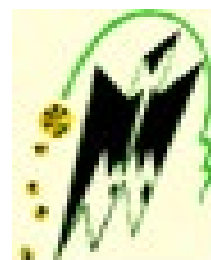


République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et la Recherche Scientifique
UNIVERSITE MOULOUD MAMMERI de TIZI-OUZOU



Faculté du Génie de la Construction
Département Génie Mécanique

Mémoire de Fin d'Etudes

**En vue de l'obtention du diplôme de Master académique en Génie
Mécanique**

Spécialité : Construction mécanique

Thème

**CORROSION DE L'ALLIAGE D'ALUMINIUM 2024 EN
PRÉSENCE ET ABSANCE D'UN CHAMPS
MAGNÉTIQUE DE FAIBLE INTENSITÉ**

Proposé et encadré par :
Mr ZAZI.N

Réalisé par :
SLIMANI DYHIA
HAMMOUDI YACINE

Promotion 2018/2019

Remerciements

Je tiens à exprimer mes vifs remerciements à mon promoteur Mr. ZAZI.N pour son aide et ses conseils pour l'aboutissement de ce travail, qu'il trouve ici ma profonde gratitude et mon respect.

Je remercie également les membres du jury qui me feront l'honneur d'examiner ce travail et de l'enrichir par leurs propositions.

Je remercie aussi ma famille pour leurs soutiens.

Je remercie tous mes amis qui ont été toujours présent quand j'en avais besoin.

Enfin je remercie tous ceux qui ont contribué de prêt ou de loin à la réalisation de ce travail.

DEDICACES

Je dédie ce travail à :

-  *Mes parents.*
-  *Mes sœurs et mon frère.*
-  *Mes grands-parents.*
-  *Mes oncles, tantes et cousins.*
-  *Tous mes amis.*

Et tous ce qui m'ont aidé de près ou de loin.

SOMMAIRE

I. INTRODUCTION 1

I.1 L'ALLUMINIUM ET SES ALLIAGES.....	2
I .1.1 Propriétés de l'aluminium.....	2
I .1.1.1 Propriétés physiques.....	2
I.1.1.2 Propriété mécanique.....	3
I.1.1.3 Propriétés de mise en forme.....	3
I.1.1.4 Résistance à la corrosion.....	4
I .2 Nominations des alliages et influence des éléments d'alliages sur les propriétés.....	4
I.3 Types d'alliages d'aluminium.....	4
I.4 Classement par types de transformations.....	7
I.4.1 Durcissement structural (Zones Guinier Preston).....	7
I..4.1.1 Les zones GP.....	8
I.4.1.2 Zones GP1 et GP29	
I.4.2 Durcissement superficiel par écrouissage.....	9
I.4.3 Durcissement par solution solide.....	10
I.5 Les alliages aluminium/cuivre.....	11
I.5.1 Généralités.....	11
I.5.2 Microstructure et propriétés mécanique.....	12
I.5.3 Microstructure des alliages de la série 2000.....	13
I.5.3 Propriétés mécaniques des alliages de la série 2000 18	
I. 5.3.1 Evolution de la dureté.....	19
I .6 Recyclage de l'aluminium.....	21
II. INTRODUCTION.....	22
II .1 LA CORROSION DES ALLIAGES ALUMINIUM.....	22
II .1.1 Comportement en corrosion de l'aluminium pur.....	25
II.1.2 Rôle des éléments d'addition.....	26
II .2 FORMES SPECIFIQUES DE CORROSION DES ALLIAGES D'ALUMINIUM.....	29
II.2.1 La corrosion par piqûres.....	30
II .2.2 La corrosion filiforme.....	31
II .2.3 Corrosion caverneuse.....	31
II.2.4 La corrosion galvanique.....	32
II .2.5 La corrosion exfoliante ou feuilletant.....	32
II .2.6 La corrosion intergranulaire.....	32
II.2.7 La corrosion sous contrainte.....	34
II .3 Comportement en corrosion des alliages d'aluminium de la série 2024.....	36
II .4	
CONCLUSION.....	39

III.

INTRODUCTION.....	45
III.1 Matériaux utilisé pour les échantillons (substrat).....	46
III.2 Solution NaCl.....	48
III.3 Le champ magnétique.....	49
III.4 La cellule de corrosion.....	50
III.5 Préparation de l'échantillon avantcorrosion.....	52
III.6 Méthodes d'observation et d'analyse des métaux.....	56
III.7 L'examen micrographique.....	58
III.8 Potentiel de corrosion.....	58
III.9 Essais de Microdureté et dureté.....	59
III.10 Essai de corrosion cyclique.....	60
III.11 Essai de corrosion sous tension.....	44

Listes des figures

Figure I.1 : Différents classes d'alliages d'aluminium.....	5
Figure I.2 : Alliages d'aluminium entrant dans la fabrication d'une « canette ».....	6
Figure I-3 : Diagramme de phase Al-Cu entre 0 et 60 % massique d'élément cuivre.....	10
Figure I-4 : Microstructure d'un alliage Al- 4 % pds Cu obtenue soit par refroidissement lent (a), soit par refroidissement rapide (b) [16].....	11
Figure I-5 : Dureté Brinell d'un alliage 2024 en fonction du temps de vieillessement à différentes températures [16].....	13
Figure I-6 : Evolution de la dureté et de la résistance mécanique au cours d'un traitement thermique après trempe fraîche d'un alliage Al-Cu-Mg [18].....	15
Figure I-7 : Evolution de la dureté d'un alliage Al-Cu-Mg à 150 °C [19].....	15
Figure I-8 : Evolution de la dureté Rockwell (HRB) d'un alliage 2024 en fonction de la durée de revenu (h) pour 3 températures (a) sans pré-écrouissage, (b) avec pré-écrouissage de 1,5 % [28].....	16
Figure I.9 : schéma recyclage de l'aluminium.....	17
Figure II-1 : Diagramme de Pourbaix de l'aluminium dans l'eau pure à 25 °C.....	4

fatigue des alliages d'aluminium [33].....	6
Figure II.3. Evolution du potentiel de corrosion de l'aluminium en fonction de l'enrichissement en éléments d'addition. Les pourcentages atomiques indiquent les limites de solubilité de l'élément [32].....	8
Figure II.4 : corrosion par piqûres.....	9
Figure II-5 Corrosion filiforme.....	10
Figure II-6 Corrosion caverneuse.....	10
Figure II.7 : corrosion sous contrainte.....	12
Figure III.1 : Evolution de l'intensité du champ magnétique en fonction de la distance de l'aimant.....	2
Figure III.2 : position de l'aimant dans notre échantillon.....	3
Figure III.3: dispositif expérimentale (montage à trois électrodes).....	4
Figure III.4 : polisseuse.....	5
Figure III.5: Microscope métallographique de type HUND(WETZLAR).....	6
Figure III.6 : Courbe de polarisation : principe de construction.....	7
Figure III.7 : MicroduromètreZWICKROELZHV1M.....	8

Listes tableaux

Tableau 1.I : Propriété physiques de l'aluminium [2].....	2
Tableau 2. I : Module d'élasticité et coefficient de Poisson de quelques métaux [3].....	3
Tableau 3. I: des différents alliages d'aluminium corroyés.....	5
Tableau 4. 1: différents alliages d'aluminium de fonderie [4].....	6
Tableau 5. 1: Répartition des matériaux constituant certains appareils d'Airbus industries (% en masse).....	8
Tableau 6. 1: Composition chimique de l'alliage 2024 (% massique).....	9
Tableau 7. 1: Propriétés d'alliages de la série 2xxx à résistance mécanique élevée [16].....	14
Tableau II .1 : Hétérogénéités conduisant à la corrosion localisée.....	2
Tableau II.2. Classement des alliages d'aluminium en fonction de leur résistance à la corrosion. Formes de corrosion généralement observées [33].....	6
Tableau II.3. Potentiel de corrosion de quelques particules intermétalliques en milieu chloruré [32].....	7
Tableau III.1 : Composition chimique de l'aluminium étudié.....	1

I. INTRODUCTION

L'aluminium est présent en grande quantité dans la croûte terrestre, avec une masse de minerai représentant 8%, après l'oxygène (46.71%) et le silicium (27.69%), et devant le fer (5.05%). Mais il n'existe pas de métal pur toujours il y'a des éléments étranges ou des impuretés.

Il est difficile d'avoir un degré de pureté dépassant 99.9999%. Pour obtenir des matériaux ayant des caractéristiques précises, les alliages ont des meilleures propriétés mécaniques par contre les métaux résistent mieux à la corrosion localisée.

Les matériaux en général et les métaux en particulier prennent une place importante dans tout développement industriel ou progrès technologique. Vu les exigences de l'industrie moderne, nombreux programmes de recherches sont en route pour le développement d'autres matériaux plus performants et moins coûteux tels que les **composites**, les **céramiques**, les **polymères**...etc., La plupart des métaux utilisés couramment n'ont pas ce degré de pureté ; ce sont des alliages auxquels on ajoute des atomes étrangers. L'utilisation des matériaux dépend de leur disponibilité, de leur coût, de leur facilité de mise en forme et de leur compatibilité avec l'environnement (propriétés mécaniques, physiques et chimiques).

Tout progrès technologique important est souvent lié au développement de matériaux dotés de propriétés améliorées ou de nouveaux matériaux. Les métaux et les alliages métalliques occupent toujours une place importante, car les caractéristiques de ces derniers s'améliorent de jour en jour grâce aux recherches et en particulier **les alliages non ferreux** comme l'aluminium et ses alliages. Ces types d'alliages jouent un rôle très important dans l'industrie, ils occupent la deuxième place dans la construction de différentes pièces après le fer.

Cette importance est due à leur faible densité permettant l'économie de l'énergie dans le domaine de véhicules industrielles et de l'aéronautique, et facilite l'assemblage, et leur basse température de fusion qui facilitent la réalisation de différentes formes. Grâce à la bonne conductivité électrique, l'aluminium et ses alliages sont largement utilisés dans la fabrication des conducteurs massifs du courant électrique (lignes d'alimentation et câble de haute tension).

I.1 L'ALLUMINIUM ET SES ALLIAGES

I.1.1 Propriétés de l'aluminium

I.1.1.1 Propriétés physiques

L'aluminium est un métal blanc argenté très **malléable**, de masse volumique 2,7 g/cm³ possède une température de fusion et d'ébullition de l'ordre de 660°C et 2056°C, respectivement. Il exhibe une structure cubique à faces centrées dont le paramètre à 21°C est de 4 4,04912 Å (de 99.992).

Cette structure est la seule forme stable dans l'état solide. L'aluminium bout à 2270°C environ. L'étendue du domaine liquide est responsable des bonnes propriétés de fonderie des alliages légers. L'aluminium se dilate deux fois plus que le fer, son coefficient de dilatation est de 24,10⁻⁶ mm /°C pour le domaine de température compris entre 20°C et 100 °C. L'aluminium pur est un bon conducteur électrique et thermique et il possède un bon pouvoir réflecteur [1].

