les électrodes de travail sont constituées par les échantillons de l'alliage assemblés avec serrage au conducteur après perçage. Seulement une surface plane de l'échantillon est en contact avec l'électrolyte, ceci-dit le reste de surface a été recouvert par un adhésif (Figure IV.7). La distance entre l'électrode de travail et l'électrode de référence a été respectée, pour tous les tests de mesure du potentiel de la corrosion libre.



**Figure IV.7 :** Electrode de travail

#### **IV.5.2- Essais du couplage galvanique**

Des essais de couplage galvanique ont aussi été réalisés dans des conditions expérimentales analogues aux essais électrochimiques. Dans ce cas-là, on utilise un montage à 2 électrodes constituées par une électrode de alliage étudié brut de coulée couplé avec une électrode de l'alliage ayant subi une compression suite à la coulée. Le but est ici d'identifier la différence du potentiel entre les électrodes ayant subis une compression et celui n'ayant pas subi une compression afin de mieux comprendre les phénomènes de corrosion liés à la microstructure de ce type d'alliage.

Une des deux électrodes prendra la position de cathode et l'autre la position d'anode.

#### **IV.6- Mesures de dureté sous charges réduites**

Afin d'estimer l'évolution des caractéristiques mécaniques de l'échantillon après une coulée à l'air libre et l'effet de la déformation de l'alliage, des mesures de dureté Vickers à charges réduites (200g) sont réalisées après un polissage mécanique de la surface des échantillons. Les échantillons ayant fait l'objet de ces mesures sont des cylindres de diamètre 3cm et 2cm et de longueur 3cm et 2cm respectivement.

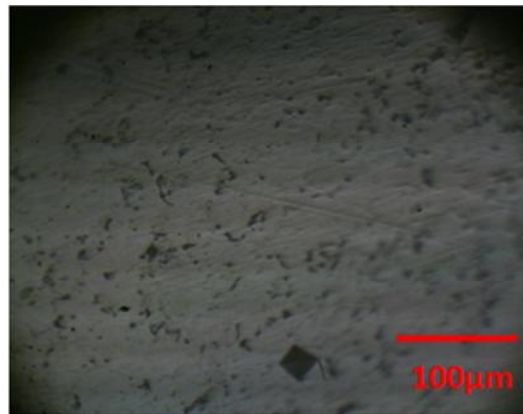
La mesure de la microdureté a été réalisée par le biais du duromètre ZWICKROELZHV1M Model Tester. 5 tests de dureté ont été effectués par échantillon (Figure IV.8-9).

L'échantillon 1 obtenu après une deuxième fusion a été investigué par la dureté en fonction du temps. Car les échantillons ont été coulés à l'air libre à partir de la température de



fusion. Sachant que l'alliage aluminium-cuivre est un alliage de durcissement structural, cette investigation été obligatoire.

La dureté est le premier indice sur l'état de contraintes résiduelles à la surface du matériau. Ceci dit l'état de contraintes résiduelles à la surface du matériau ne représente en réalité que l'énergie à la surface du matériau. Le phénomène de corrosion est un phénomène impliquant une diminution d'énergie interne. Donc en quelque sorte la dureté représente le premier indice sur l'état énergétique de la surface.



**Figure IV.8 :** Empreinte obtenue par microdureté (G200)



**Figure IV.9 :** Duromètre ZWICKROELZHV1M Model Tester

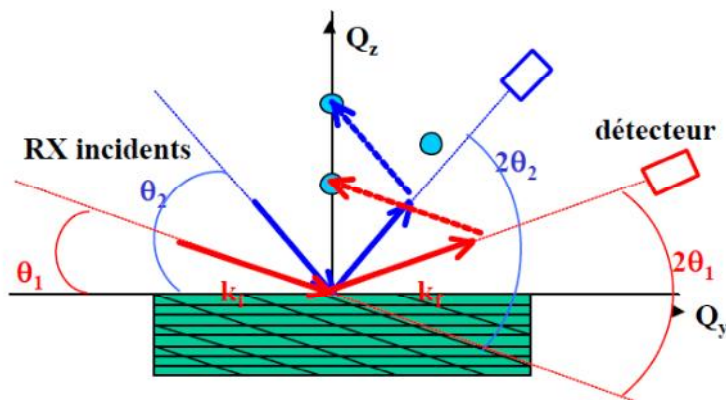
### IV.7- Diffraction des rayons X

Les rayons X sont des radiations électromagnétiques de nature ondulatoire. Ils résultent du choc d'électrons contre une anticathode métallique suite à ce choc uniquement 1% de l'énergie du rayonnement est transformée en énergie de radiation X, le reste est transformé en chaleur. Et lorsqu'un faisceau de rayons X tombe sur la surface d'un matériau, une partie de l'énergie est absorbée et l'autre est transmise ou diffusée : c'est celle qui nous intéresse dans le domaine de la diffraction des rayons X.

La diffraction des rayons X permet d'étudier le réseau réciproque. C'est une technique avec une sonde large et fixe. La taille typique d'un faisceau RX est de 1 cm x 50  $\mu\text{m}$  avec une pénétration de quelques dizaines de microns. C'est une méthode non destructive qui ne nécessite pas de préparation de l'échantillon.

La condition de diffraction d'un plan d'un plan (hkil) est donnée par la loi de Bragg:  
 $2d(hkil) \sin \theta = n\lambda$  longueur d'onde,  $d(hkil)$  distance interréticulaire des plans (hkil)  
 $Q = k_f - k_i$ ,  $Q$  vecteur du réseau réciproque,  $k_i$  vecteur d'onde incident,  $k_f$  vecteur d'onde final  
 $|Q| = 1/d$ ,  $|k| = 1/\lambda$ .

Ainsi le matériau va émettre un rayonnement de même longueur d'onde que le rayonnement incident mais dans des directions différentes de celle du faisceau incident (Figure IV.10). Chaque atome va être la source d'un rayonnement diffusé et l'onde observée dans une direction donnée sera la résultante de la superposition des ondes provenant de chaque atome. L'intensité des ondes élémentaires émises par chaque atome est très faible. Pour qu'elle soit suffisante, il faut que les ondes diffusées par les atomes d'un même cristal soient en concordance de phase.



**Figure IV.10:** Principes de diffraction des rayons X

Ainsi, la caractérisation par DRX nous permettra de sonder les couches de faible épaisseur afin d'avoir quelques propriétés de ces dernières, telles que le paramètre de maille, les plans cristallins, la taille des grains, l'orientation préférentielle, ...etc.

### **IV.7.1- Production des rayons X**

Une tension de plusieurs kilovolts est appliquée entre un filament chauffé et une anode en cuivre pour la production des électrons et les propulser sur l'anode. Le ralentissement de ces particules dans le cuivre va produire un spectre de rayonnement X par émission de photons de désexcitation de ce matériau. Un monochromateur permet ensuite de sélectionner une plage d'énergie. Dans cette étude les raies utilisées sont les plus énergétiques  $K\alpha_1$  et  $K\alpha_2$  du cuivre, correspondant respectivement à 8,049 et 8,018 keV. La longueur d'onde  $\lambda$  du rayonnement est de l'ordre de 1,54 Å. Ce monochromateur, et un système de fentes d'ouvertures, permettent de focaliser le faisceau sur un échantillon.

Les expériences de diffraction des rayons X ont été réalisées afin de mettre en évidence l'influence de la déformation par compression sur la microstructure de l'alliage (Al-Cu) de fonderie étudié, dans le but de pouvoir corréler les paramètres microstructuraux et le comportement à la corrosion de cet alliage.

### **IV.7.2- Conditions de travail**

Les analyses DRX ont été effectuées à température ambiante sur les échantillons en alliages d'aluminium-cuivre, L'enregistrement a été réalisé pas à pas, avec un temps de comptage d'une seconde par pas dans la gamme  $5^\circ \leq 2\theta \leq 120^\circ$ .

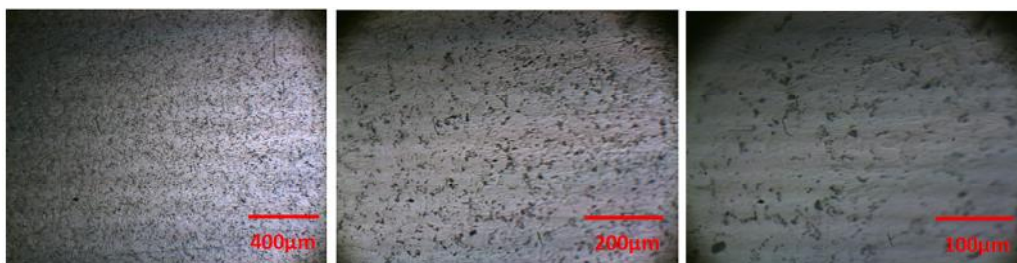
## CHAPITRE V : INTERPRETATION DES RESULTATS

# CHAPITRE V

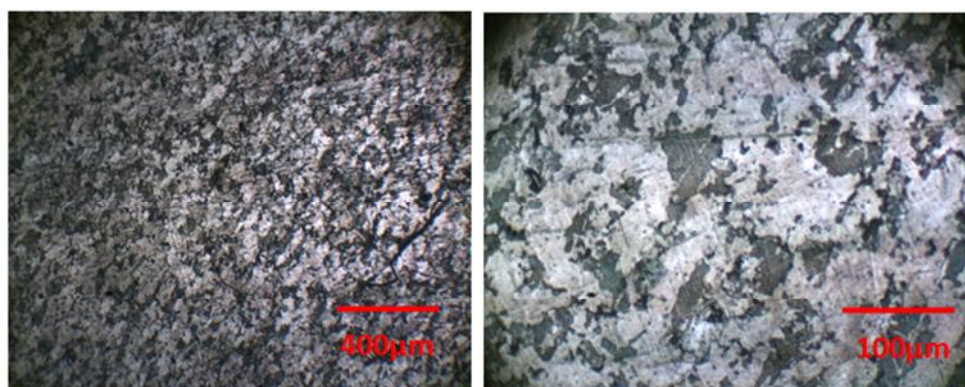
CHAPITRE V : RESULTATS ET INTERPRETATION

**V.1-Caractérisation microscopique de l'alliage de provenance industrielle**

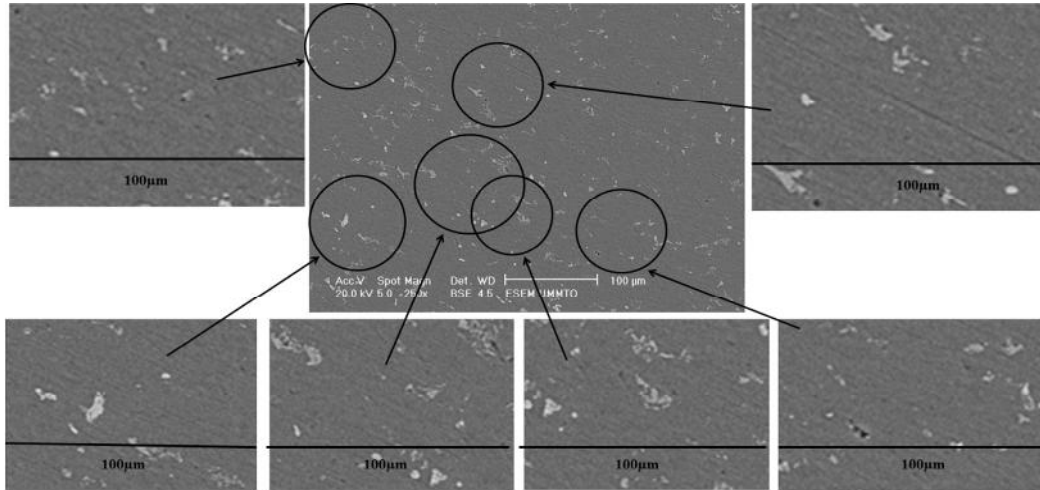
Les (Figures V1-4) représentent la microstructure de l'alliage de provenance industrielle, la première figure (Figure. V.1) à été obtenue pour l'alliage poli est non attaque, révèle la présence de deux types de particules intermétalliques, une grise et l'autre sombre, ces particules ont une dimension d'environ 10µm selon C.Blanc [1] ces particules sont des particules, qui se forment lors de la décomposition de l'eutectique pendant la solidification, celles-ci contiennent souvent du fer ( $Al_7Cu_2Fe$  et  $(Fe, Mn)Al_6$ ), nous pensons que c'est le cas, car le fer est inévitable dans les alliages d'aluminium surtout les alliages de recyclage, et même à l'état impurité il forme des particules intermétalliques avec l'aluminium et les autres additions et éléments présent dans les alliages d'aluminium. La (Figure V.2) représente la microstructure de l'alliage obtenue après polissage et attaque par le réactif de Killer nous a permet de délimiter les grains de la microstructure. Les (Figure V.3-4) représentent des images MEB obtenues par le mode d'électrons rétrodiffusés, montrent l'existence de particules sombres, gris et blanches, de forme aléatoire. Toutes ces figures montrent une distribution aléatoire des particules intermétallique, ceci dit il n'est y a aucune orientation préférentielle pour les particules intermétalliques, donc l'alliage de provenance industrielle est probablement un alliage de fonderie.



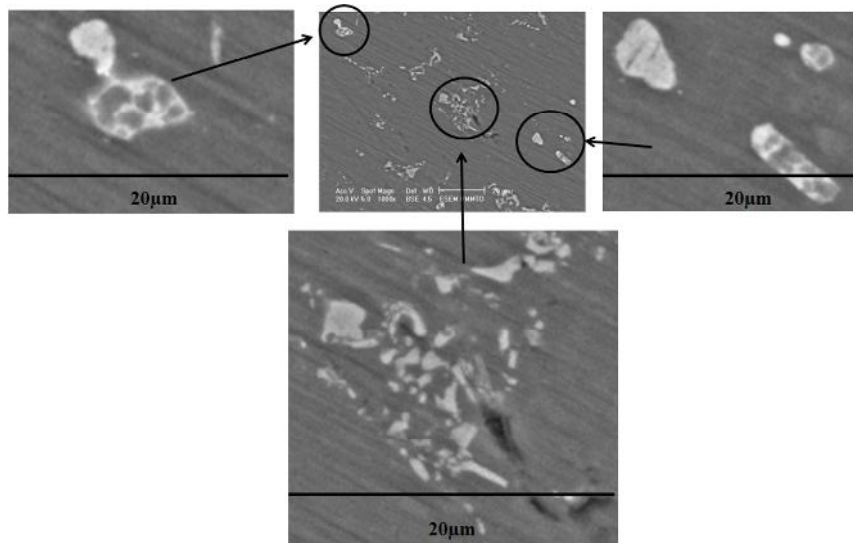
**Figure V.1 :** Microstructures du matériau de provenance industrielle sans attaque



**Figure V.2 :** Microstructures du matériau de provenance industrielle après attaque



**Figure V.3 :** Image MEB et effet loupe du Matériau de provenance industrielle



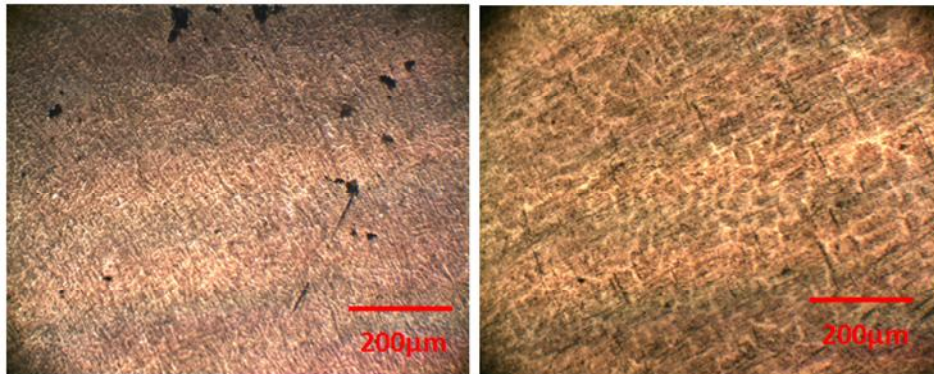
**Figure V.4 :** Image MEB et effet loupe du Matériau de provenance industrielle (présence d'une phase à l'intérieur d'une autre).

## **V.2-Caractérisation microscopique de l'alliage de deuxième fusion**

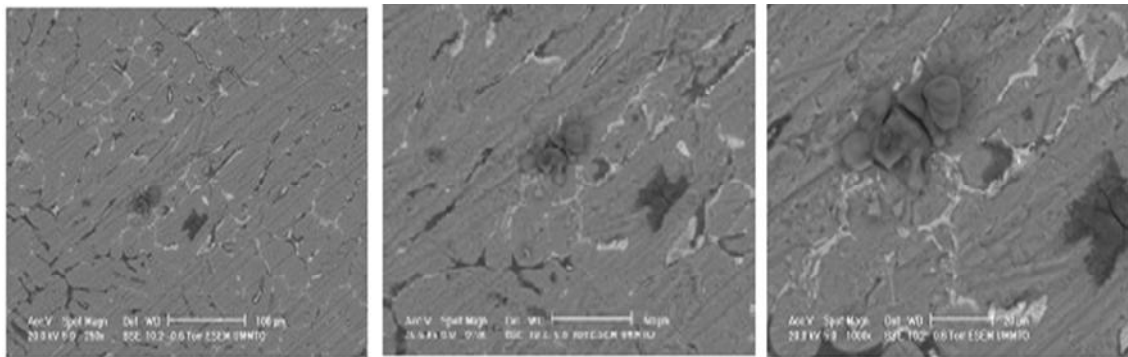
Les (Figures V. 5 et V.6) représentant l'alliage après la deuxième fusion, si on suppose que l'alliage de provenance industrielle est un alliage qui a subi une seule fusion, montrent la présence des particules intermétallique gris et blanches, les particules intermétalliques blanches sont positionnées dans des cellules de dimension de plusieurs dizaines de microns, nous pensons que ces cellules représentent des joints des grains (Figure V.5-6). Donc les particules intermétalliques blanches se trouvent dans les joints des grains, ceci dit la corrosion intergranulaire est favorable dans le cas de l'alliage de 2<sup>ème</sup> fusion. En plus des particules



intermétalliques nous observons dans la structure des pores de dimensions variable (Figure V.5).



**Figure V.5 :** Microstructures du matériau de deuxième fusion sans attaque



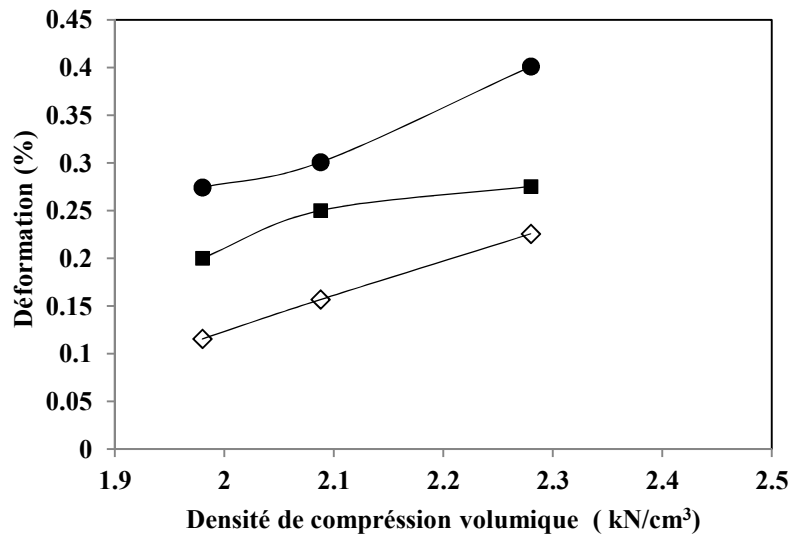
**Figure V.6 :** Image MEB et effet loupe du Matériau de deuxième fusion

### **V.3-Caractérisation de la déformation**

#### **V.3.1- Echantillons de provenance industrielle**

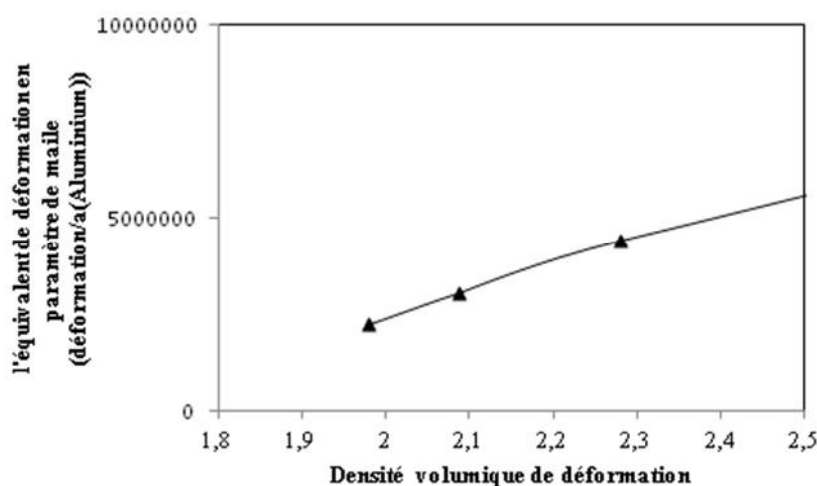
##### **V.3.1.1- Evolution de la déformation en fonction de la densité volumique de compression**

La (Figure V.7) montre l'effet de l'augmentation de la densité volumique de compression et du temps de maintien à la contrainte maximale lors de la compression qui provoque l'augmentation de déformation de l'alliage. Cette dernière suit une loi proche de la loi linéaire.



**Figure V.7:** Evolution de la déformation en fonction de la densité de compression volumique (La courbe (◇) représente la compression avec un temps de maintien de 1 min à la contrainte maximale, la courbe (■) représente la compression avec un temps de maintien de 2 min, la courbe (●) représente la compression avec un temps de maintien de 10 min.

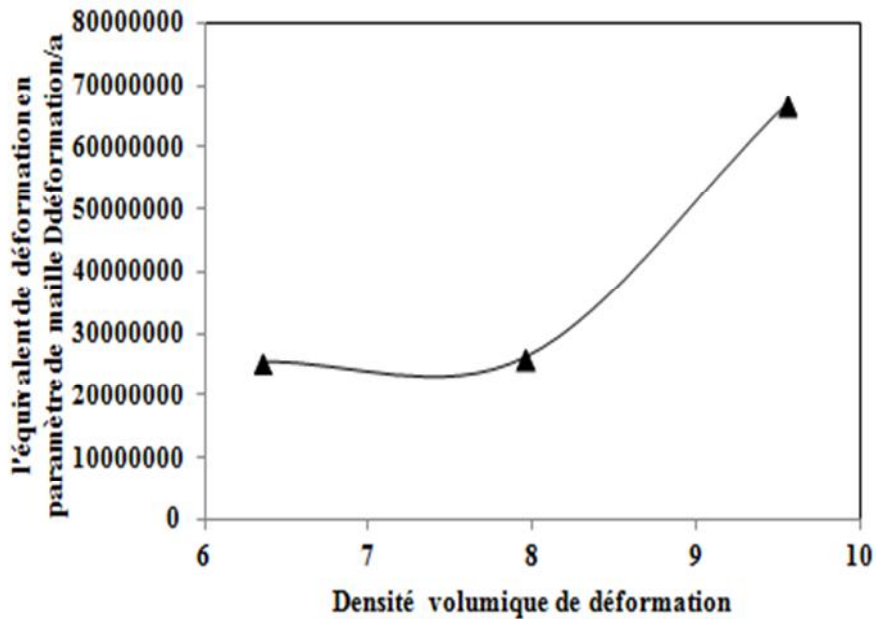
Les (Figure V.8) permet la conversion de la déformation en nombre de paramètres de maille de l'aluminium. Nous avons développé cette question pour montrer que la déformation par compression quelque sa valeur petite ou grande à l'échelle du paramètre de maille elle est importante. En plus de ceci une déformation mécanique provoque souvent une déformation du réseau et un changement de la valeur du paramètre de maille du réseau. La déformation provoque aussi un écrouissage et un échauffement de la surface.



**Figure V.8 :** Evolution de l'équivalent de la déformation en paramètre de maille en fonction de la densité de compression volumique : courbe en bas représente la compression avec un temps de maintien de 1 min à la contrainte maximale.



**V.3.2- Echantillons de deuxième fusion**



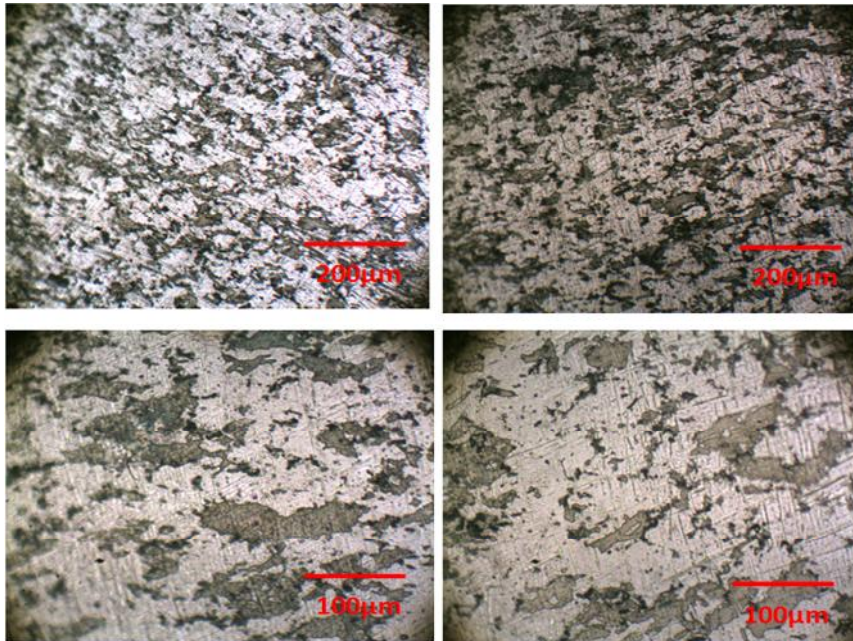
**Figure V.9:** Evolution de l'équivalent de la déformation en paramètre de maille en fonction de la densité de compression volumique qui représente la compression avec un temps de maintien de 1 min à la contrainte maximale.

**V.3.3- Caractérisation de l'effet de la déformation**

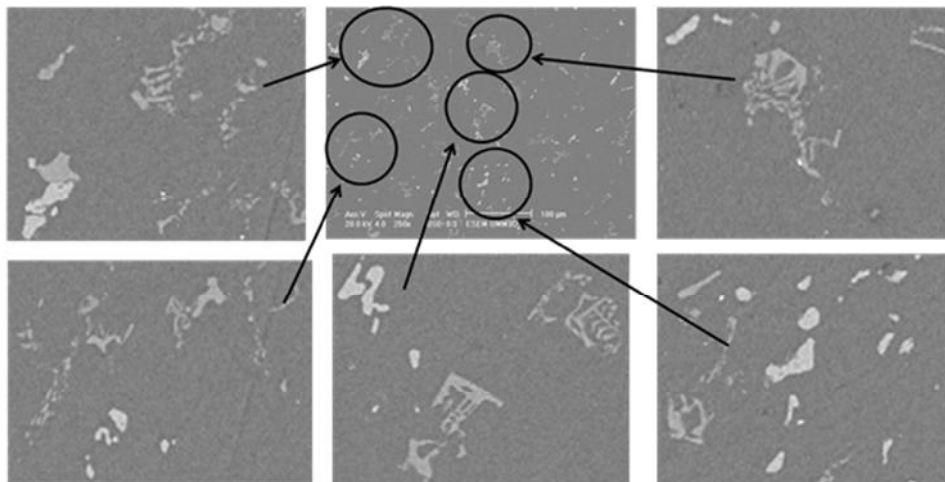
**V.3.3.1- Effets sur les composants de la microstructure**

**V3.3.1.1-Echantillons de provenance industrielle**

Une compression avec une densité volumique de  $1.98\text{kN/cm}^3$  semble affiner la structure de l'alliage (les grains et les particules intermétalliques) de provenance industrielle, ces dernières sont fragmentées (Figure V.10-11). Et plus la densité de compression est grande plus mes grains et les particules sont fins (Figure V.13-18).