Tableau 1.I : Propriété physiques de l'aluminium [2].

propriété	Unité	valeur	Remarque
Numéro atomique		13	
Masse volumique ρ	Kg. m ⁻³	2698	
Point de fusion	°C	660.45	Sous 1013 10 ⁻³ bar
Point d'ébullition	°C	2056	Sous 1013 10 ⁻³ bar
Pression de vapeur	Pa	3.7 10 ⁻⁵	à 927°C
Energie interne massique U	J.kg ⁻¹	3.98 10 ⁵	
Capacité thermique massique Cp	J.kg ⁻¹ .K ⁻¹	897	à 25°C
Conductivité thermique	W. m ⁻¹ .K ⁻¹	237	à 27°C
Coefficient de dilatation linéique α_l	10 ⁻⁶ K ⁻¹	23.1	à 25°C
Résistivité électrique ρ	10 ⁻⁹ Ω m	26.548	à 25°C
Susceptibilité magnétique K		0.6 10 ⁻⁵	à 25°C
Module d'élasticité longitudinal E	MPa	69 000	
Coefficient de poisson		0.33	

I.1.1.2 Propriété mécanique

L'aluminium pur, à l'état recuit, possède des propriétés mécaniques faibles, (module de Young $E = 70 \text{ GPa}$) (Tableau 1.I) on peut toutefois améliorer considérablement ces propriétés par écrouissage, traitements thermiques ou addition d'éléments d'alliages, Puisque l'aluminium et ses alliages ont une structure cubique à faces centrées, ils font preuve à l'état recuit, d'une excellente **ductilité**, et ce à toute température.

La résistance mécanique, l'allongement et le module d'élasticité de l'aluminium évoluent favorablement en fonction de la température et ne devient fragile qu'aux basses températures. Le module d'élasticité E de l'aluminium est faible allant de 65000 N/mm^2 à 70000 N/mm^2 , lorsqu'on abaisse la température jusqu'au voisinage du zéro absolu. Aucun alliage d'aluminium ne devient fragile aux basses températures.

Tableau 2. I : Module d'élasticité et coefficient de Poisson de quelques métaux [3].

	Fe	Cu	Al	Ni	Mg	Ti	Mo	W
Module de Young (GPa)	211	130	70	200	45	120	325	410
Coéf. Poisson	0.293	0.343	0.345	0.312	0.291	0.361	0.293	0.28

I.1.1.3 Propriétés de mise en forme

L'aluminium à une température de fusion relativement basse ($660 \text{ }^\circ\text{C}$), et un point d'ébullition de $2060 \text{ }^\circ\text{C}$, il en résulte une facilité de fusion qui présente un avantage pour la fonderie.

L'aluminium étant très ductile, on peut facilement le mettre en forme à l'état solide, par déformation plastique (laminage, filage, étirage,) soit à chaud soit à température ambiante.

I.1.1.4 Résistance à la corrosion

L'aluminium montre une bonne résistance à la corrosion grâce à la formation de la couche protectrice d'oxyde Al_2O_3 et elle peut être améliorée (couche épaisse) par **anodisation**.

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

Il est à signaler que des risques de corrosion inter granulaire et de corrosion sous tension existent dans les alliages des séries 2000 et 7000.

I.2 Nominations des alliages et influence des éléments d'alliages sur les propriétés

L'aluminium non allié possède des propriétés mécaniques faible, afin d'améliorer ces propriétés, on est conduit à ajoute les éléments d'addition lors de sa fusion, tel que Mg, Mn, Cu, Si, Ni, Ti, Zn, Co, etc.

Ces éléments entrent en solution solide en formant des précipités qui entraînent des compositions d'alliages, l'avantage des alliages d'aluminium et qu'ils permettent d'avoir une bonne résistance mécanique tout en conservant une faible masse volumique.

Et ils sont utilisés dans plusieurs domaines de l'industrie comme la construction aéronautique, automobile, dans les bâtiments comme toitures, façades, et aménagement intérieur, décoration, et emballage.

I.3 Types d'alliages d'aluminium

Il existe deux grandes familles d'alliages d'aluminium, des alliages **corroyés**, et des alliages de **fonderies**.

Les différents alliages à base d'aluminium sont désignés par un nombre de quatre chiffres et sont classés en fonction des éléments d'alliages principaux (tableau 3.I).

Tableau 3. I: des différents alliages d'aluminium corroyés.

	Désignation	Élément d'alliage principal	Phase principale présente dans l'alliage
1000	1xxx	99% d'aluminium au minimum	
2000	2xxx	Cuivre (Cu)	Al_2Cu - Al_2CuMg
3000	3xxx	Manganèse (Mn)	Al_6Mn
4000	4xxx	Silicium (Si)	-
5000	5xxx	Magnésium (Mg)	Al_3Mg_2
6000	6xxx	Magnésium (Mg)+ Silicium (Si)	Mg_2Si
7000	7xxx	Zinc (Zn)	MgZn_2
8000	8xxx	Lithium et autres	Al_3Li

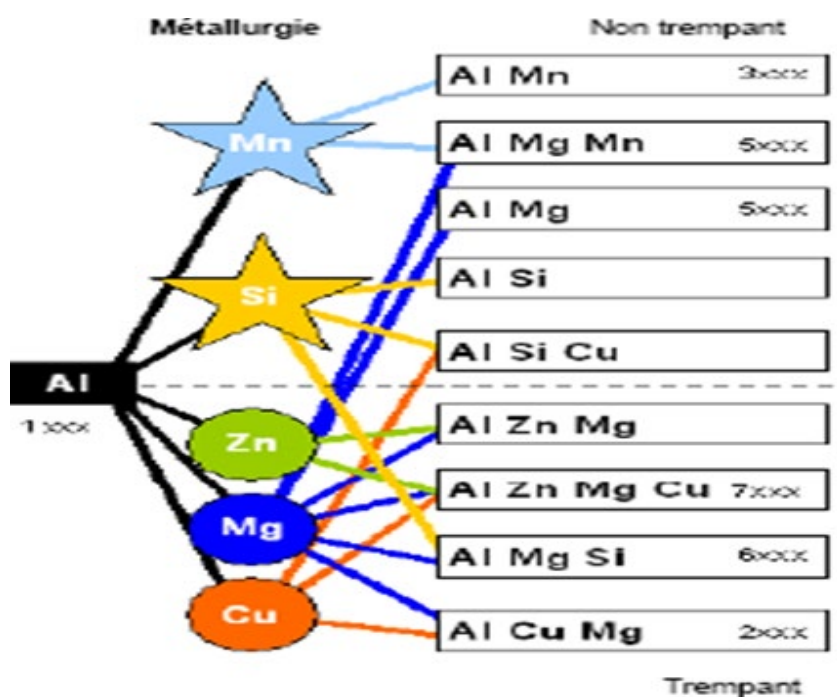


Figure I.1 : Différents classes d'alliages d'aluminium.

Tableau 4. 1: différents alliages d'aluminium de fonderie [4].

Séries	Alliages
100.0	Al commercial (Al Pur)
200.0	Al-Cu
300.0	Al-Si-Mg et Al-Si-Cu
400.0	Al-Si
500.0	Al-Mg
700.0	Al-Zn
800.0	Al-Sn

Exemple :

"can" ou boîte d'emballage "coca cola". Ces boîtes sont constituées de deux nuances d'aluminium différentes.

Par exemple, un 3004 (Al + Mn) pour le corps cylindrique, plus malléable et facilement déformable ; et un 5181 (Al + Mg) pour la partie couvercle levier d'ouverture, et plus dure que la précédente (figure I.2).

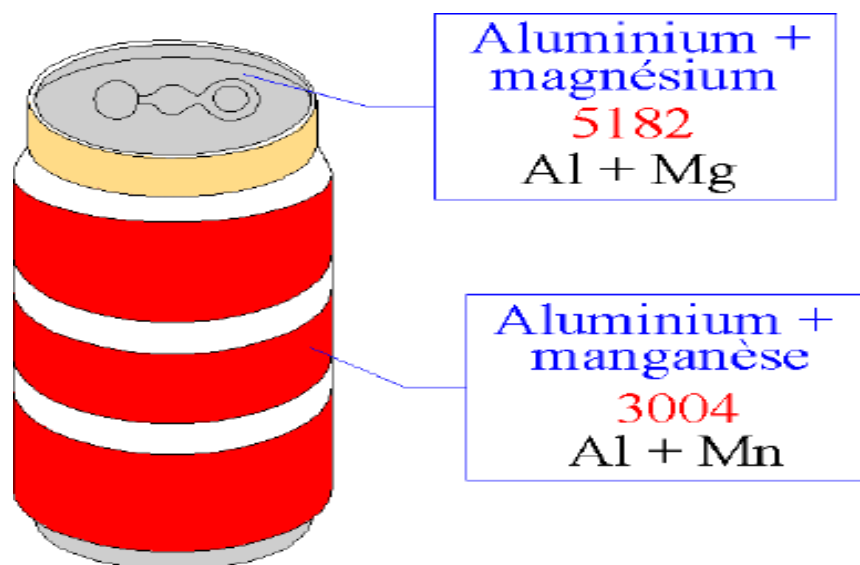


Figure I.2 : Alliages d'aluminium entrant dans la fabrication d'une « canette »

I.4 Classement par types de transformations

Parmi ces huit classes, une autre distinction peut être faite entre les alliages non trempant et les alliages trempant [5] :

Les alliages non trempant correspondent aux séries 1000, 3000, et 5000 ce sont des alliages sans durcissement structural (tableau I.5). Et les alliages trempant à durcissement structural qui correspondent aux séries 2000, 6000 et 7000.

Selon la classe d'alliages envisagée, différentes méthodes d'amélioration des propriétés mécaniques peuvent être adoptées.

En effet, trois méthodes d'amélioration des propriétés mécaniques existent : le durcissement de solution solide, le durcissement par précipités et le durcissement par écrouissage.

I.4.1 Durcissement structural (Zones Guinier Preston)

Les mécanismes du durcissement structural ont été imaginés bien avant le développement des techniques **d'observation par MET** qui permettent, entre autres, l'étude des interactions locales précipité/ dislocations, ainsi que les traitements statiques qui rendent compte de la distribution des obstacles et de leur résistance à l'échelle d'un grain.

En effet, dès 1901, Alfred Wilm s'emploie à améliorer les propriétés mécaniques des alliages binaires Al-Cu. Espérant obtenir un comportement analogue à celui des aciers, il travailla beaucoup sur la trempe de ces alliages d'aluminium mais sans succès. Après les avoir laissés à température ambiante, après trempe, pendant plusieurs jours, il se rendit compte qu'ils présentaient une résistance mécanique accrue et découvrit le phénomène de durcissement structural. Ainsi, en 1911, Wilm mit au point le premier alliage d'aluminium à durcissement structural, le duralumin, commercialisé dès 1916 [6]. Cet alliage, encore utilisé de nos jours, présente des propriétés mécaniques remarquables résultant de ce durcissement structural : il s'agit d'une limite élastique supérieure à celle de l'aluminium pur.

Un essor considérable, de la métallurgie des alliages d'aluminium, s'en suivit sans que les phénomènes physiques responsables de ces propriétés mécaniques remarquables, fussent expliqués. En 1919, Mérici proposa une première explication de l'apparition d'une nouvelle phase sous la forme de particules indécélables au microscope optique. En 1935, Wasserman émit l'hypothèse de l'existence, dans la matrice d'aluminium, d'une phase intermédiaire métastable qu'il pense identifiable par diffraction des rayons X. Trois années plus tard, Guinier et Preston (1938) découvrirent, par diffusion de rayons X, la présence

d'amas de solutés, après trempe et maturation à température ambiante d'alliages binaires Al-Cu et Al-Ag. Ils sont ainsi les premiers à décrire la décomposition de la solution solide des alliages à durcissement structural, par création d'amas planaires d'atomes, communément appelés zones de Guinier Preston (zones GP) [6].

I.4.1.1 Les zones GP

Les zones GP [6, 7] sont formées de disques, d'atomes de Cu, de l'ordre 40 –200 Å de diamètre.

Elles seraient constituées soit de monocouches [7], soit de couches superposées pouvant contenir jusqu'à 50 % d'atomes de cuivre (25 à 45 % d'après Hono et Al. [7]). Ces particules ont un diamètre moyen de 10 nm et l'épaisseur d'un seul plan atomique. On trouve cependant, pour un traitement thermique donné, une grande disparité de taille.

L'effet de taille des atomes (cuivre plus petit que l'aluminium : $a_{\text{Cu}}/a_{\text{Al}} = 3,61/4,05 = 0,89$) provoque la contraction des plans atomiques sur les zones GP mais ces zones sont cohérentes avec la matrice. La densité de zones GP est de l'ordre de 10^{18} cm^{-3} .

Al	2.1	7.9Å
5/6 Al – 1/6 Cu	1.85	
Cu	1.85	
5/6 Al – 1/6 Cu	2.1	
Al		

(a)

Cu	1.82	7.68Å
Al	2.02	
Al	2.02	
Al	1.82	
Cu		

(b)

Figure I. 3 Diagrammes schématiques des modèles de structure de la phase θ'' , d'après Guinier [7, 8] (a) et d'après Gerold [9] (b).

I.4.1.2 Zones GP1 et GP2

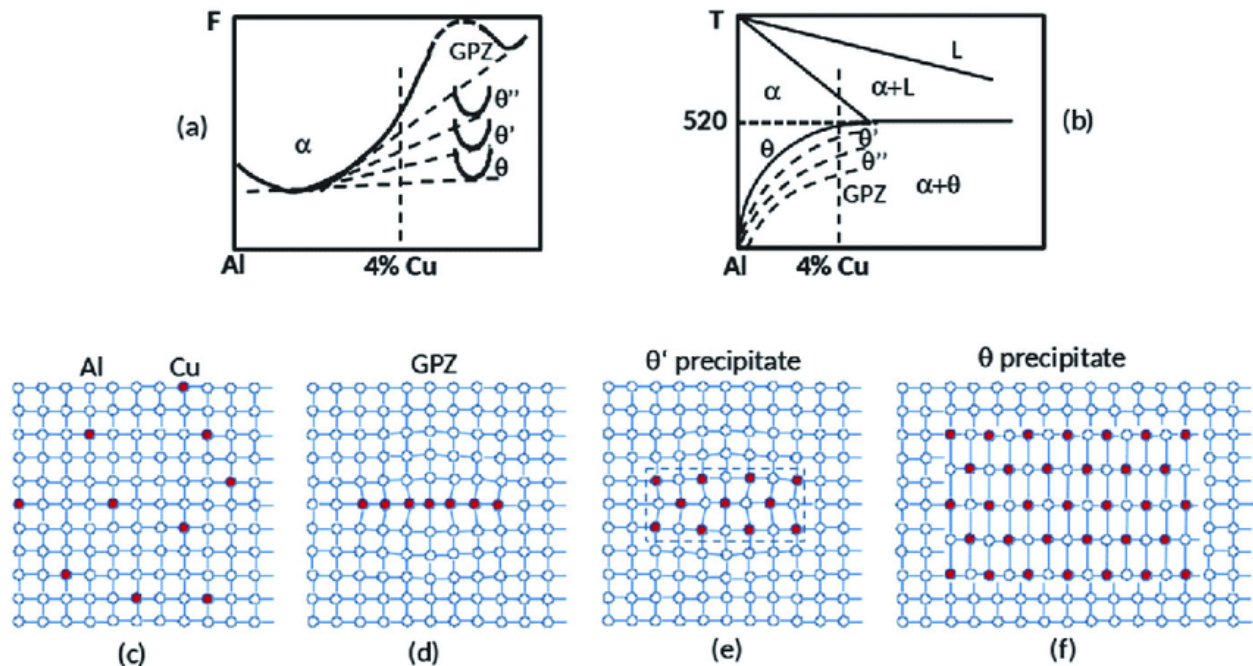


Figure I.4 Zones GP1 et GP2

Les précipitations dans une solution solide sursaturée en Al-Cu comprennent plusieurs étapes (particules GPZ- $\theta\theta$ (zones GP II) - particules de phase γ -particules de phase γ) qui se succèdent avec l'augmentation de la température.

Les relations schématiques sont illustrées énergies libres (a) et diagramme de phases correspondant (b), structure cristalline de la solution solide (c), GPZ (d), phase γ θ (e) et phase γ (f).

I.4.2 Durcissement superficiel par écrouissage

La résistance et la dureté de certains alliages métalliques peuvent être améliorées par une série de traitements thermiques qui provoquent la formation de très fines particules d'une deuxième phase, réparties uniformément dans la matrice initiale. Cette série de traitements constitue un processus nommé durcissement structural et les fines particules qui en résultent sont appelées précipités. En outre, la résistance des alliages qui ont subi un

durcissement structural s'améliore avec le temps, par un phénomène qu'on appelle durcissement par vieillissement.

Voici quelques alliages dont la dureté peut être accrue par durcissement structural : aluminium-cuivre, cuivre-béryllium, cuivre-étain et magnésium aluminium, ainsi que certains alliages ferreux.

Il ne faut pas confondre le durcissement structural et la transformation martensitique. Ce sont deux phénomènes totalement différents, même si les traitements thermiques qui y sont associés se ressemblent. La principale différence réside dans les mécanismes qui causent l'amélioration des propriétés mécaniques, comme nous allons le voir ci-dessous [10].

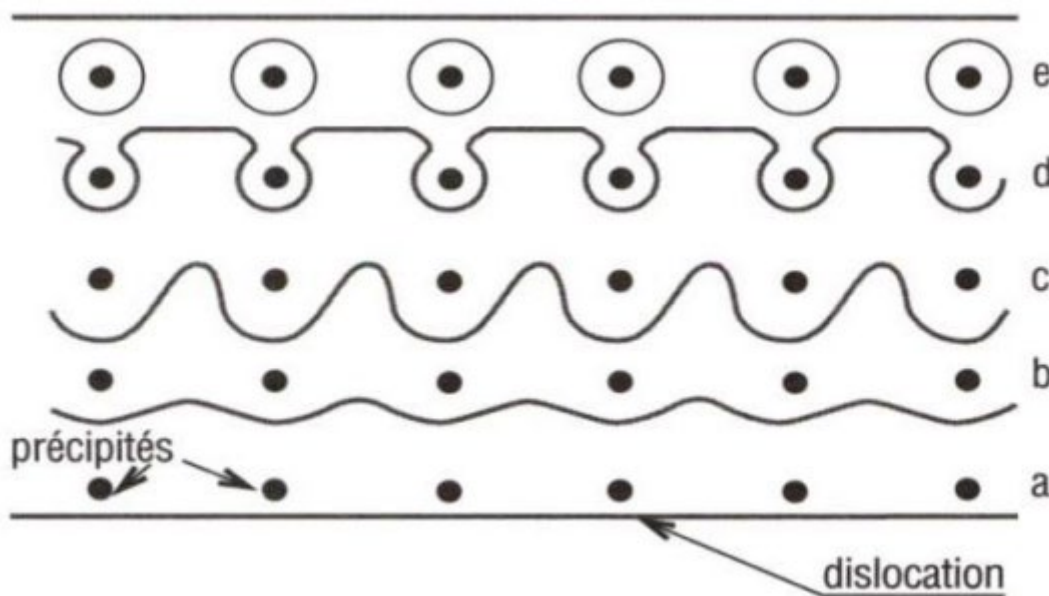


Figure I.5: résistance au mouvement des dislocations [10,11].

I.4.3 Durcissement par solution solide

Ce type de durcissement est obtenu par addition d'éléments d'alliage en solution, il perturbe le réseau qui devient plus difficile à déformer. Si l'élément n'est pas en solution solide, il forme aussi des perturbations dans le réseau comme les précipités qui ont le même effet de difficulté de déformation [12].

La résistance mécanique du métal sera d'autant plus grande que le nombre et l'importance de ces perturbations seront plus grands [12]. On comprendra, bien sûr, que l'effet sera d'autant plus important pour la création d'une solution solide sursaturée qui a

un potentiel pour la précipitation au cours du vieillissement à une température élevée. Le mécanisme de ce durcissement est expliqué par l'existence d'une force de freinage qui résulte d'une interaction entre les dislocations et les atomes étrangers en solution.

Tableau I.5 : Différentes alliages trempant et non trempant

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

Pour les alliages trempant, la méthode principale de durcissement correspond à un traitement thermique, appelé traitement à durcissement structural.

Le processus de durcissement structural permet d'améliorer nettement les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium en conduisant à la formation de précipités durcissant.

Cette modification de la microstructure du matériau s'accompagne souvent d'une chute de la résistance à la corrosion ce qui amène dans la plupart du temps à travailler, en terme de compromis entre bonnes propriétés mécaniques et résistance à la corrosion intéressante

I.5 Les alliages aluminium/cuivre

I.5.1 Généralités

Il existe environ 310 alliages d'aluminium différents. Certains alliages possèdent des caractéristiques mécaniques qui répondent très bien aux besoins du domaine aéronautique, comme par exemple l'alliage 2024 utilisé dans les structures des avions et le revêtement de leur fuselage.

L'aéronautique est donc un grand « consommateur » d'alliages d'aluminium, comme cela apparaît dans le tableau 5.I

Tableau 5. 1: Répartition des matériaux constituant certains appareils d'Airbus industries (% en masse).