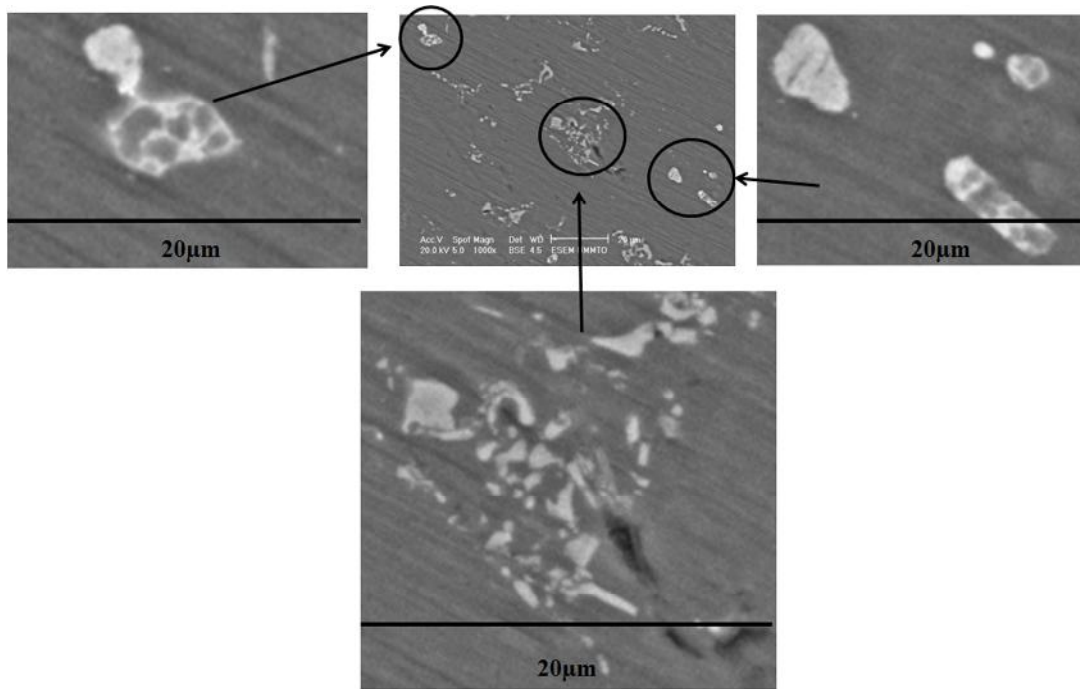


**Figure V.10 :** Effets d'une compression de  $1.98\text{kN/cm}^3$  sur la microstructure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute après attaque.

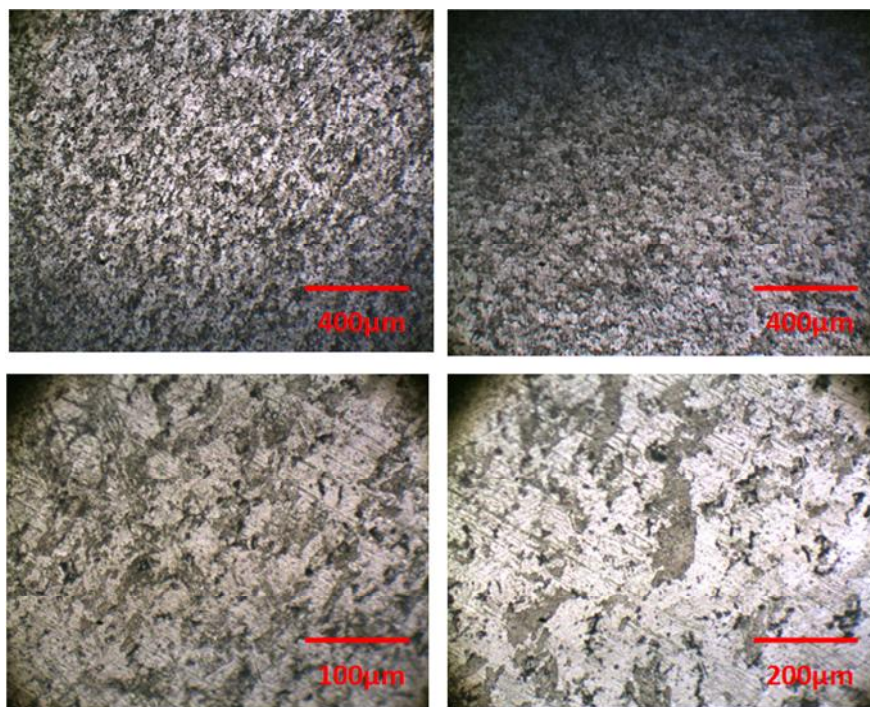


**Figure V.11 :** Image MEB de l'effet d'une compression de  $1.98\text{kN/cm}^3$  sur la structure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.

## CHAPITRE V : INTERPRETATION DES RESULTATS

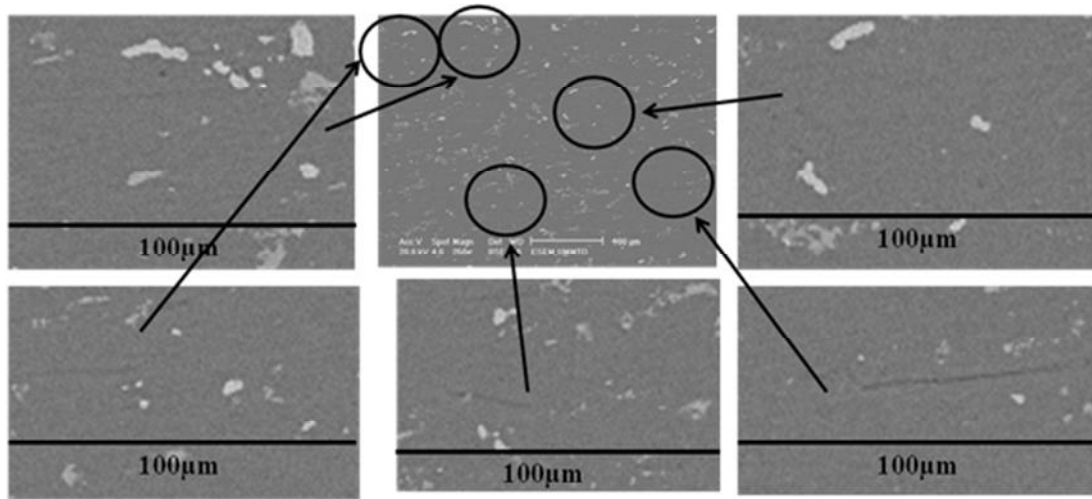


**Figure V.12:** Image MEB de l'effet d'une compression de  $1.98 \text{ kN/cm}^3$  sur la structure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.

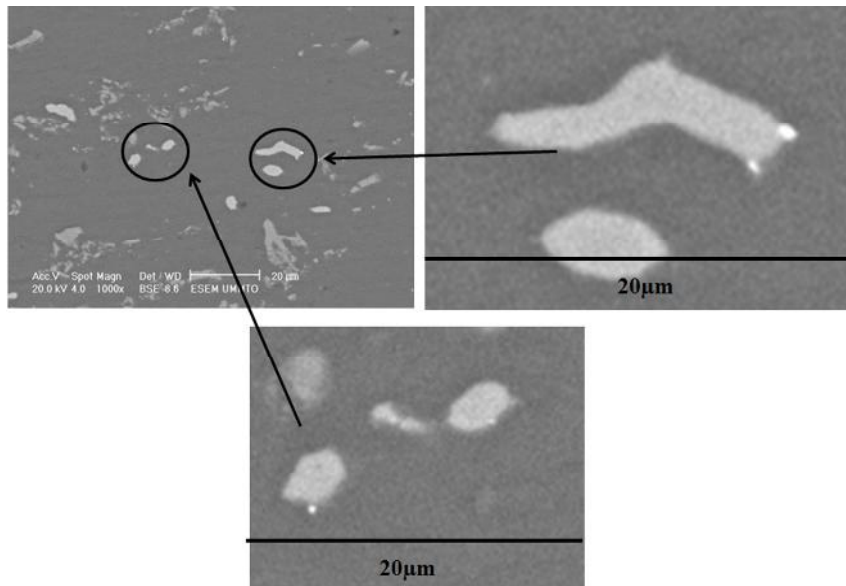


**Figure V.13:** Effets d'une compression de  $2.088 \text{ kN/cm}^3$  sur la microstructure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute après attaque.

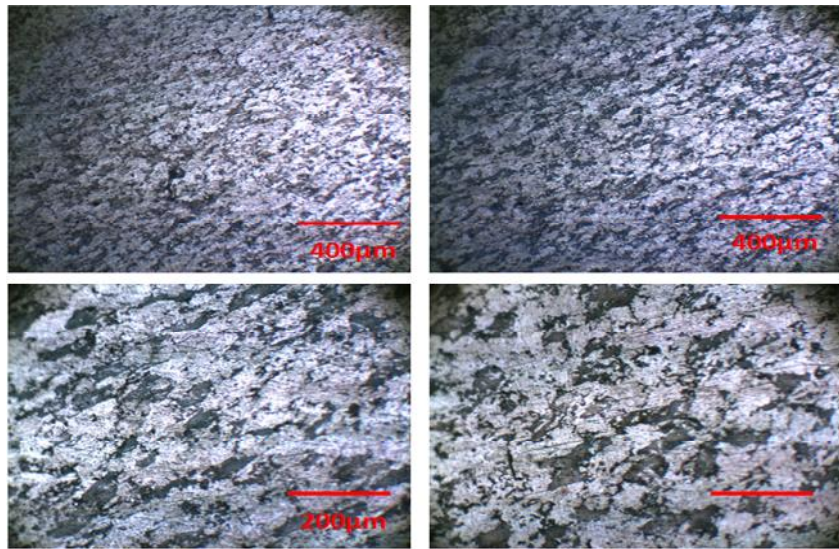




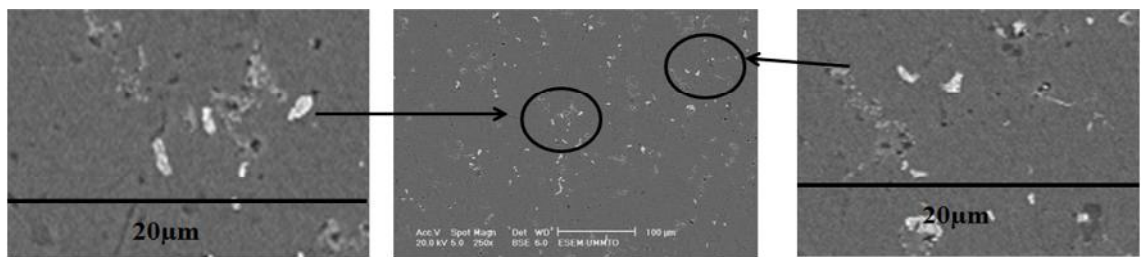
**Figure V.14:** Image MEB de l'effet d'une compression de  $2.088\text{kN/cm}^3$  sur la structure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.



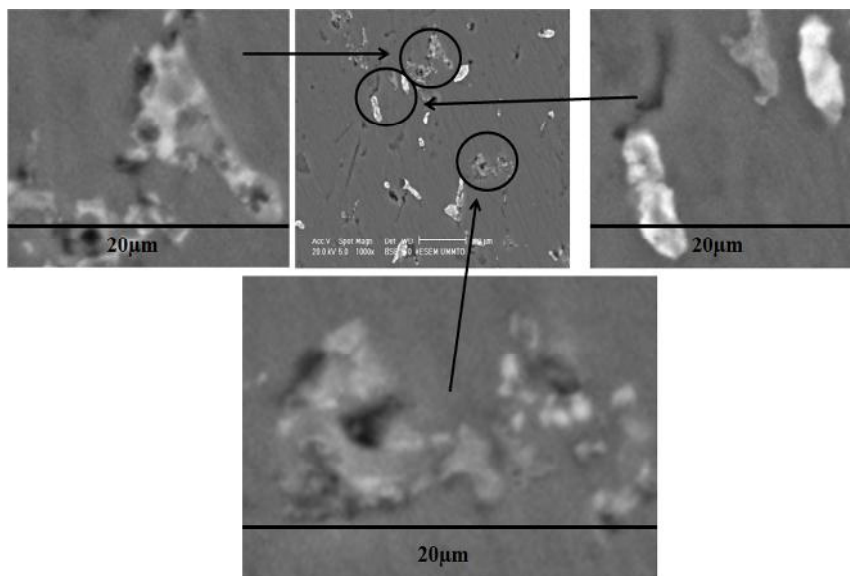
**Figure V.15 :** Image MEB de l'effet d'une compression de  $2.088\text{kN/cm}^3$  sur la structure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.



**Figure V.16 :** Effets d'une compression de  $2.28\text{kN/cm}^3$  sur la microstructure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute après attaque.



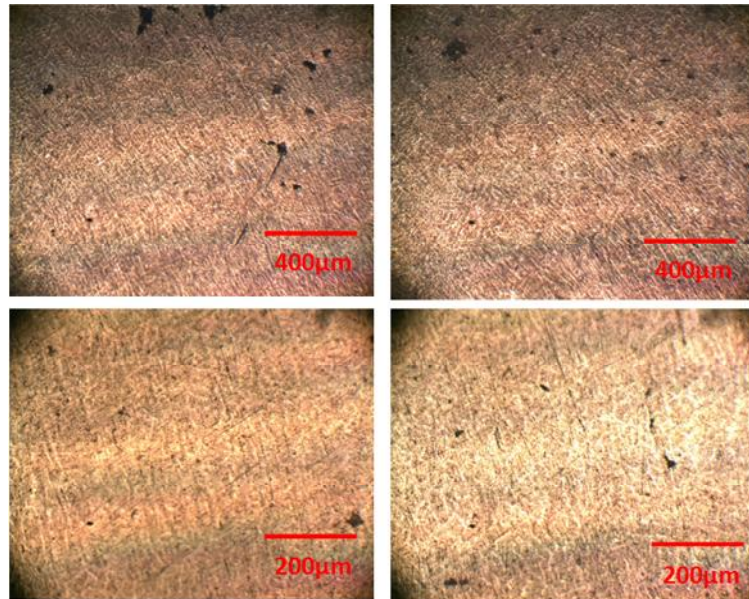
**Figure V.17 :** Image MEB de l'effet d'une compression de  $2.28\text{kN/cm}^3$  sur la structure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.



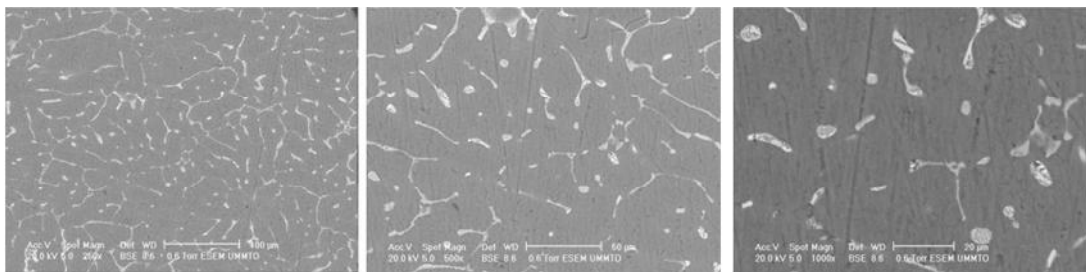
**Figure V.18 :** Image MEB de l'effet d'une compression de  $2.28\text{kN/cm}^3$  sur la structure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.

**V.3.3.1.2-Echantillons de deuxième fusion**

Une densité de compression  $9.55 \text{ kN/cm}^3$  fait changer la morphologie de la structure de l'alliage de deuxième fusion et fait apparaître les particules intermétalliques qui se trouvent au niveau des joints des grains de l'alliage, ceci est peut être dû à la fragmentation de ces particules intermétalliques (Figures V. 19-24).