Appareils	Alliages Al	Alliages Ti	Composites org	Aciers	Autres
A310	67 %	5 %	10%	13 %	5 %
A320	58 %	6 %	20 %	13 %	3 %
A330/A340	73 %	6,5 %	10 %	7,5 %	3 %
A380	75 %	7 %	8 %	7 %	3 %

On peut remarquer tout d'abord que les alliages de titane ont pris au cours du temps un peu plus d'ampleur, tandis que les composites et l'acier sont en forte baisse.

L'emploi des matériaux composites a diminué car ces matériaux, plus nobles que les alliages d'aluminium, semblent favoriser la corrosion de ces derniers par effet de pile [13-14]. Ainsi, le dernier né d'Airbus industries, l'A380, est composé au $\frac{3}{4}$ d'alliages d'aluminium. On comprend donc bien l'intérêt qu'a l'aéronautique de développer la recherche sur les alliages d'aluminium et notamment d'améliorer leur résistance à la corrosion.

I.5.2 Microstructure et propriétés mécanique

Caractéristiques de l'aluminium pur, l'élément aluminium a été découvert en 1825. En tonnage, la production d'aluminium ne représente que 2 % environ de celle des aciers. Cependant, ce métal (et ses alliages) arrive en seconde position lorsque l'on parle de l'utilisation des matériaux métalliques.

L'aluminium doit cette place à un ensemble de propriétés qui en font un matériau remarquable. Les conductivités électrique (62 % de celle du cuivre) et thermique de ce matériau sont élevées. De plus, sa masse volumique de $2,7 \text{ g.cm}^{-3}$ en fait un matériau léger et de ce fait très intéressant, notamment pour des applications dans le secteur de l'aéronautique. Néanmoins, l'utilisation de l'aluminium pur reste limitée en raison de ses

propriétés mécaniques médiocres (par exemple, pour l'aluminium à 99,5 % : $R_{p0.2} = 10-20$ MPa, $R_m = 70-80$ MPa, $A \% = 50-60$ et $E = 65-70 \times 10^3$ MPa). Ainsi, il apparaît intéressant et nécessaire de développer des alliages d'aluminium ; le choix des éléments d'additions se fait dans le but d'obtenir une amélioration de certaines caractéristiques par rapport aux propriétés de l'aluminium pur. Il existe de nombreux domaines d'applications pour ces alliages et de nombreuses nuances ont donc été développées afin de satisfaire les caractéristiques requises. Néanmoins, la modification de la composition chimique d'un alliage dans le but d'améliorer une performance donnée s'accompagne souvent d'une chute en ce qui concerne une autre propriété. Il est alors essentiel d'adopter un compromis : par exemple, entre de bonnes propriétés mécaniques et une bonne résistance à la corrosion.

Certains alliages de la série 2000, utilisés dans le secteur aéronautique, répondent très bien à ce compromis.

I.5.3 Microstructure des alliages de la série 2000

La plupart des alliages d'aluminium utilisés dans les structures aéronautiques sont des alliages à durcissement structural, comme ceux de la série 2xxx. Les caractéristiques mécaniques des alliages de la série 2000 sont accrues en raison de la fine précipitation d'une seconde phase. Ce type d'alliage est donc constitué d'une matrice, qui correspond à une solution solide de cuivre dans l'aluminium, de précipités durcissant, mais aussi de particules intermétalliques grossières et enfin de dispersoïdes.

Dans les alliages de la série 2000, on met souvent en évidence la présence de particules intermétalliques grossières [15]. Ces particules, qui se forment lors de la décomposition eutectique pendant la solidification, contiennent souvent du fer (Al_7Cu_2Fe et $(Fe,Mn)Al_6$), présent initialement dans le matériau sous forme d'impureté. Ces particules peuvent atteindre $30 \mu m$ et ne peuvent pas être remises en solution. Outre ces particules insolubles, la plupart des alliages d'aluminium contiennent aussi des particules intermétalliques grossière partiellement solubles, de même taille que les précédentes. Elles sont généralement composées de zinc, de magnésium ou de cuivre, combinés avec de l'aluminium.

Tableau 6.I: Composition chimique de l'alliage 2024 (% massique).

Cu	Mn	Fe	Zn	Si	Ti	Cr	Mg	Ti + Zr	Al
3,8 / 4,9	0,3 / 0,9	< 0,5	< 0,25	< 0,5	< 0,15	< 0,1	< 1,2	< 0,2	Base

Dans le cas particulier de l'alliage 2024 (Tableau 6.I), sept types de particules sont distinguées. Il s'agit de Al_2Cu (phase θ), Al_2CuMg (phase S), Mg_2Si , Al_6Mn , Al_3Fe , $\alpha\text{-Al}$ (Mn, Fe) Si et $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$.

Solubles ou insolubles, les particules intermétalliques grossières ont un effet néfaste vis-à-vis de la ténacité. En effet, elles peuvent se briser lors de traitements thermomécaniques, offrant ainsi des chemins préférentiels à la propagation des fissures. Mais, comme nous le verrons par la suite, leur présence est surtout néfaste en termes de résistance à la corrosion.

Les dispersoïdes se forment par précipitation à l'état solide. Ils sont généralement constitués d'éléments ajoutés comme le chrome ou le manganèse et cela dans le but d'éviter une recristallisation des produits travaillés à chaud. Une fois formés, ces précipités de 0,02 à 0,5 μm de longueur ne peuvent plus être complètement dissous. Leur fraction volumique, leur taille ainsi que leur distribution peuvent être néanmoins modifiées au cours des traitements thermomécaniques. En général, la ténacité d'un matériau peut être augmentée en augmentant la taille des dispersoïdes tout en diminuant leur nombre. Les dispersoïdes peuvent aussi influencer la tenue à la corrosion d'un matériau.

Enfin, comme cela a été dit précédemment, des observations en microscopie électronique en transmission des alliages de la série 2000 montrent la présence de précipités intergranulaires voire intergranulaires. En effet, le diagramme de phases du binaire Al-Cu (Figure I-3) montre que la solubilité du cuivre dans l'aluminium décroît de manière appréciable lorsque la température chute. Cette observation est à l'origine du traitement de durcissement structural

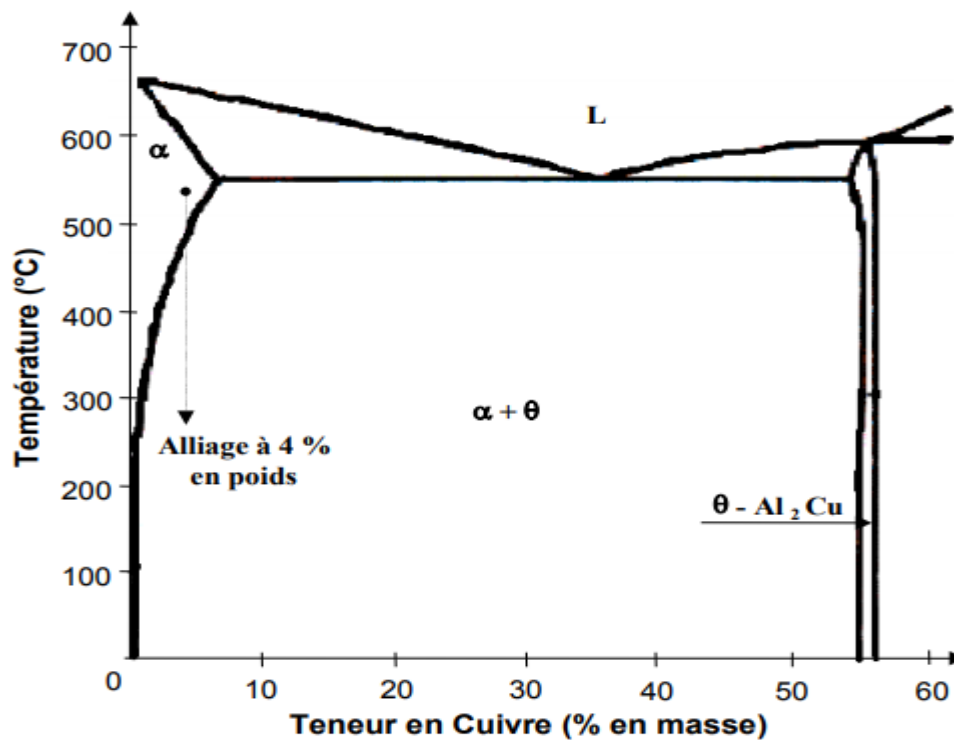


Figure I-3 : Diagramme de phase Al-Cu entre 0 et 60 % massique d'élément cuivre.

Intéressons-nous de nouveau plus particulièrement à l'alliage 2024. Le diagramme de phases du binaire Al-Cu nous indique qu'entre 500 et 580°C, l'alliage Al- 4 % masse Cu est monophasé : il s'agit d'une solution solide désordonnée d'aluminium dans laquelle le cuivre est en substitution (phase α). En dessous de 500°C, l'alliage devient biphasé et les deux phases, α et θ -Al₂Cu coexistent. Il y a donc précipitation de phase θ dans la solution α . Au fur et à mesure que l'alliage est refroidi (on considère un refroidissement lent pour être le plus proche possible des conditions d'équilibre), la proportion de θ -Al₂Cu augmente. A la température ambiante, les pourcentages massiques d'équilibre sont de 93 % de phase α et de 7% d'Al₂Cu [16]. La solubilité de l'élément cuivre dans l'aluminium (phase α) est d'environ 0,02 % à température ambiante.

La morphologie de la précipitation ainsi que les proportions respectives des différentes phases susceptibles d'être observées varient selon le mode de refroidissement de l'alliage. Dans le cas d'un refroidissement lent, les précipités de phase θ sont grossiers et très espacés. Dans le cas d'un refroidissement rapide, ils sont fins et très rapprochés [16].

Ainsi, les microstructures obtenues à température ambiante dans un alliage Al- 4 % pds Cu par refroidissement lent à partir de 550°C (a) ou par refroidissement rapide à partir de 550°C (b) [16] varient de manière considérable comme le montre la figure I-4.

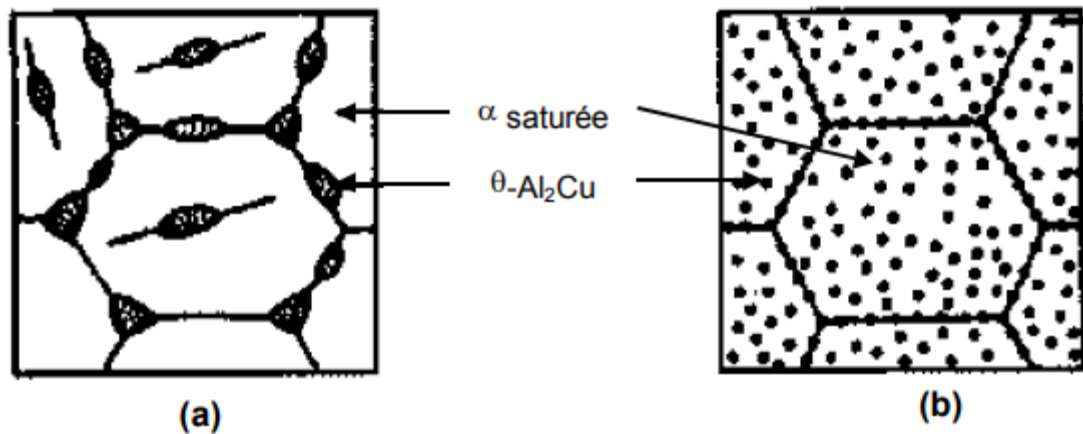


Figure I-4 : Microstructure d'un alliage Al- 4 % pds Cu obtenue soit par refroidissement lent (a), soit par refroidissement rapide (b) [16].

Dans le cas d'un refroidissement lent, l'enthalpie libre de précipitation et le taux de germination sont faibles. Pour assurer la proportion d'équilibre en $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$, les rares germes doivent croître en de gros précipités très distants les uns des autres. Les dislocations n'ont 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 l'est 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. Ce procédé, dit de durcissement structural, est donc basé sur un traitement thermique de l'alliage en trois étapes :

- Première étape : mise en solution à 550°C de manière à dissoudre totalement l'élément cuivre dans l'aluminium.
- Deuxième étape : trempe à l'eau ou à l'huile jusqu'à température ambiante. On obtient ainsi, à température ambiante, une solution solide fortement sursaturée.
- Troisième étape : traitement de revenu à des températures comprises entre 100 et 190°C pendant des durées variant classiquement de 1 à 100 jours.

Lors du revenu, il y a décomposition de la solution solide sursaturée α ; la séquence de précipitation des alliages binaires Al-Cu suit généralement le schéma suivant :

Solution solide sursaturée α > Zones Guinier Preston > Phase θ'' > Phase θ' > Phase θ

A partir de la solution solide sursaturée α dans laquelle les atomes de cuivre sont en substitution et répartis au hasard [4], des zones de Guinier-Preston (GP) germent sous forme de disques. Les faces des disques (diamètre environ 10 nm) sont parfaitement cohérentes avec la matrice. Les côtés de ces disques (épaisseur environ 1 nm) sont aussi cohérents mais présentent une forte déformation [16].

Une nouvelle étape est atteinte lorsque certaines zones GP croissent pour former les précipités θ'' . Parallèlement à cela, d'autres zones GP se dissolvent et le cuivre ainsi libéré est incorporé par diffusion aux précipités θ'' qui grossissent [16]. La phase θ'' se présente aussi sous forme de disques dont les faces sont cohérentes avec la matrice (diamètre environ 100 nm, épaisseur environ 10 nm). Les côtés des disques le sont aussi mais l'écart paramétrique entre la phase θ'' et la matrice est tel que cette évolution métallique génère des contraintes élastiques de cohérence.

Par la suite, des précipités θ' germent sur les dislocations de la matrice. Les précipités θ'' se dissolvent alors et le cuivre libéré est incorporé à la phase θ' qui grossit [16]. Les faces des disques sont cohérentes avec la matrice mais les côtés de ces disques ne le sont plus (diamètre environ 1 μm).

La phase d'équilibre correspond aux précipités θ - Al_2Cu qui germent aux joints de grains et aux interfaces θ' /matrice [16]. Les précipités θ' se dissolvent et le cuivre est transféré vers la phase θ qui précipite. La phase θ - Al_2Cu est complètement incohérente avec la matrice. Ces précipités ne croissent plus sous forme de disques, mais sous forme de globules.

Le durcissement des alliages de la série 2000 et l'amélioration de leurs propriétés mécaniques sont essentiellement dus à la précipitation des zones GP ou des phases θ'' et θ' . 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 corrosion intergranulaire. Supérieure à 1 % en poids, modifie la séquence de précipitation de la manière suivante :

Solution solide sursaturée α > Zones Guinier Preston > S' > Phase S (Al_2CuMg)

En fait, il a été montré que, dans les alliages Al-Cu-Mg, la nature des précipités formés lors d'un vieillissement artificiel dépend du rapport Cu / Mg. Bagaryatskii [17] a montré que, pour un rapport Cu / Mg égal à 2,2, la phase d'équilibre est Al^2CuMg (S) et a observé la séquence de précipitation suivante :

Solution solide sursaturée > Zones GPB > $S'' + S'$ > $S' + S$ > S

D'un point de vue général, et cela est vrai en particulier pour les alliages de la série 2000, les propriétés mécaniques d'un alliage dépendent fortement de sa microstructure.

I.5.3 Propriétés mécaniques des alliages de la série 2000

Pour les alliages de la série 2000 en particulier, même si les dispersoïdes et les particules intermétalliques grossières influencent notablement la ténacité, ce sont surtout les interactions entre précipités durcissant et dislocations qui contrôlent les caractéristiques mécaniques. L'exemple du suivi de la dureté d'un alliage 2024 en fonction du temps de vieillissement ou de la température de revenu est éloquent (Figure I-5).

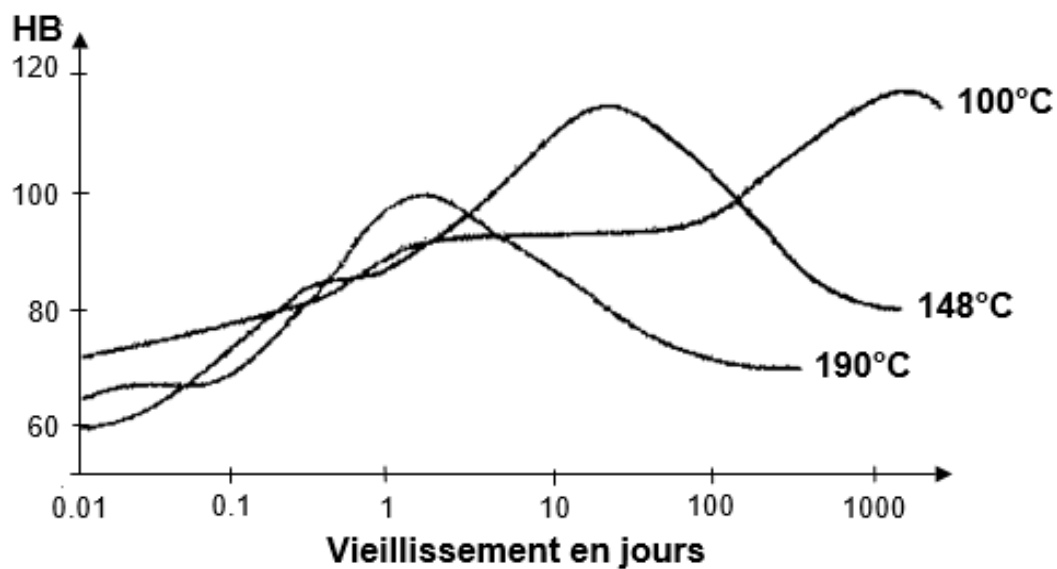


Figure I-5 : Dureté Brinell d'un alliage 2024 en fonction du temps de vieillissement à différentes températures [16].

Ainsi, les traitements appliqués à de tels alliages doivent être parfaitement maîtrisés pour conduire à une optimisation des propriétés mécaniques. Dans ces cas-là, on obtient des caractéristiques mécaniques très intéressantes comme l'atteste le tableau 7.I.

Tableau 7. 1: Propriétés d'alliages de la série 2xxx à résistance mécanique élevée [16].

Nuance	Etat	R _m (Mpa)	R _{p0.2} (Mpa)	A (%)
2017 A	T4	300	180	27
2024 A	T4	465	320	18
	T6	475	390	10
	T81 trempé,	480	445	7
	Écroui, revenu			

I.5.3.1 Evolution de la dureté

Comme décrit précédemment, la phase d'équilibre, S-Al₂CuMg, ne se forme pas directement au cours des premiers instants du traitement de revenu. Des phases métastables commencent par se former. Ces différentes transformations successives vont avoir des conséquences sur l'évolution des propriétés mécaniques en fonction de la température et du temps de revenu. Le schéma de la Figure I-4 présente l'évolution de la dureté et de la résistance mécanique d'un alliage d'aluminium durci au cours d'un traitement de revenu [18]. La précipitation de la phase d'équilibre, la phase S –Al₂CuMg, et des phases antérieures, les phases S'' et S', est le facteur responsable du durcissement final.

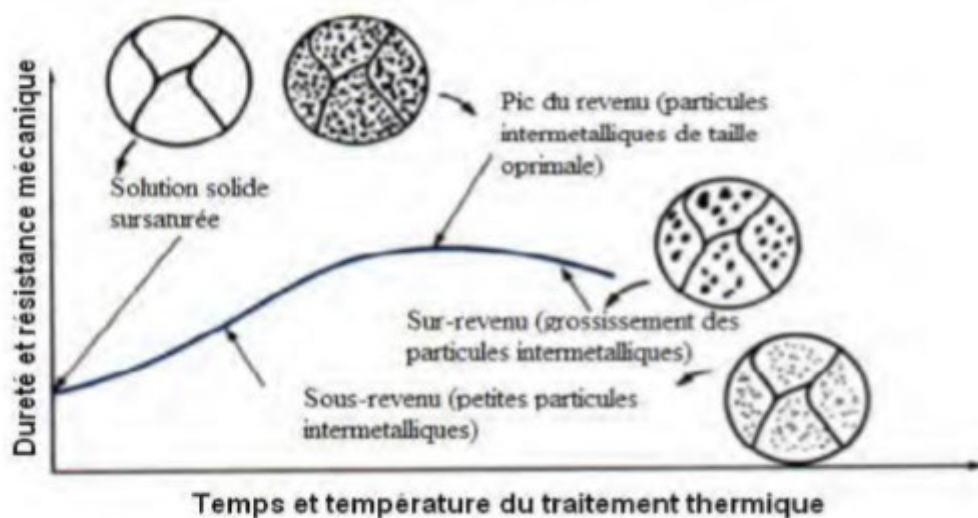


Figure I-6 : Evolution de la dureté et de la résistance mécanique au cours d'un traitement thermique après trempe fraîche d'un alliage Al-Cu-Mg [18].

Une augmentation continue de la dureté est corrélée avec l'augmentation de la durée et de la température de revenu. Ringer et al. [19] ont décrit l'évolution de la dureté au cours d'un revenu en deux étapes (Figure I-5) :

Une première augmentation de dureté intervient dans les premières 60 secondes, pour une température de revenu comprise entre 100 et 240 °C. Cette étape représente approximativement 50 à 70% du durcissement maximal de l'alliage et correspond à la formation des clusters Cu-Mg [20, 21, 22, 23].