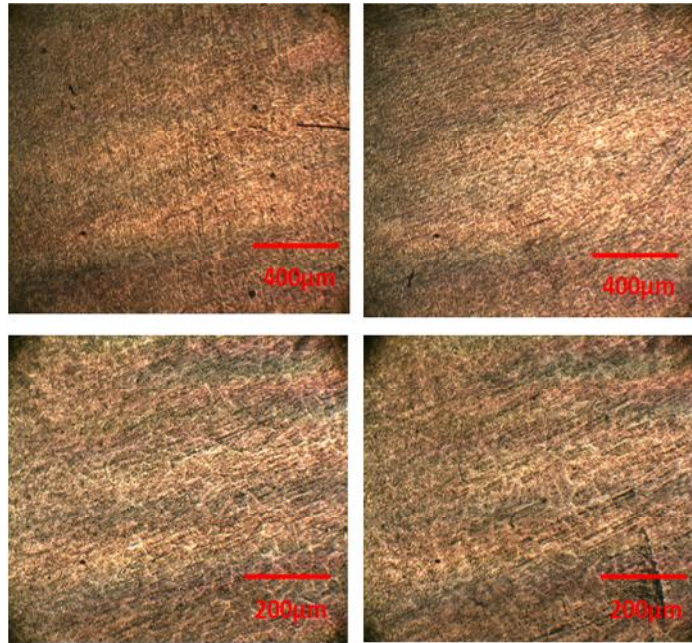


**Figure V.19:** Effets d'une compression de  $9.55 \text{ kN/cm}^3$  sur la microstructure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.

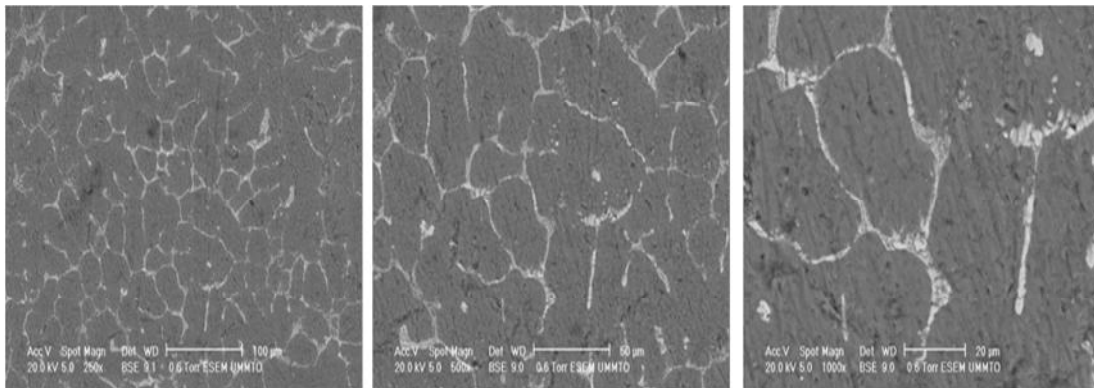


**Figure V. 20:** Image MEB de l'effet d'une compression de  $9.55 \text{ kN/cm}^3$  sur la structure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.

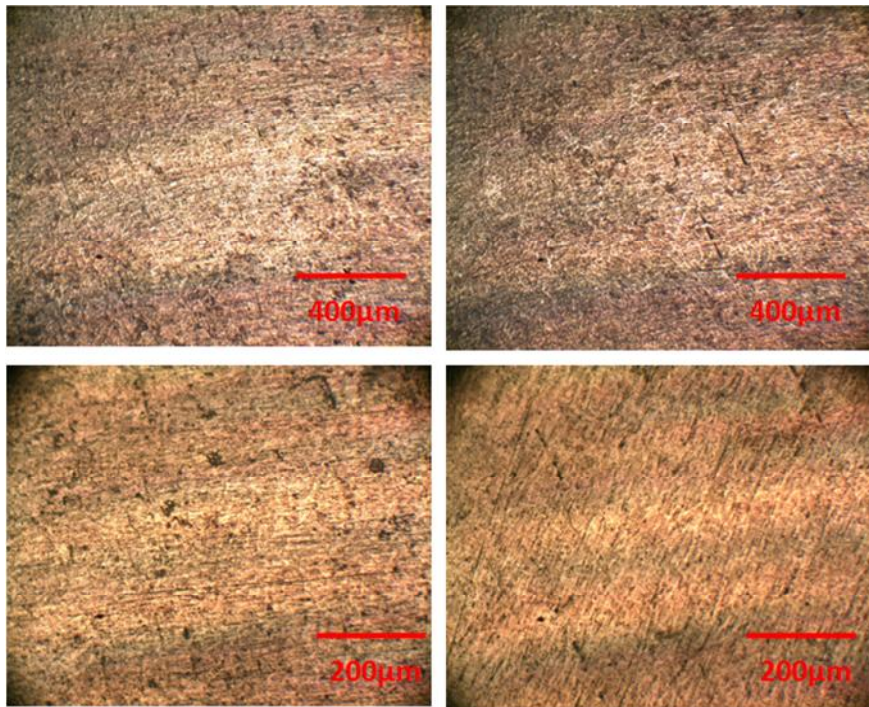




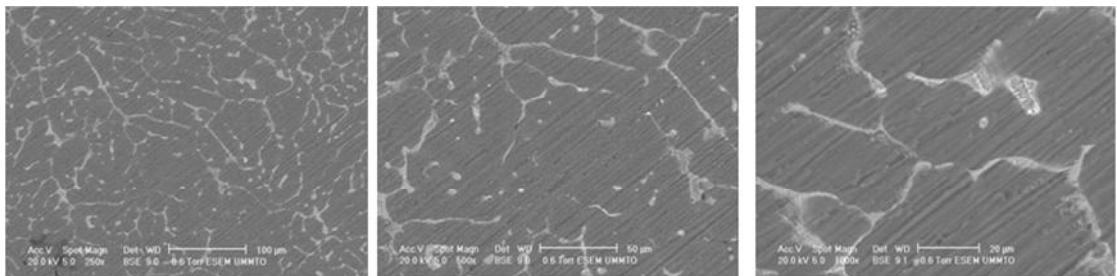
**Figure V.21:** effets d'une compression de  $7.96 \text{ kN/cm}^3$  sur la microstructure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.



**Figure V.22:** Image MEB de l'effet d'une compression de  $7.96 \text{ kN/cm}^3$  sur la structure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.



**Figure V.23 :** effets d'une compression de  $6.36 \text{ kN/cm}^3$  sur la structure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 minute.

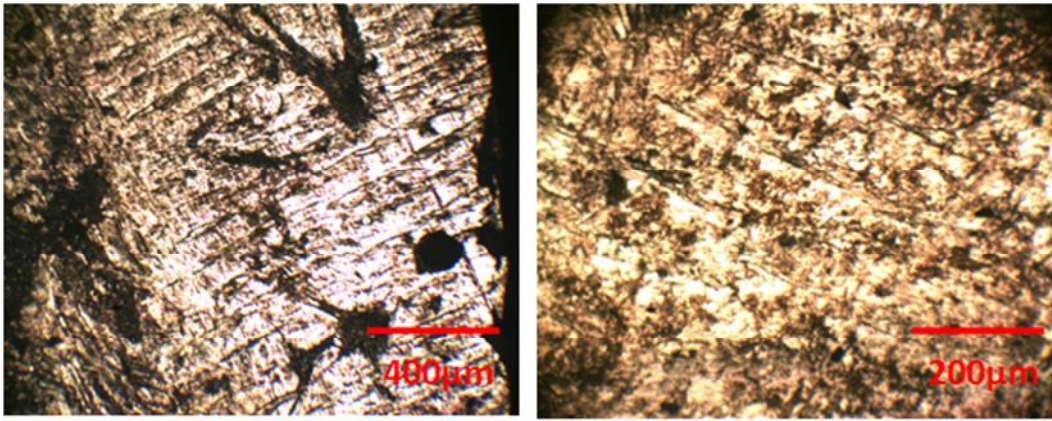


**Figure V.24 :** Image MEB de l'effet d'une compression de  $6.36 \text{ kN/cm}^3$  sur la structure du matériau de provenance industrielle, le temps de maintien à cette contrainte est de 1 min

### **V.3.3.2- Apparition bandes de glissement**

Nous avons aussi observé sur l'échantillon de l'alliage après deuxième fusion suivi d'une déformation de  $9.55 \text{ kN/cm}^3$  l'apparition de bandes de glissement. La déformation induisant une bande de glissement n'induit pas de changement du volume, ceci dit le glissement est une réponse du matériau cristallin pour minimiser la déformation du réseau, car les atomes se rapprochent jusqu'à une distance critique, à laquelle les forces de répulsion sont plus grandes que les forces d'attraction, ainsi le glissement des plans absorbe l'énergie produite par la compression (Figure V.25)

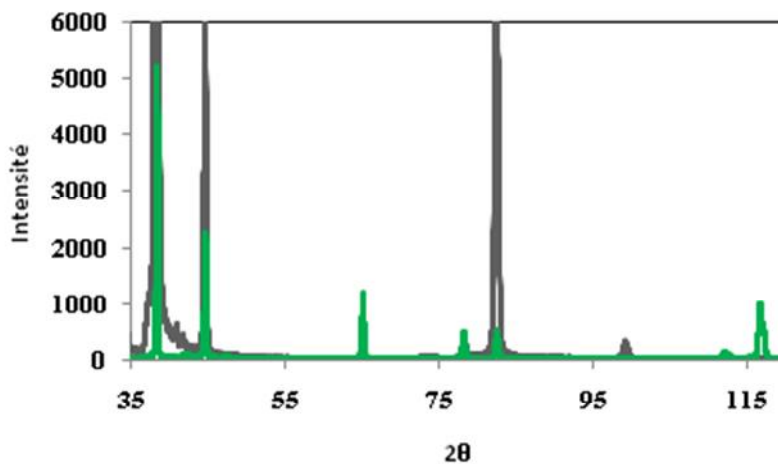




**Figure V.25:**Apparition de bandes de glissement après une compression de  $9.55 \text{ kN/cm}^3$  de l'alliage de deuxième fusion

### **V.3.3.3- caractérisation de la modification de la texture de l'alliage par la diffraction des rayons X**

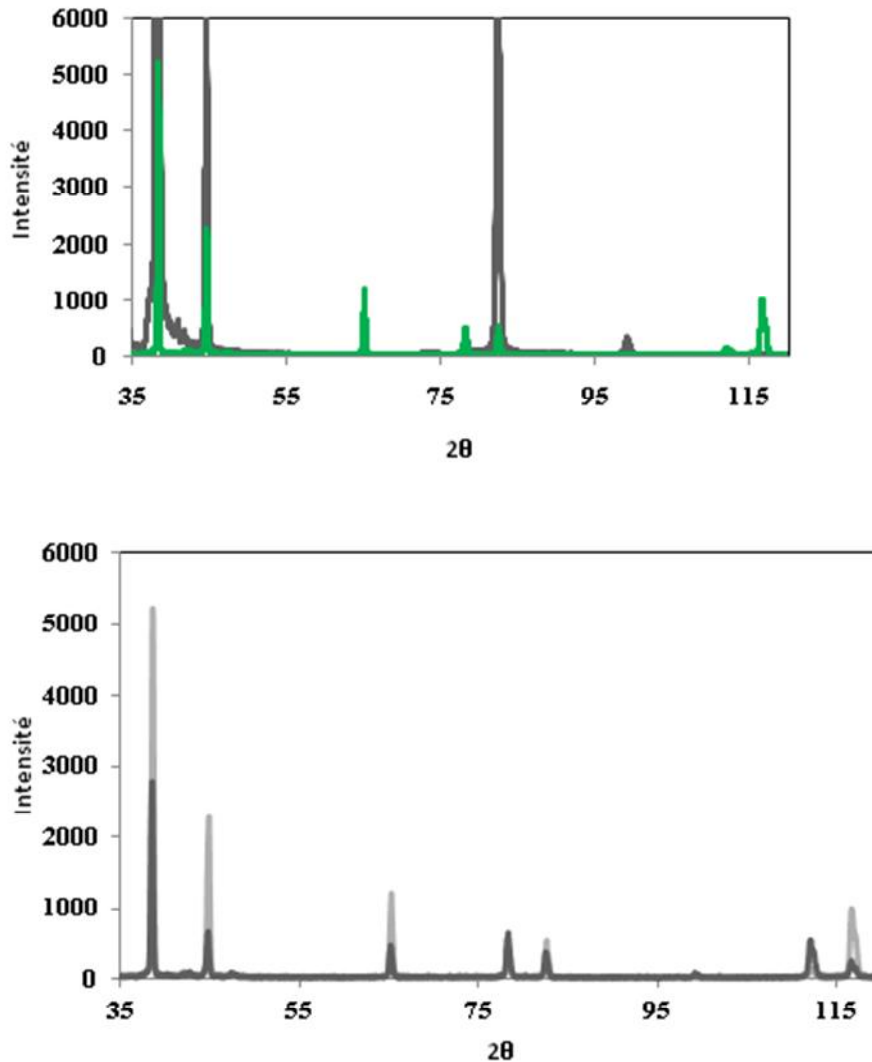
Une deuxième fusion suite à un chauffage à  $700^\circ\text{C}$ , suivi d'une coulée de l'alliage dans un moule métallique cylindrique, et d'un refroidissement à l'air libre provoque un changement de la texture de la surface du matériau, ceci est bien dévoilé sur la (Figure V.26) qui montre bien un changement important dans l'intensité des pics de diffraction. Le changement des caractéristiques physique de la surface induit un changement des propriétés chimiques et la réactivité de la surface.



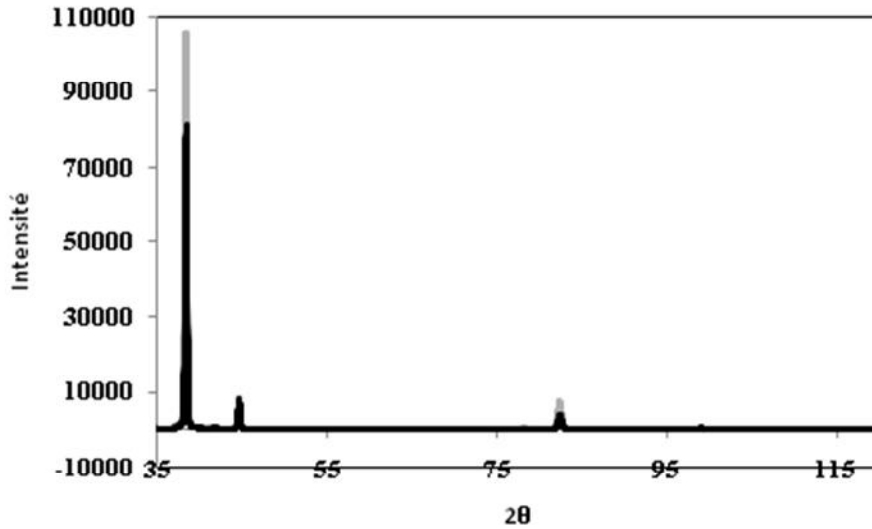
**Figure V.26:** Comparaison entre l'échantillon de provenance industrielle et celui de deuxième coulée (noir de provenance industrielle, vert de deuxième coulée).