Une deuxième augmentation de dureté apparaît pour des temps de maintien plus longs pour atteindre une valeur maximale (pic de dureté) ; cette augmentation est attribuée à la formation des zones GPB et des phases S –Al₂CuMg [24, 25, 26].

Entre ces deux étapes d'augmentation de la dureté, existe un "plateau" au cours duquel, la dureté n'évolue pas au cours du traitement thermique. Si le traitement thermique de revenu est poursuivi, la dureté diminue puis se stabilise. Cette diminution est le résultat de la coalescence des précipités, d'une augmentation de la distance inter-précipité, ainsi que d'une zone de déplétion, sans précipités [27]. On parlera alors d'état métallurgique de sur-revenu.

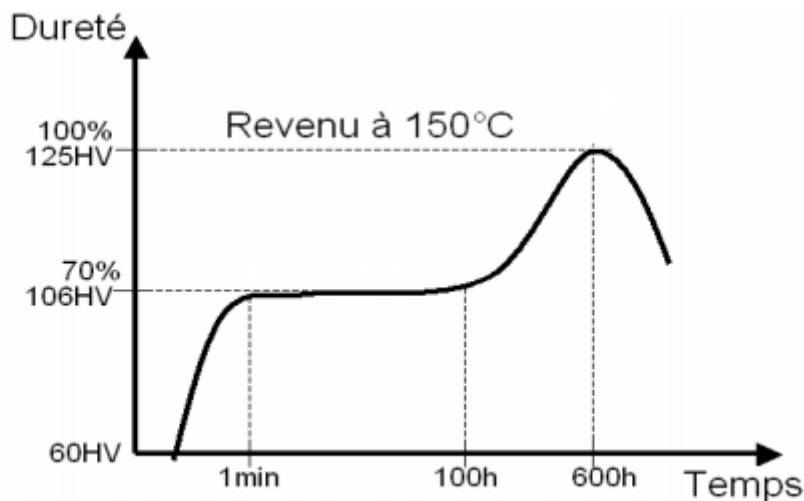


Figure I-7 : Evolution de la dureté d'un alliage Al-Cu-Mg à 150 °C [19].

L'évolution de la dureté d'un alliage 2024 en fonction de la température et de la durée du revenu a été étudiée par Shih et al [28].

Celle-ci est présentée à la Figure I-6a. La dureté maximale voisine de 78 HRB est obtenue après 48 h, 12 h et 0,25 h pour des températures de revenu respectivement de 170 °C, 190 °C et 240 °C.

Ces mêmes auteurs montrent qu'un écrouissage de 1,5% après trempe déplace les pics de revenu pour des temps plus courts et les nivèle (Figure I-6b).

Ces modifications sont dues à l'apparition plus rapide des précipités S'en présence d'un pré-écrouissage.

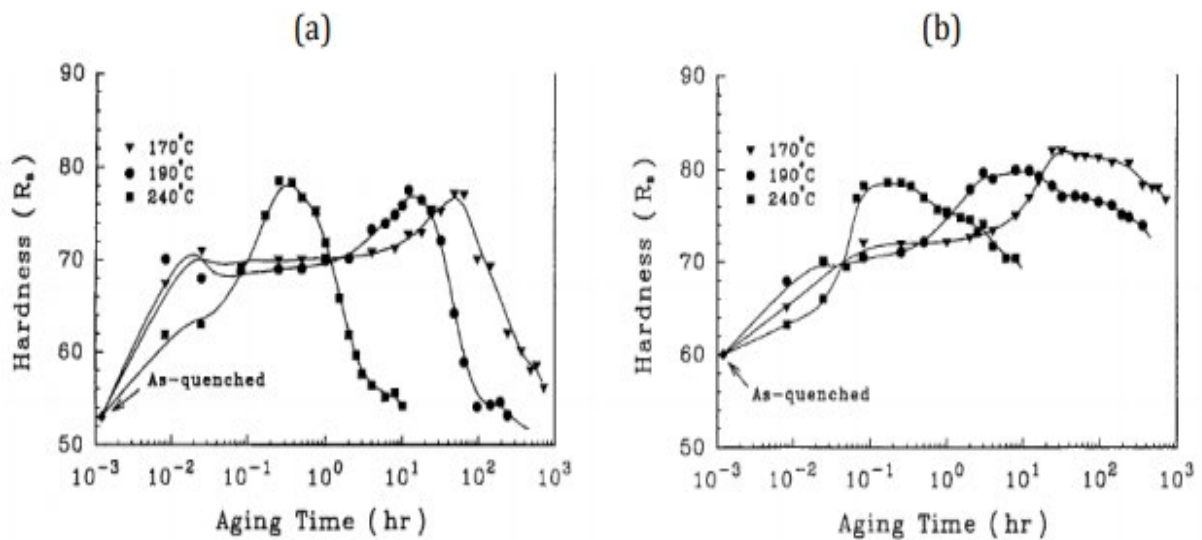


Figure I-8 : Evolution de la dureté Rockwell (HRB) d'un alliage 2024 en fonction de la durée de revenu (h) pour 3 températures (a) sans pré-écrouissage, (b) avec pré-écrouissage de 1,5 % [28]

I.6 Recyclage de l'aluminium

L'aluminium récupéré est dirigé vers des centres de tri, où un séparateur magnétique extrait les métaux ferreux. Les déchets sont ensuite compactés et envoyés dans les usines de recyclage.

L'aluminium est broyé puis passé dans un four à pyrolyse où matières plastiques, papiers et vernis sont décomposés et gazéifiés, alors que l'aluminium métallique y est fondu et récupéré sous forme de lingots de métal.

Ceux-ci pourront ensuite être apprêtés par laminage en tôle, feuille, ou bande, ou moulés en profilés de différentes formes.

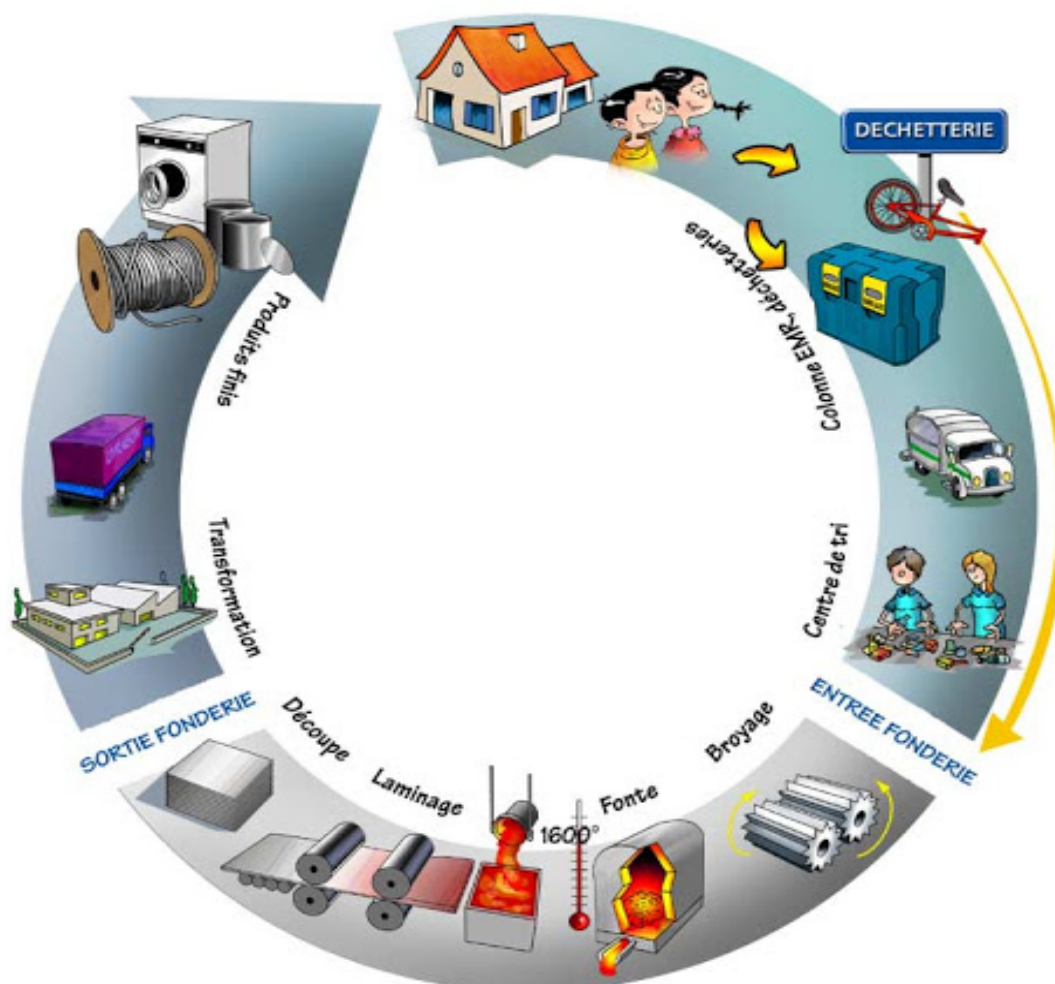


Figure I.9 : schéma recyclage de l'aluminium

II. INTRODUCTION

Bien que réputé depuis très longtemps ayant une excellente résistance à la corrosion, l'aluminium comme tous les autres métaux peut subir une corrosion. La compréhension des phénomènes de corrosion de l'aluminium relève de l'expertise pour plusieurs raisons :

La première difficulté vient du fait qu'il y a plusieurs familles d'alliages d'aluminium qui n'ont pas du tout la même résistance à la corrosion.

Le choix de l'alliage est donc un critère important du point de vue résistance à la corrosion. On rencontre fréquemment des cas de corrosion en service quand ils ne sont pas utilisés correctement.

La seconde difficulté peut venir de la conception au niveau du bureau d'études ou de la fabrication en atelier du matériel en aluminium.

La plupart des cas de corrosion de l'aluminium sont dus à des dispositions constructives défavorables telles que des zones de rétention d'humidité, des soudures, des contacts mal gérés avec d'autres métaux, etc.

La troisième cause fréquente de corrosion de l'aluminium se trouve dans les conditions de mise en service mal maîtrisées par les utilisateurs ou insuffisamment connues des concepteurs.

Il existe bien d'autres causes de corrosions par exemple les conditions défavorables de stockage, de transport des demi produits en alliage d'aluminium, etc.

II.1 LA CORROSION DES ALLIAGES ALUMINIUM

Généralités

La résistance à la corrosion d'un matériau n'est pas une propriété intrinsèque. Elle dépend du matériau lui-même mais aussi de l'environnement dans lequel il est exposé et de son état de surface en général. La corrosion peut se produire sur toute la surface du matériau de manière uniforme. On parle alors de corrosion généralisée.