## CHAPITRE V : INTERPRETATION DES RESULTATS

La déformation aussi provoque un changement dans l'intensité et la forme des pics de diffraction, ceci prouve que la texture de la surface du matériau change suite à la déformation et la densité des dislocations à la surface change aussi. Et la réactivité de la surface est également modifiée (Figure V.27-28).



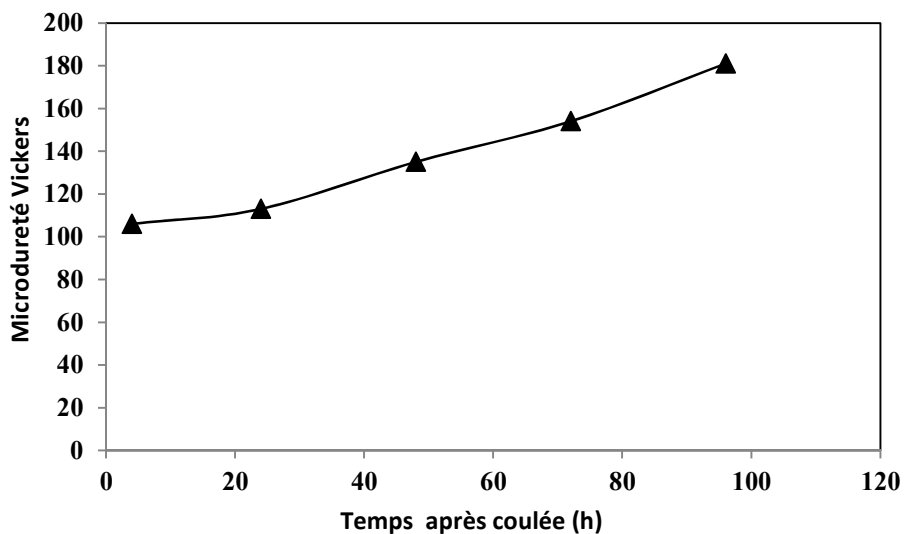
**Figure V.27:** Comparaison entre l'échantillon de deuxième coulée non déformé et celui déformé sous une densité volumique de  $9.55 \text{ kN/cm}^3$  (noir de l'échantillon déformé, gris échantillon non déformé).



**Figure V.28:** Comparaison entre l'échantillon provenance industrielle non déformé et celui déformé sous une densité volumique de  $2.088\text{kN/cm}^3$  (noir de l'échantillon déformé, gris échantillon non déformé).

**V.4-Evolution de la dureté après coulée**

L'étude de l'évolution de la dureté après coulée à l'air libre, de l'alliage de dixième fusion, en fonction du temps, montre que cet alliage subit une maturation en fonction du temps, donc une précipitation d'une nouvelle phase se produit, cette phase est  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , ceci dit pour l'étude de corrosion nous avons préféré faire l'étude après avoir atteint le maximum de dureté c'est-à-dire quelques semaine après la coulée (Figure. V.29).



**Figure V.29:** Evolutions de la dureté après la deuxième coulée à l'air libre

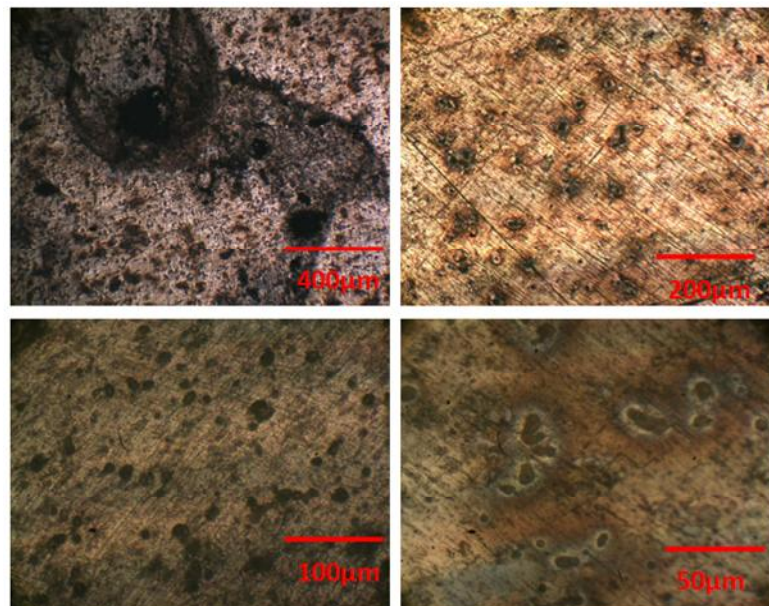
### **V.5-L'effet mixte de la précipitation et de la déformation sur la dureté de l'alliage**

Les précipités obtenus après maturation, et la fragmentation de ces derniers par compression mécanique font augmentés le nombre de particules intermétallique à la surface du matériau. Ceci-dit le nombre de micropiles à la surface de l'alliage devient plus grand. Cette situation favorise l'apparition d'une corrosion localisée autours des particules intermétalliques et les précipités. La corrosion qui peut se manifestée dans cette situation est appelé corrosion galvanique.

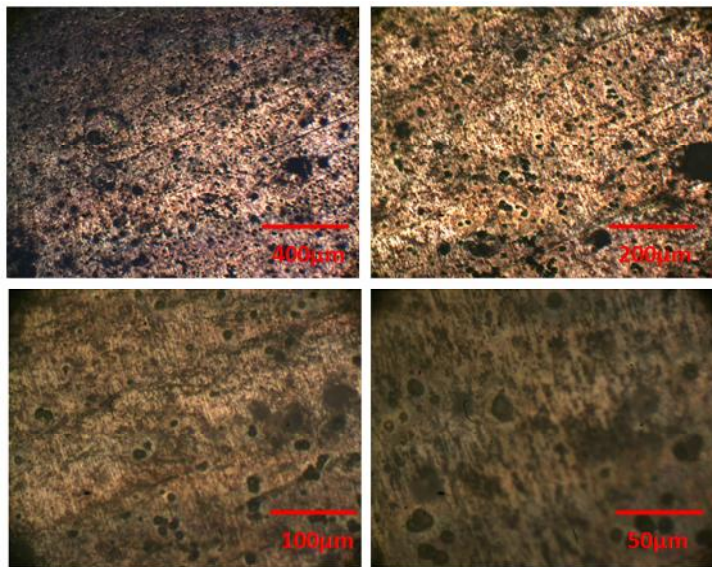
### **V.6-Corrosion de l'alliage de provenance industriel**

#### **V.6.1- Morphologie de corrosion de l'alliage de provenance industrielle**

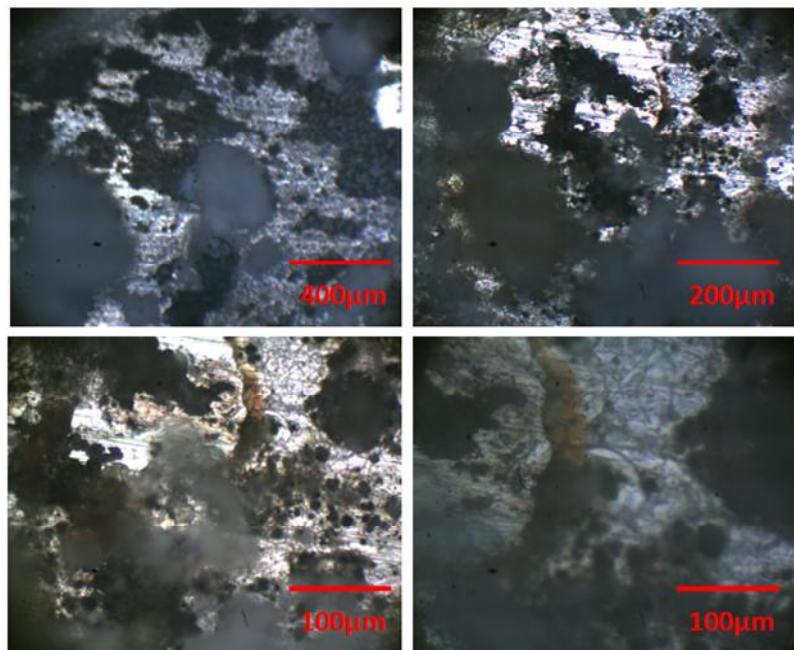
L'alliage de provenance industrielle semble subir une corrosion localisée après vingt-quatre heures d'immersion, dans les solutions de 0,3% NaCl et 3% NaCl, cette corrosion se présente autours des particules intermétalliques, et doit être une corrosion galvanique (Figures IV.30-31). Mais après une semaine de corrosion dans une solution de 0.3% NaCl la morphologie de corrosion semble être transformée vers une corrosion généralisée (Figure IV. 32-33).



**Figure V.30 :** Morphologie de corrosion de l'alliage de provenance industrielle dans une solution de 0.3 % NaCl après 24 heures de corrosion.

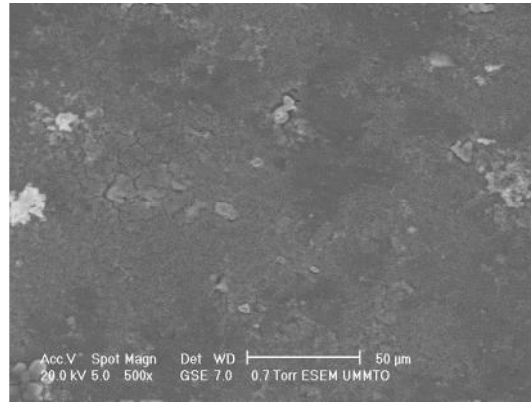


**Figure V.31** : Morphologie de corrosion de l'alliage de provenance industrielle dans une solution de 3 % NaCl après 24 heures de corrosion.



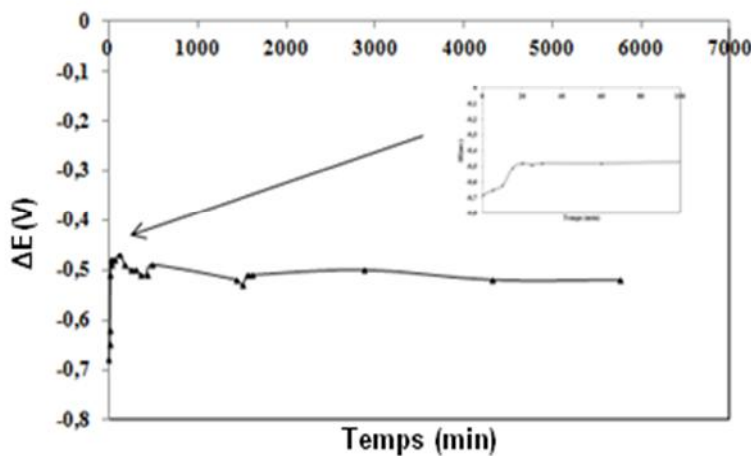
**Figure V.32** : Morphologie de corrosion de l'alliage de provenance industrielle dans une solution de 0.3 % NaCl après une semaine de corrosion.





**Figure V.33:** Image MEB de la morphologie de corrosion de l’alliage de provenance industrielle après une semaine dans une solution de 3% NaCl.

L’évolution de la morphologie de la corrosion dans une solution de 0.3% NaCl semble être confirmée par la courbe de potentiel de corrosion libre, qui montre une augmentation du potentiel de corrosion libre durant les premières minutes après l’immersion à partir de la vingtième minute le potentiel de corrosion libre semble se stabilisé aux alentours d’une valeur de 0.5V. Suite à ça, le potentiel de corrosion se stabilise donc nous pouvons dire que le domaine de passivité est atteint (Figure IV.34).



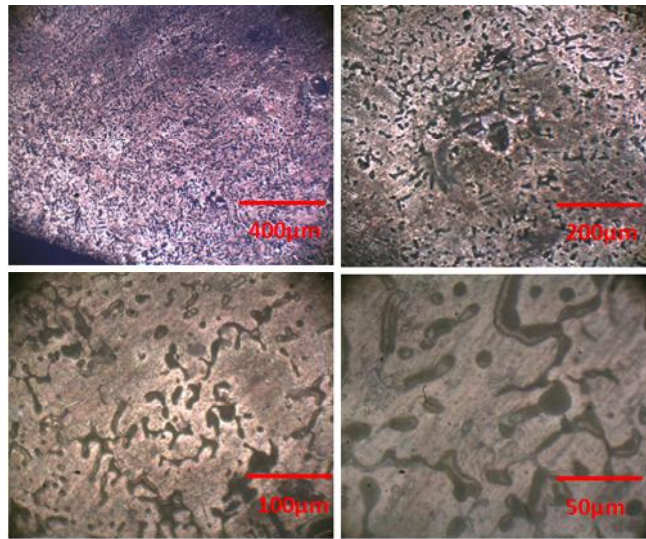
**Figure V.34 :** Potentiel de la corrosion libre de l’alliage de provenance industrielle dans une solution de 0.3% NaCl

### V.7-Corrosion de l’alliage de deuxième fusion

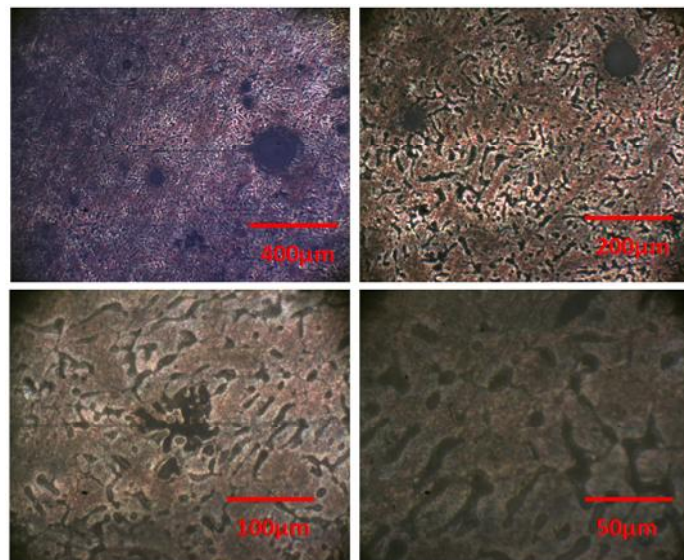
En ce qui concerne l’alliage de deuxième fusion la morphologie de corrosion de cet alliage semble localisée dans les zones de présence des particules intermétalliques et de pores.