L'attaque peut être très fortement ralentie lorsque des films d'oxyde protecteurs se développent à la surface du matériau, état que l'on qualifie de passivité. Mais les matériaux à l'état passif peuvent alors être sujets à des attaques de corrosion localisée.

Cette corrosion localisée n'affecte en général qu'une très faible part de la surface du matériau, le reste demeurant à l'état passif, c'est à dire pratiquement pas attaqué [29]. Cette attaque peut prendre différentes formes (corrosion par piqûres, corrosion intergranulaire, corrosion caverneuse, corrosion sous contraintes...) [30] selon les mécanismes qui sont à son origine, mais est toujours liée à des hétérogénéités (Tableau II-1) :

- Des hétérogénéités du milieu environnant, lorsque des variations locales de la composition du milieu conduisent à des effets de couplage galvanique.
- Des hétérogénéités du matériau qui interviennent notamment dans le cas de corrosion galvanique lorsque deux matériaux aux caractéristiques différentes sont liés. La corrosion intergranulaire se manifeste par une attaque préférentielle des joints de grains du métal et est généralement liée à une modification locale de la composition. La corrosion par piqûres correspond à la rupture du film passif.

Tableau II .1 : Hétérogénéités conduisant à la corrosion localisée.

Hétérogénéités dans le métal ou à sa surface	Site anodique du matériau
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 concentrations 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
Hétérogénéités de l'environnement	Site anodique du matériau
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

Des hétérogénéités de l'interface intervenant dans le cas de corrosion par crevasses, filiforme, corrosion-érosion, cavitation-corrosion, corrosion-frottement.

Les paragraphes suivants développent les différentes formes d'attaques de corrosion que peuvent subir l'aluminium et plus particulièrement les alliages de la série 2000.

II .1.1 Comportement en corrosion de l'aluminium pur

La résistance à la corrosion de ce matériau dans l'eau pure peut être caractérisée en première approximation par le diagramme de Pourbaix ou diagramme potentiel-pH à 25 °C. Il apparaît sur la figure I-4 que les domaines de stabilité de l'eau et de l'aluminium sont totalement disjoints, le domaine de stabilité de l'eau se situant à plus de 1,5 V au-dessus de celui de l'aluminium. Ainsi, l'aluminium est un matériau très peu noble

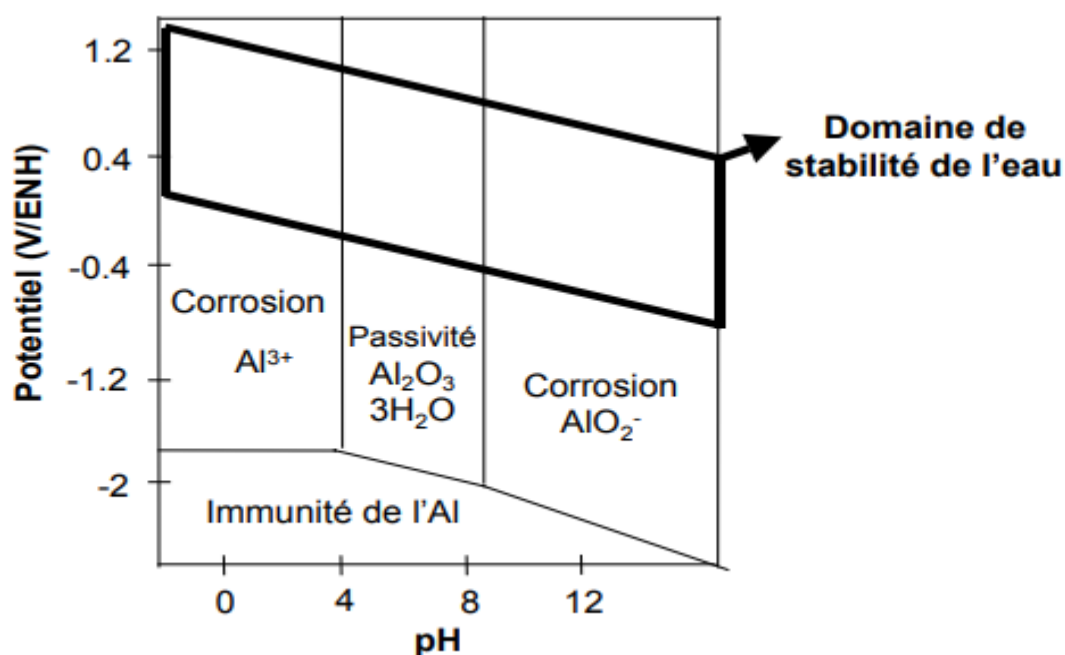


Figure II-1 : Diagramme de Pourbaix de l'aluminium dans l'eau pure à 25 °C.

Il apparaît sur ce diagramme que l'aluminium pur se dissout différemment selon le pH de l'électrolyte. Les réactions anodiques conduisent ainsi à la dissolution de l'aluminium soit en ions Al^{3+} en milieu acide, soit en ions AlO_2^- en milieu basique. Les réactions cathodiques associées font entrer en jeu différents oxydants comme les ions H^+ en milieu acide, les ions

OH^- en milieu basique et l'oxygène dans tous les milieux. Dans les deux cas, les réactions s'accompagnent d'une décomposition de l'eau avec une possibilité de dégagement d'hydrogène.

Dans le domaine des pH avoisinant la neutralité, un caractère passif plus ou moins prononcé du métal peut lui être conféré par la formation d'un film d'oxyde à sa surface. Plusieurs types de films d'oxyde plus ou moins hydratés peuvent se former. L'aluminium pur exposé à l'air libre se recouvre d'un film passif d'alumine Al_2O_3 amorphe d'une épaisseur d'environ 10 nm. En milieux aqueux, c'est l'hydroxyde d'aluminium $Al(OH)_3$ qui apparaît. Ce film est très peu stable et ne confère à l'aluminium aucune protection vis-à-vis de la corrosion. Néanmoins, par vieillissement, ce composé se transforme successivement en böhmite $Al_2O_3 \cdot H_2O$, puis en bayérite $Al_2O_3 \cdot 3H_2O$ et enfin en hydrargillite également trihydratée. Ainsi, grâce à ce phénomène de vieillissement, les films de passivité développés sont de plus en plus stables et de moins en moins solubles dans des solutions acides ou basiques. De ce fait, le domaine de passivité de l'aluminium pur s'étend avec le vieillissement et la figure I-4 caractérise le cas le plus favorable vis-à-

vis de la corrosion, c'est-à-dire une passivation du matériau par un film d'hydrargillite dans un domaine de pH allant de 4 à 8,6.

Si le film passif protège bien l'aluminium pur contre la corrosion généralisée ou uniforme, par contre tout « défaut » de ce film peut entraîner une attaque localisée, comme la corrosion par piqûres, qui peut être plus ou moins importante, voire perforante selon les conditions [31]. Ainsi, dans le but d'améliorer la résistance à la corrosion de ce matériau, comme pour les caractéristiques mécaniques, des éléments d'alliages y sont associés. Selon le domaine d'application et dans la même optique d'un compromis comportement mécanique / résistance à la corrosion, différents alliages sont adoptés. Par exemple, le molybdène et le chrome améliorent la résistance à la piqûration.

II.1.2 Rôle des éléments d'addition

Il est souvent attribué à l'aluminium le comportement électrochimique de l'alliage (caractère passivable, sensibilité à la corrosion localisée ...) [32]. Cependant pour certains éléments la résistance à la corrosion peut être influencée. Ainsi la figure I.3. Présente schématiquement la baisse de la résistance à la corrosion d'échantillons d'aluminium en milieu chloruré en fonction de la série. Il est toutefois à noter que cet effet défavorable s'accompagne de propriétés mécaniques accrues [32].

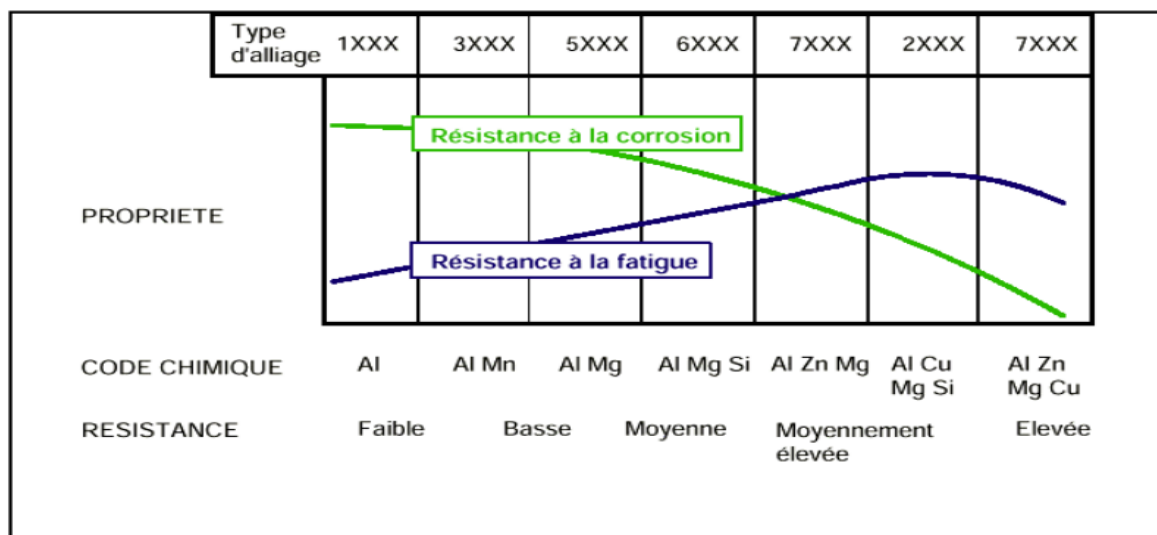


Figure. II.2 : Effet des éléments d'addition sur la résistance à la corrosion et à la fatigue des alliages d'aluminium [33]

Depuis le début du XXe siècle, de nombreuses études ont porté sur l'influence de la plupart des éléments chimiques sur les propriétés de l'aluminium [32]. Elles ont permis d'établir un classement qualitatif de la résistance à la corrosion en fonction de la nature chimique de l'alliage. (Tableau II.2.).

Résistance à la corrosion ↑	Série	Eléments d'alliage	Particules Intermétalliques ou secondes phases	Formes de corrosion généralement observées
	5000	Mg	Al_3Mg_2 , Al_8Mg_5	Piqûres, généralisée, sous contrainte (pour les forts taux en magnésium)
	1000	Aucun	Al_3Fe , Al_6Fe $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}_2$	Piqûres, généralisée dépend de la quantité de secondes phases
	6000	Si, Mg	FeSiAl_5 , Fe_2SiAl_8 $\text{Al}_8\text{Si}_6\text{Mg}_3\text{Fe}$, Mg_2Si	Piqûres, généralisée
	3000	Mn	Al_6Mn , Al_6MnFe	Piqûres, généralisée
	4000	Si	Si	
	7000	Zn, Mg Ajout de Cu	MgZn_2	Piqûres, généralisée, sous contrainte, feuilletante, intergranulaire (avec Cu)
	2000	Cu	CuFeMnAl_6 , Al_2Cu Al_2CuMg	Piqûres, généralisée, sous contrainte (sans traitement thermique), intergranulaire, feuilletante

Tableau II.2. Classement des alliages d'aluminium en fonction de leur résistance à la corrosion. Formes de corrosion généralement observées [33].