## CHAPITRE V : INTERPRETATION DES RESULTATS

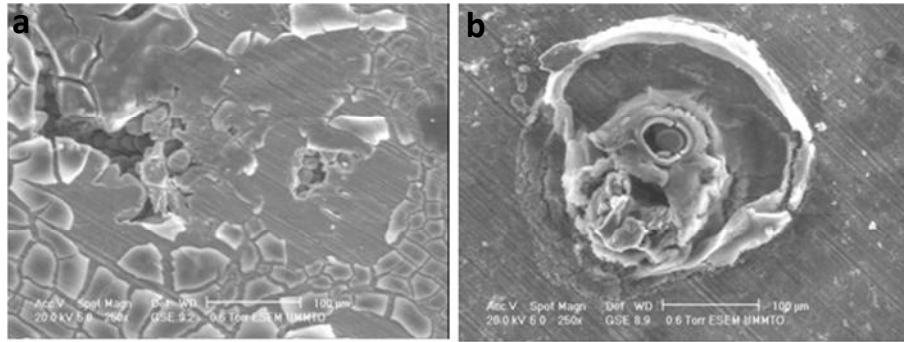
Ceci a été observé et vérifié lors de l'immersion dans les solutions de 0% NaCl, 0.3% NaCl (Figures V.35-37). Puisque les particules intermétallique semble occupé les joints des grains, nous pouvons qualifie ce type de corrosion comme corrosion intergranulaire.



**Figure V.35 :** Morphologie de corrosion de l'alliage de deuxième fusion après trois jours de corrosion dans une solution de 0 % NaCl.

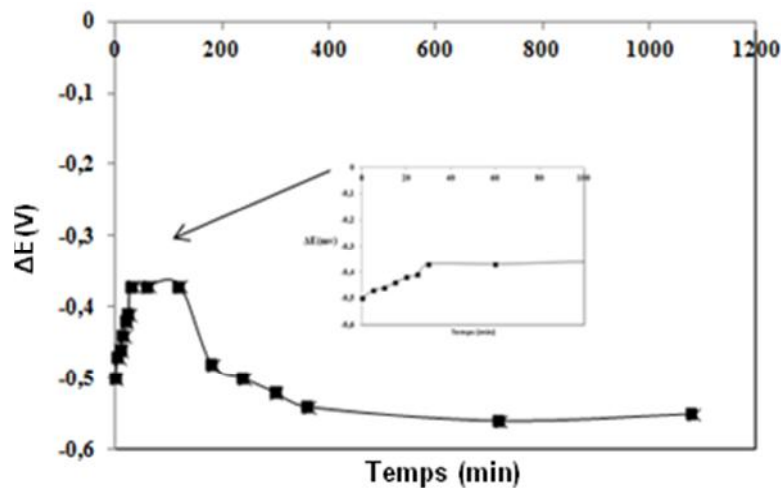


**Figure V.36 :** Morphologie de corrosion de l'alliage de deuxième fusion après trois jours de corrosion dans une solution de 0,3 % NaCl.



**Figure V.37:** Image MEB de la morphologie de corrosion de l’alliage de deuxième fusion une semaine dans une solution de : a) 0% NaCl, b) 0,3% NaCl.

L’allure de la courbe du potentiel libre de corrosion de l’alliage obtenu par coulée après la deuxième fusion semble être un peu différente de l’alliage de provenance industrielle. Ici pour cet alliage le potentiel de la corrosion libre augmente durant les premières minutes puis diminue et par la suite se stabilise à une valeur proche de 0.5V (Figure V.38).

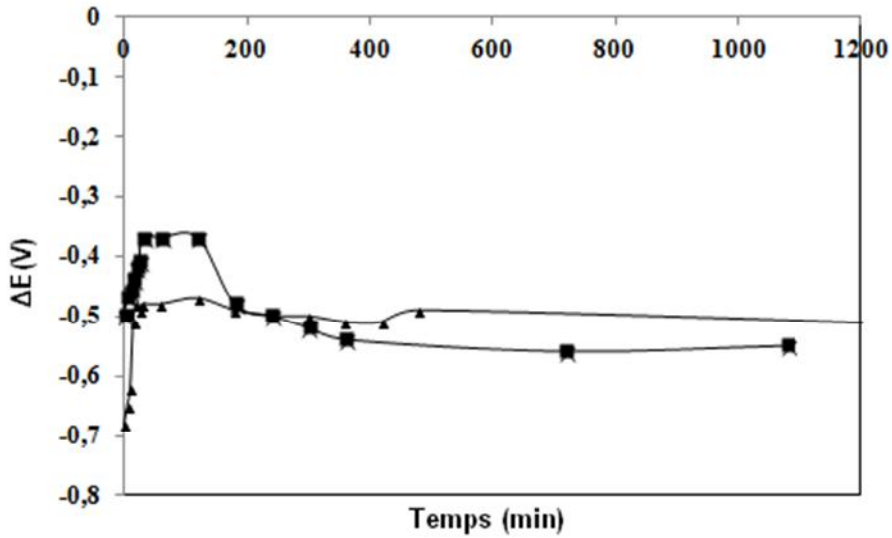


**Figure V.38:** Potentiel de la corrosion libre de l’alliage de deuxième fusion dans une solution de 0.3% NaCl.

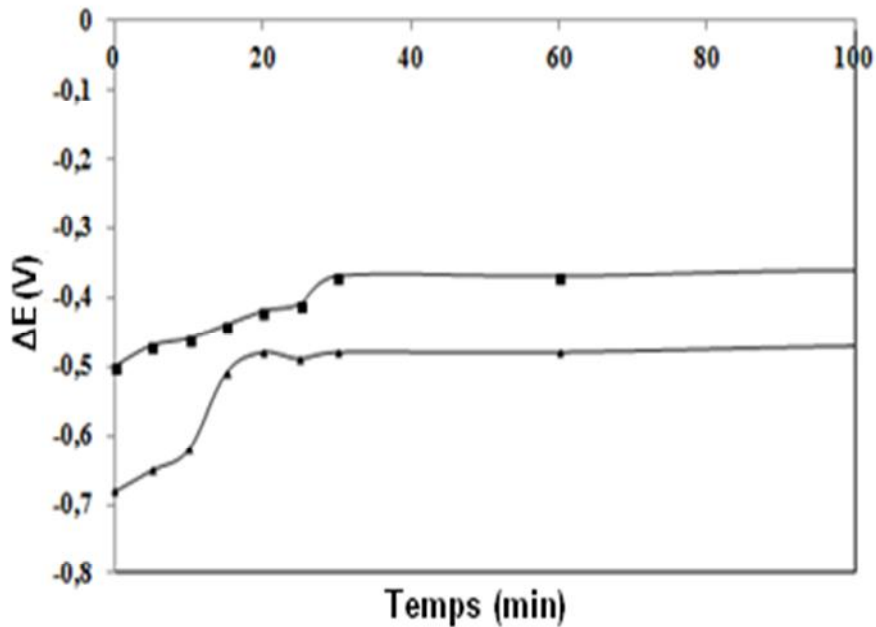
### V.8-Comparaison entre la cinétique de corrosion de l’alliage de provenance industrielle et de l’alliage de deuxième fusion

L’étude comparative des deux courbes celle de l’alliage de provenance industriel et celle de l’alliage de deuxième fusion montre que les deux courbes sont différentes mais le potentiel dans les deux cas converge vers la même valeur, qui représente le potentiel de passivation (Figures V.39-40).





**Figure V.39:** Comparaison du potentiel de la corrosion libre de l'alliage de deuxième fusion à celui de l'alliage de provenance industrielle dans une solution de 0.3% NaCl, durant 42 heures de corrosion.



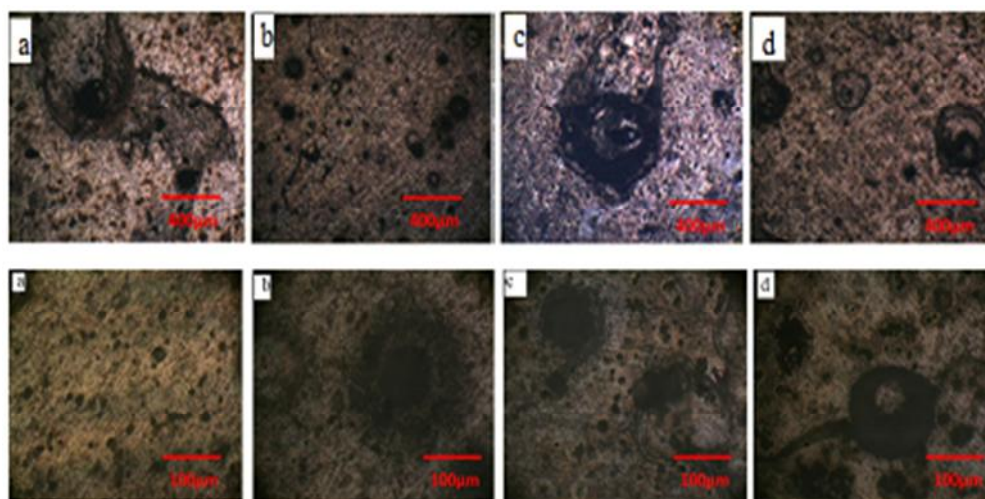
**Figure V.40 :** Comparaison du potentiel de la corrosion libre de l'alliage de deuxième fusion à celui de l'alliage de provenance industrielle dans une solution de 0.3% NaCl (les premières 100 minutes).

**V.9-Effets de la petite déformation sur corrosion**

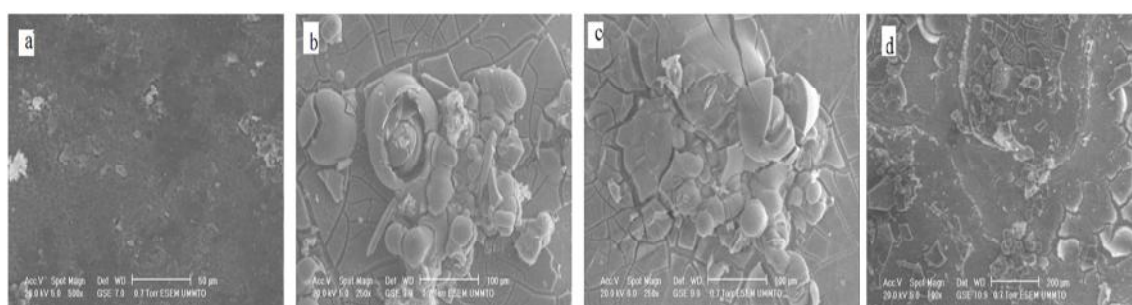
**V.9.1- Alliage de provenance industrielle**

**- Evolution de la morphologie de corrosion :**

La morphologie de la corrosion, des échantillons de l'alliage de provenance industrielle, semble plus marquée pour l'échantillon ayant subi une déformation, et plus la déformation est plus grande plus la corrosion est plus marquée. Ceci semble logique puisque les particules intermétalliques sont fragmentées lorsqu'ils sont soumis à une déformation. Donc le nombre de micropiles augmentent avec l'augmentation du taux de la déformation et la corrosion est plus marquée (Figure V.41-42)



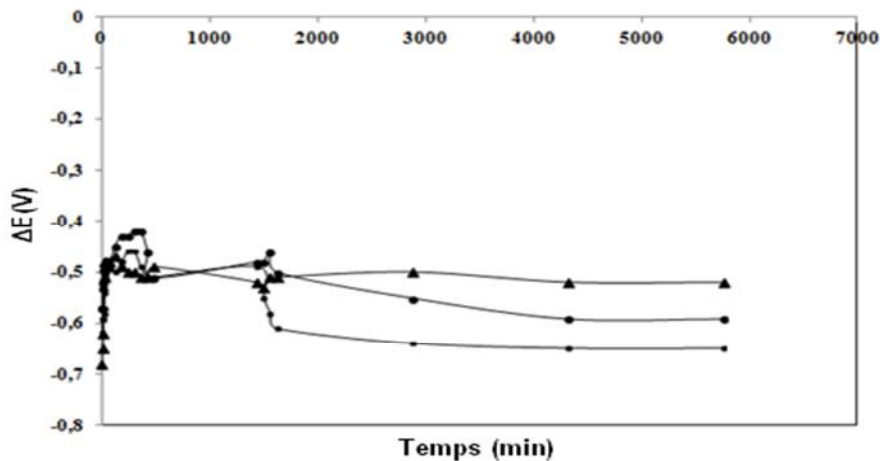
**Figure V.41 :** Effets de la déformation sur la morphologie de corrosion de l'alliage de provenance industrielle 24 heures de corrosion dans une solution de 0,3% NaCl, a)- échantillon 10, b) échantillon 1, c) échantillon 4, d) échantillon 7.



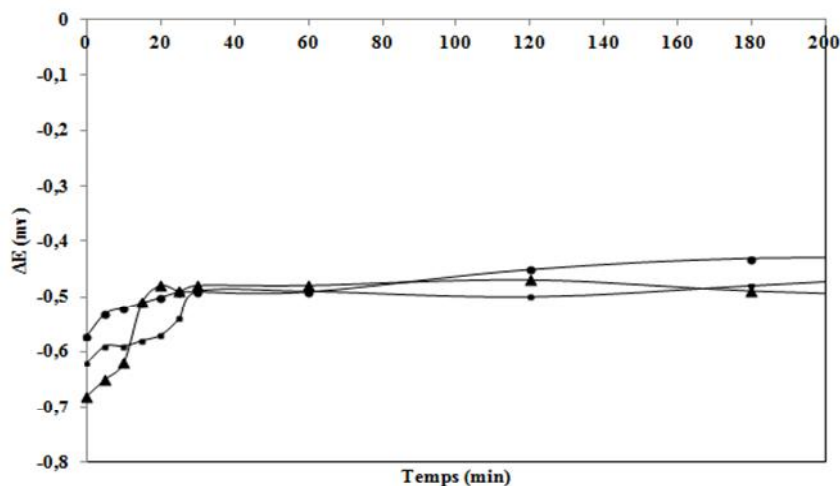
**Figure V.42 :** image MEB de l'effet de la déformation sur la morphologie de corrosion de l'alliage de provenance industriel 24 heures de corrosion dans une solution de 0,3 % NaCl, a)- échantillon 10, b) échantillon 1, c) échantillon 4, d) échantillon 7.

- Evolution de la cinétique de corrosion

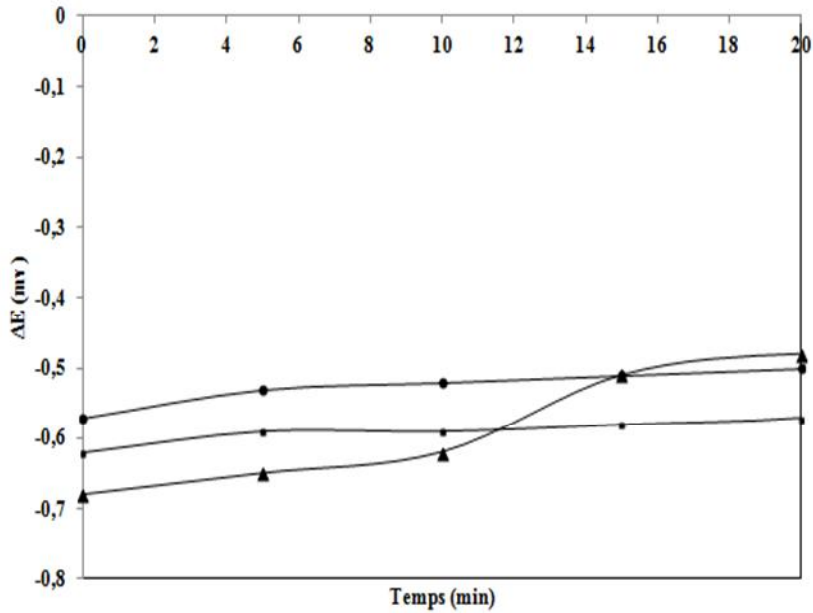
Les courbes de potentiel libre de corrosion montrent que les potentiels de corrosion libre des deux échantillons, de l'alliage de provenance industrielle, ayant subits une déformation par compression sont proches au potentiel de la corrosion libre de l'échantillon, de l'alliage de provenance industrielle, n'ayant pas subit une déformation. Donc une petite déformation ne modifie pas profondément la cinétique de corrosion de l'alliage étudié (Figure V.43-45). Sauf qu'au début de la corrosion à l'instant  $t=0$  les potentiels sont différents.



**Figure V.43:** Comparaison du potentiel de la corrosion libre de l'alliage de provenance industrielle n'ayant pas subit une déformation (E10 ▲) et ceux ayant subis une déformation (E4■, E7●) dans une solution de 0.3% NaCl.



**Figure V.44:** Comparaison du potentiel de la corrosion libre de l'alliage de provenance industrielle n'ayant pas subit une déformation (E10 ▲) et ceux ayant subis une déformation (E4■, E7●) dans une solution de 0.3% NaCl (les 200 premières minutes).



**Figure V.45 :** Comparaison du potentiel de la corrosion libre de l’alliage de provenance industrielle n’ayant pas subi une déformation (E10 ▲) et ceux ayant subi une déformation (E4■, E7●) dans une solution de 0.3% NaCl (les 20 premières minutes).

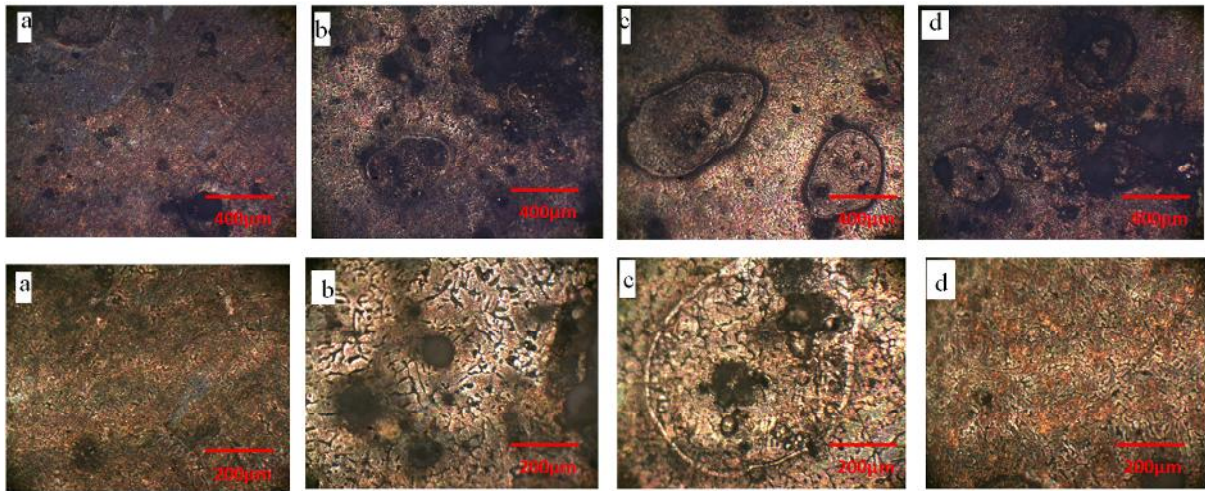
### V.9.2- l’alliage de deuxième fusion

#### **- Evolution de la morphologie de corrosion :**

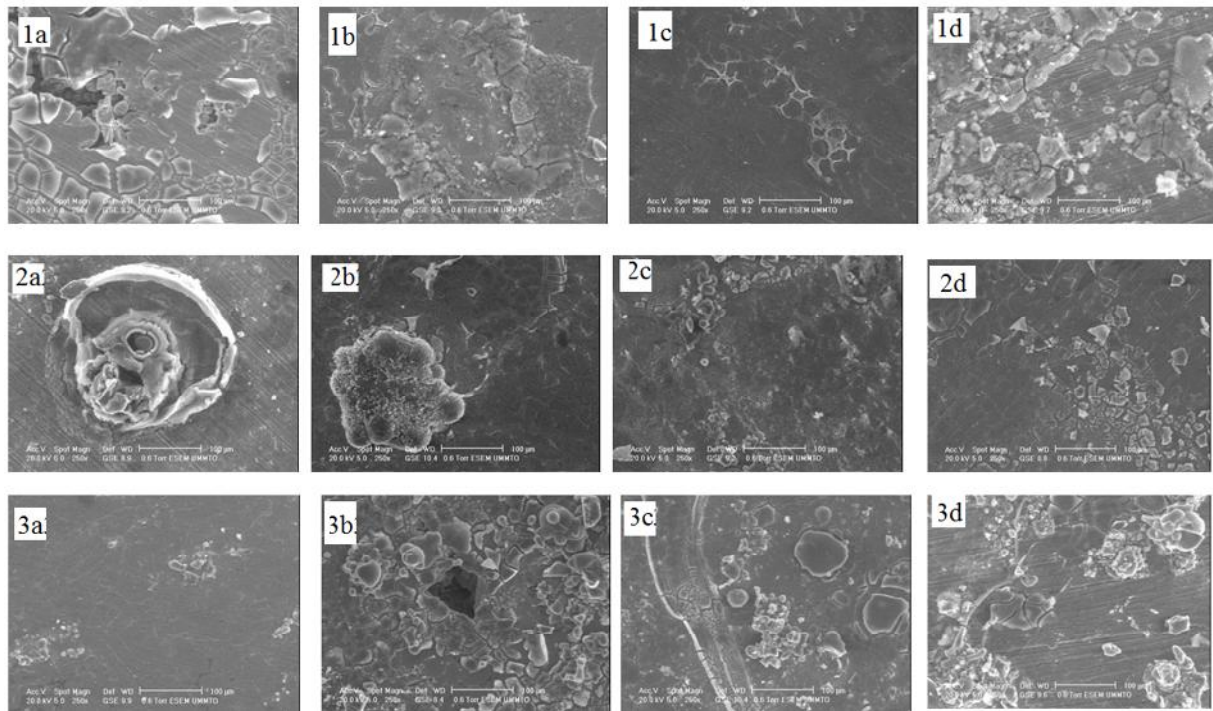
La morphologie de la corrosion, des alliages de deuxième fusion, semble aussi plus marquée pour les échantillons ayant subi une déformation, Ceci est les résultats de la formation de nouvelles micropiles suite à la fragmentation des particules (Figure.45-46)



## CHAPITRE V : INTERPRETATION DES RESULTATS



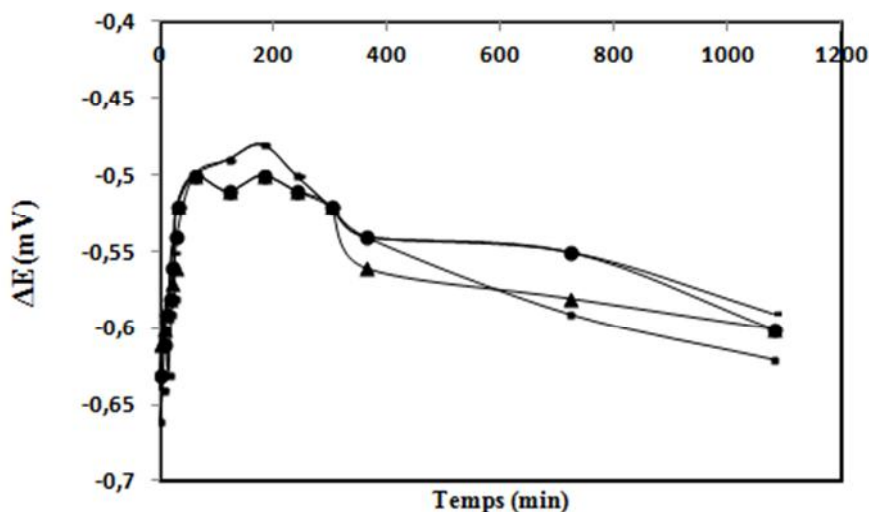
**Figure V.46 :** Effets de la déformation sur la morphologie de corrosion de l'alliage de 2<sup>ème</sup> fusion après trois jours de corrosion dans une solution de 3 % NaCl, a)- échantillon 1, b) échantillon 2, c) échantillon 3, échantillon 4.



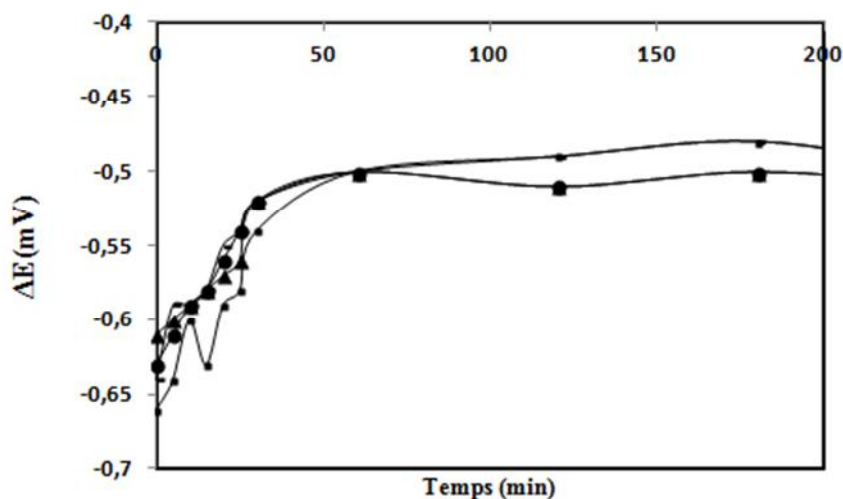
**Figure V.47 :** image MEB de l'effet de la déformation sur la morphologie de corrosion de l'alliage de 2<sup>ème</sup> fusion 24 heures de corrosion dans une solution de (1 :0% NaCl 2 :0,3 % NaCl, 3 :3% NaCl) a)- échantillon 1, b) échantillon 2, c) échantillon 3, d) échantillon 4.

**- Evolution de la cinétique de corrosion :**

La comparaison du potentiel libre des différents échantillons, de l'alliage obtenu après une deuxième fusion, montre que le potentiel de corrosion n'est pas vraiment différent dès le début de la corrosion ceci implique que une petite déformation n'influence pas la cinétique de la corrosion. Ceci dit il est préférable de vérifier cette question par le biais d'une étude de polarisation et spectroscopie d'impédances électrochimiques (Figure V.47- 48).



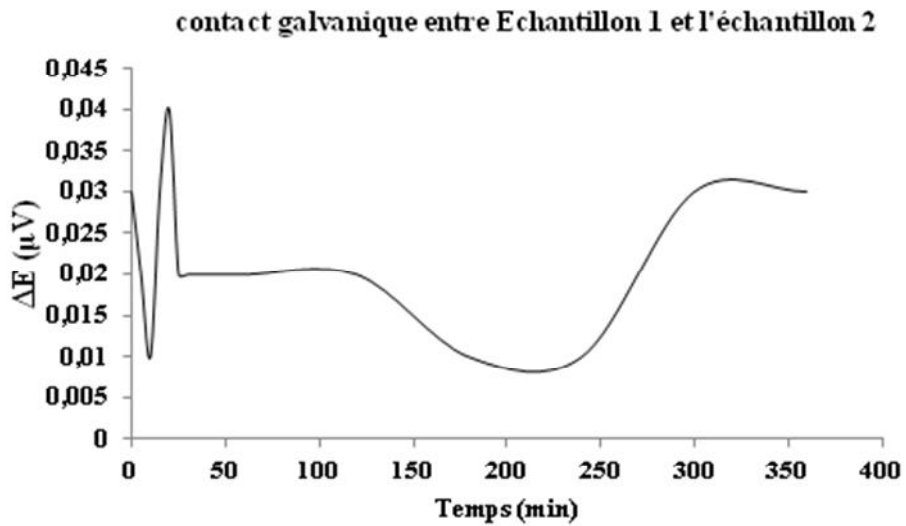
**Figure V.48 :** Comparaison du potentiel de la corrosion libre de l'alliage de deuxième fusion n'ayant pas subi une déformation (E1■) et ceux ayant subi une déformation (E2▲, E3●, E4-) dans une solution de 0.3% NaCl.



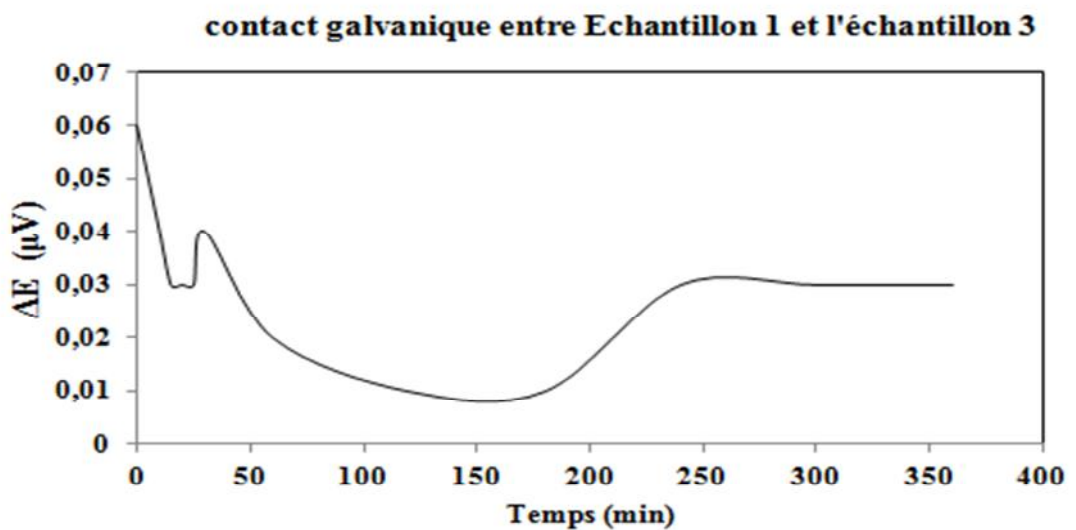
**Figure V.49:** Comparaison du potentiel de la corrosion libre de l'alliage de deuxième fusion n'ayant pas subi une déformation (E1■) et ceux ayant subi une déformation (E2▲, E3●, E4-) dans une solution de 0.3% NaCl (les 200 premières minutes).

**V.9.3 - Test de contact galvanique entre l'alliage de deuxième fusion de l'échantillon non déformé et ceux déformés**

Le test de contact galvanique entre échantillons, ayant subi une déformation et obtenus par une deuxième fusion, avec l'échantillon n'ayant pas subi de compression montre que la différence de potentiel galvanique très proche de zéro. Ceci implique que les trois échantillons ont la même réactivité chimique (Figure V.49-50).



**Figure V.50:** Test de contact galvanique entre les échantillons de l'alliage de deuxième fusion non déformé et déformé E2



**Figure V.51 :** Test de contact galvanique entre les échantillons de l'alliage de deuxième fusion non déformé et déformé E23.

## CONCLUSION

## CONCLUSION

Ce travail effectué nous a permis de conclure ce qui suit :

- 1) – Les microstructures de l'alliage de provenance industrielle et de l'alliage de deuxième fusion sont différentes.
- 2) – La déformation de faible intensité (après une densité de compression de  $9.55 \text{ kN/cm}^3$ ) induit un glissement de plans sur l'alliage de deuxième fusion.
- 3) – Les textures du matériau de provenance industrielle et de deuxième fusion sont différentes. La déformation de faible intensité modifie la texture du matériau.
- 4) – La coulée à l'air libre de l'alliage Al-4.5% Cu induit une solution solide Al-Cu sursaturée, suite à celle-ci une précipitation à la température ambiante (maturation) a lieu. Donc dans l'étude de corrosion, de l'alliage de deuxième fusion, juste après déformation, suite à la coulée, il faut tenir compte de l'effet de la maturation.
- 5) – La morphologie de corrosion de l'alliage de provenance industrielle est différente de celle de deuxième fusion.
- 6) – La morphologie de corrosion de l'alliage de provenance industrielle est plus marquée après une déformation de faible intensité.
- 7) – La cinétique de corrosion de l'alliage de provenance industrielle non déformé est différente de celle de l'alliage déformé seulement durant les vingt premières minutes.
- 8) – La morphologie de corrosion semble changée après introduction d'une faible déformation de l'alliage aluminium-4.5 % Cu de deuxième fusion.
- 9) - Les tests de contact galvanique et du potentiel de corrosion libre montrent que une faible déformation ne modifie pas la cinétique de corrosion de l'alliage aluminium-4.5% Cu de deuxième fusion.



## REFERENCES

- [1] J.W.J. Silva, A.G. Bustamante, E.N. Codaro, R.Z. Nakazato, L.R.O. Hein, Morphological analysis of pits formed on Al 2024-T3 in chloride aqueous solution, *Applied Surface Science* 236 (2004) 356–365.
- [2] J.W.J. Silva, VIB group oxi-anions effect on Al(2024) and Al(7050) alloys aqueous corrosion used in aircraft industry, *Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica)*, Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2003, pp. 1–143.
- [3] H.W. Pickering, The role of electrode potential distribution in corrosion processes, *Mater. Sci. Eng. Penn.* 198 (1995) 213–223.
- [4] 2. F. Habashi, *Science Reviews* 22(1), 53–60 (1997).
- [5] Aluminum Cast Alloys [in English and French]. Centre technique des industries de la fonderie and Chicoutimi, Canada, and Centre Québécois de Recherche et de Développement de l'aluminium, Cedex, France, 2002.
- [6] J. G. Kaufman and E. L. Rooy, in *Corrosion Test and Standards, Application and Interpretation*, 2nd edition, edited by R. Baboian. ASM International, Materials Park, OH, 2005, pp. 1–8.
- [7] B.W. Lifka, in *Corrosion Engineering Handbook*, edited by P. A. Schweitzer. Marcel Dekker, New York, 1996, pp. 99–106.
- [8] E. H. Hollingsworth and H. Y. Hunsicker, in *Corrosion and Corrosion Protection Handbook*, edited by P. A. Schweitzer. Marcel Dekker, New York, 1983, pp. 111–145.
- [9] E. Ghali, in *Uhlig's Corrosion Handbook*, 2nd edition, edited by R. W. Revie. Wiley, Hoboken, NJ, 2000, pp. 677–715.
- [10] ASM Specialty Handbook Committee, in *Aluminum and Aluminum Alloys*, edited by J.R. Davis. ASM International, Materials Park, OH, 1993, pp. 3–55, 88–120, 579–731. in 1st, 2nd and 5th parts.
- [11] I. J. Polmear, *Light Alloys from Traditional Alloys to Nanocrystals*. Elsevier, Sydney, Australia, 2006.
- [12] A. Adjorlolo, in *ASM Handbook, Volume 13C, Corrosion: Environments and Industries*, edited by S. D. Cramer and B. S. Covino Jr. ASM International, Materials Park, OH, 2006, pp. 598–612.
- [13] C.R. Brooks, *Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1982. pp. 121–137.

- [14] R.G. Buchheit, R.P. Grant, P.F. Hlava, B. Mckenzie, G.L. Zender, Local dissolution phenomena associated with S phase ( $Al_2MgCu$ ) particles in aluminum alloy AA 2024-T3, *J. Electrochem. Soc.* 144 (1997) 2621–2628.
- [15] N. Birbilis, R.G. Buchheit, Investigation and discussion of characteristics for intermetallic phases common to aluminum alloys as a function of solution pH, *J. Electrochem. Soc.* 155 (2008) C117–C126.
- [16] E. A. Starke, Jr and J. T. Staley, Application of modern aluminum alloys to Aircraft, *Pro 9. Aerospace Sci. Vol. 32*, pp. 131-172~ 1996
- [17] Borchers H.: Confirmation of the solid solubility of copper in aluminium by dilatometry, *Z. Metallkunde*, 34, 90-93 (1942).
- [18] MF.Ashby and DRH.Jones, *Matériaux*, 2 Microstructure et mise en oeuvre, DUNOD, p. 94-96, (1991).
- [19] Christoffer Fransson, Accelerated aging of aluminum alloys, Degree Project of 30 credit points Master of Science in Engineering, Mechanical Engineering, Karlstads universitet 651 88 Karlstad Faculty of Technology and Science Materials Engineering,
- [1] X.Yang, J.D. Hunt and D.V. Edmonds, *Aluminium*, 69(2) (1993)158.
- [21] B.Zluticanin, S.Duric, B.Jordovic and B.Radonjic, Characterization of Microstructure and properties of Al-Cu-Mg alloy, *Journal of mining and metallurgy*, Vol39, 2003, 509-526.
- [22] J.A. DeRose, T. Suter, A. Bałkowiec, J. Michalski, K.J. Kurzydłowski, P. Schmutz, Localised corrosion initiation and microstructural characterisation of an Al 2024 alloy with a higher Cu to Mg ratio, *Corrosion Science* 55 (2012) 313–325.
- [23] Deltombe, E., Vanleughenache, C. et al. (1974). Atlas of Electrochemical equilibria in Aqueous Solutions. NACE, 168-175.
- [24] Pourbaix, M. (1963). Atlas d'équilibres électrochimiques à 25°C. Ed. Gauthier Villars.
- [25] Gimenez, P., J. J. Rameau, et al. (1981). *Corrosion*, 37, 12, 673-682.
- [26] Z. Szklarska-Smialowska, Pitting and Crevice Corrosion. NACE International, Houston, TX, 2005, pp. 327–329.
- [27] Reboul, M. C., Warner, T. J. et al. (1997). *Corrosion Reviews*, 15, 3-4, 471-496.
- [28] Birbilis.N, Buchheit.R.G, Electrochemical Characteristics of Intermetallic Phases inAluminum Alloys, An Experimental Survey and Discussion, *Journal of The Electrochemical Society* 152, (2005).
- [29] K. G. Compton, A. Mendizza, and W. W. Bradley, *Corrosion*, 11, 383 (1955).
- [30] Vargel, C. (1999). *Corrosion de l'aluminium*. Paris, 123-138.

- [31] F. Bellenger. Etude et contrôle de la corrosion feuilletante des alliages d'aluminium 2024 et 7449 par bruit électrochimique et émission acoustique. Analyse microstructurale et caractérisation de l'endommagement. Thèse Microstructure et comportement mécanique et macroscopique des matériaux. Lyon: INSA de Lyon, 2002, 171 p.
- [32] K. R. Cooper, R.G. Kelly. Sources of variability in cation analysis for a quantitative exfoliation corrosion resistance test. *Journal of Chromatography A*, 1996, vol. 739, pp. 183-190.
- [33] Deltombe, E., Pourbaix, M. (1955). Rapport technique RT. 42, Cebelcor.
- [34] Philibert, J., Vignes A., Bréchet, Y., Combrade, P. (1998). *Métallurgie – Du minerai au matériau*, Cinquième partie: La corrosion, Ed. Masson, Paris.
- [35] Dexter, S.C. (1990). *Metals Handbook, Corrosion, Vol.13*, A.S.M., Metals Park, Ohio, 893.
- [36] Czyrkliś, W.F. (1985). Corrosion 85, National Association of Corrosion Engineers, Paper n°196
- [37] Bard, A.J., Faulkner, L.R. (1983). *Electrochimie – Principes, méthodes et applications*. Ed. Masson, Paris
- [38] Frayret, J.P. (1979). Thèse. Nantes.
- [39] K.L. Rabah, J.-P. Chopart, H. Schloerb, S. Saulnier, O. Aaboubi, M. Uhlemann, D. Elmi, J. Amblard Analysis of the magnetic force effect on paramagnetic species, *Journal of Electroanalytical Chemistry* 571 (2004) 85–91
- [40] N. D. Nikolić, Some aspects of nickel electrodeposition in the presence of a magnetic field, *J. Serb. Chem. Soc.* 70 (10) 1213–1217 (2005).
- [41] Hollingsworth, E.H., Hunsicker, H.Y. (1990). *Metals Handbook, Corrosion, Vol.13*, A.S.M., Metals Park, Ohio, 583.
- [42] N. Birbilis, and R. G. Buchheit, Electrochemical Characteristics of Intermetallic Phases in Aluminum Alloys, *Journal of The Electrochemical Society*, 152 (4) B140-B151 (2005).
- [43] Landolt, D. (1993). *Traité des Matériaux, Vol.12 – Corrosion et chimie de surface des métaux*, Presse Polytechniques et Universitaires Romandes.
- [44] Jonathan Idrac, comportement électrochimique d'alliages modèles binaires aluminium-cuivre, thèse de Doctorat, INP de Toulouse, 2005, P150.
- [45] Couvant, T. (2003). Thèse. Corrosion sous contrainte en milieu primaire REP de l'acier inoxydable austénitique 304L. Ecole Nationale Supérieure des mines de Saint Etienne. Saint Etienne, Jean Monnet.

- [46] Herms, E., O. Raquet, et al. (2005). Fissuration des aciers inoxydables austénitiques en milieu primaire REP synthèse des résultats, CEA, RT DPC/SCCME 05-709-A.
- [47] Herms, E. and L. Sejourné (2008). Amorçage de la corrosion sous contraintes des aciers inoxydables austénitiques écrouis en milieu primaire REP - Avancement annuel 2008, CEA NT DPC/SCCME 08-431-A.
- [48] Pathania, R. S. (Décembre 2002). "Quantification of yield strength effects on IGSCC in austenitic stainless steels and its implications to IASCC." Rapport EPRI Ref 1007380.
- [49] Desjardins, D. and R. Oltra (1990). Introduction à la corrosion sous contraintes. Corrosion Sous Contrainte Phénomologie et Mécanismes, Bombannes.
- [50] Andresen, P. L., M. T. Angeliu, et al. (2001). "Effect of martensite and hydrogen on SCC of the stainless steel and alloy 600." Corrosion 2001 n° 01228.
- [51] Furutani, G., N. Nakajima, et al. (2001). "Stress corrosion cracking on irradiated 316 stainless steel." Journal of Nuclear Materials **288**(2-3): 179-186.
- [52] Castaño, M. L., M. S. Redondo Garcia, et al. (2003). Crack Growth Rate of Hardened Austenitic Stainless Steel in BWR and PWR Environments. 11th International Conference on Environments Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Stevenson, WA.
- [53] Arioka, K. (2002). "Effect of Temperature, hydrogen, and boric acid concentration on IGSCC susceptibility of annealed 316 stainless steel.
- [54] N.Zazi, A.Bouabdallah, O.Aaboubi, J.P.Chopart. Prétreatment effects on the electrochemical responses for aluminium-magnesium alloy AA5083 corrosion behavior, J Solid State Electrochem (2010) Vol. 14:1705-1711.
- [55] Nacer 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
- [56] F.P.Ford In corrosion sous contrainte. Phénomologie et mécanismes.EDP science (1990) 307.
- [57] C. Perdrix, Comportement mécanique et évolution structurale de l'aluminium au cours de la déformation à chaud, Thèse de l'Ecole des Mines de Paris, (1983)
- [58] M. Sahal, J.Creus, R.Sabot, X.Feugas, Acta. Mat. 54 (2006) 2157
- [59] D. Large, R. Sabot, X. Feugas, Influence of stress-strain field on the dissolution process of polycrystalline nickel in H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution: An original in situ method, Electrochem. Acta, 2007.

- [60] 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.
- [61] W.Li, D.Y.Li, Influence of surface morphology on corrosion and electronic behavior Acta.Mater. 54 (2006) 445.
- [62] C.N.Reid,, Deformation Geometry for Materials Scientists, Pergamon Press, Oxford (1973)
- [63] Magnin, T. (1990). Modèles liés à la plasticité pour la rupture fragile de matériaux ductiles CFC en corrosion sous contrainte. Corrosion sous Contraintes Phénoménologie et Mécanismes, Bombannes.
- [64] Ford, F. P. (1990). Slip Dissolution Model. Corrosion sous Contraintes Phénoménologie et Mécanismes, Bombannes.
- [65] Logan, H. L. (1952). J. Res. Nat. Std. 4899.
- [66] Jones, D. A. (1985). Metallurgical transactions A 16A(619).
- [67] C.Blanc, Etude comparative de la sensibilité à la germination et à la propagation des piqûres des alliages d'aluminium 2024 et 6056, (1997) INP Toulouse.