Du point de vue des propriétés électrochimiques bénéfiques il peut être retenu d'une manière générale que les éléments : Cr, Mg, Mn apportent un effet bénéfique, tandis que les éléments : Cu, Fe, Ni, Sn, Pb, Co sont néfastes. Si, Ti, Zn, Sb, Cd, Zr sont sans effet [33]. Les éléments d'alliages existent sous deux formes dans l'aluminium : • en solution solide, • sous forme de précipités intermétalliques. Dans ce dernier cas les particules intermétalliques ont un comportement plus ou moins nobles par rapport à l'aluminium, et peuvent conduire à la formation de micropyles par bimétallisme et donc au développement d'attaques localisées [32] (Tableau II.3.).

Particule intermétallique / Seconde phase		E_{CORR} (mV _{ECS})
particules cathodiques	Si	-170
	Al ₃ Ni	-430
	Al ₂ Cu	-440
	Al ₃ Fe	-470
	Al ₆ Mn	-760
	Al	-840
particules anodiques	Al ₂ CuMg	-910
	MgZn ₂	-960
	Al ₃ Mg ₂	-1150
	Mg ₂ Si	-1190
	Al ₈ Mg ₅	-1240

Tableau II.3. Potentiel de corrosion de quelques particules intermétalliques en milieu chloruré [32]

L'addition d'éléments d'alliage modifie ainsi fortement le potentiel de corrosion dans le sens anodique ou cathodique [34]. Pour chacun, les principales variations sont fonction de la teneur de l'élément dans l'alliage (Figure II.3.).

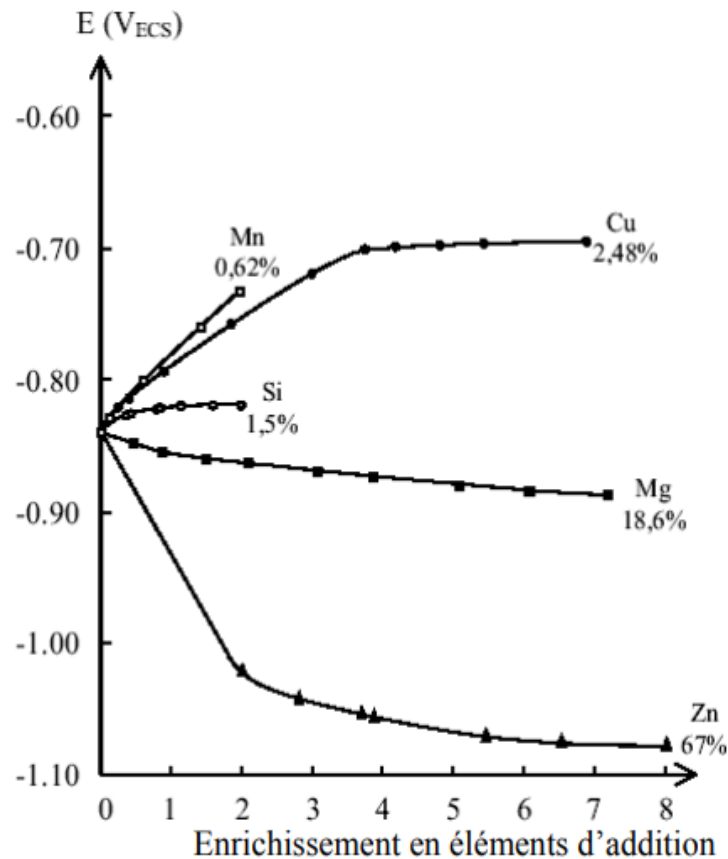


Figure II.3. Evolution du potentiel de corrosion de l'aluminium en fonction de l'enrichissement en éléments d'addition. Les pourcentages atomiques indiquent les limites de solubilité de l'élément [32].

II.2 FORMES SPECIFIQUES DE CORROSION DES ALLIAGES D'ALUMINIUM

Les phénomènes de corrosion des alliages d'aluminium peuvent être dissociés en deux Catégories : la corrosion généralisée (uniforme) et la corrosion localisée.

Ceux-ci sont

Conditionnés par certains facteurs de premiers ordres comme : la composition et la microstructure des alliages, le milieu corrosif (le pH et les conditions physico-chimiques).

La corrosion généralisée (ou uniforme) se traduit par une diminution uniforme et régulière d'épaisseur sur toute la pièce.

La corrosion localisée se manifeste sur une zone restreinte ; le reste de la surface n'est pas attaqué. Les formes de corrosion localisée sont la corrosion par piqûres, la corrosion filiforme, la corrosion caverneuse, la corrosion galvanique, la corrosion exfoliante, la

corrosion intergranulaire ou bien encore la corrosion sous contrainte et la fatigue - corrosion.

Ces différentes formes de corrosion sont décrites brièvement dans les paragraphes suivants.

II.2.1 La corrosion par piqûres

Elle est considérée comme l'une des principales formes de corrosion qui affectent l'aluminium et ses alliages, et notamment l'alliage 2024.

La piqûration est une forme de corrosion localisée qui se traduit par la formation, sur la surface du métal, de cavités aux formes irrégulières dont le diamètre et la profondeur varient suivant plusieurs paramètres propres au métal, au milieu et aux conditions de service.

Ce type de corrosion est caractérisé par trois paramètres, qui sont la densité de piqûres par unité de surface, la probabilité de piqûres et la vitesse de propagation

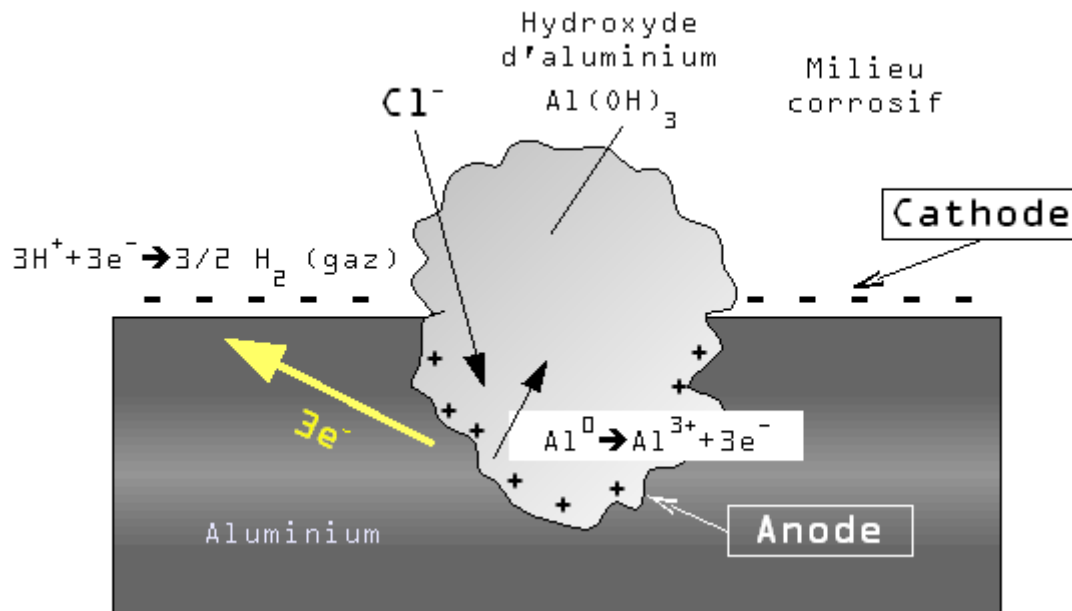


Figure II.4 : corrosion par piqûres

II .2.2 La corrosion filiforme

Se développe toujours au niveau des défauts d'un revêtement puis se propage à l'interface métal/revêtement en formant de fins filaments.

Cette forme de corrosion peut être observée dans le cas de matériaux revêtus (protection par peinture) ou recouvert d'un film épais et peu adhérent

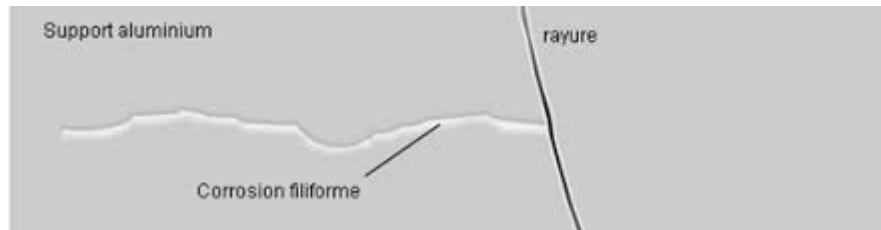


Figure II-5 Corrosion filiforme

II .2.3 Corrosion caverneuse

Se développe dans des interstices, des zones de recoin où le matériau est localement en contact avec un milieu corrosif.

Une pile à aération différentielle s'établit entre le milieu confiné et la solution extérieure. Les alliages d'aluminium riches en cuivre sont sensibles à cette forme de corrosion.

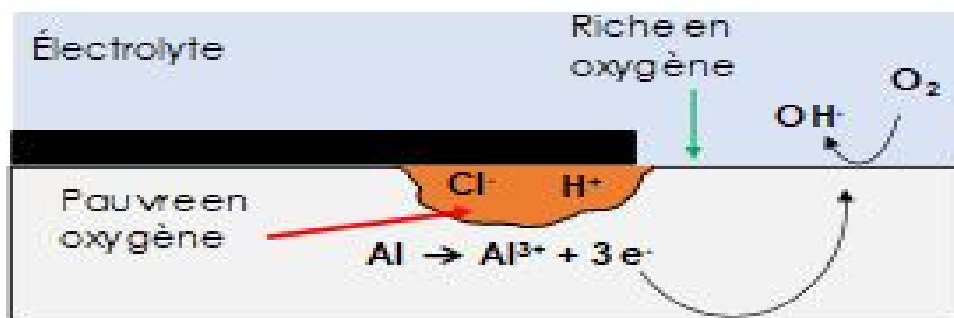


Figure II-6 Corrosion caverneuse.

II.2.4 La corrosion galvanique

Se produit entre deux métaux de potentiels électrochimiques différents, en contact électrique dans le même milieu électrolytique engendrant la formation d'un couple galvanique.

Ce couple galvanique a pour conséquence le rôle de protéger le métal plus noble et de déclencher ou d'accélérer la corrosion du métal moins noble

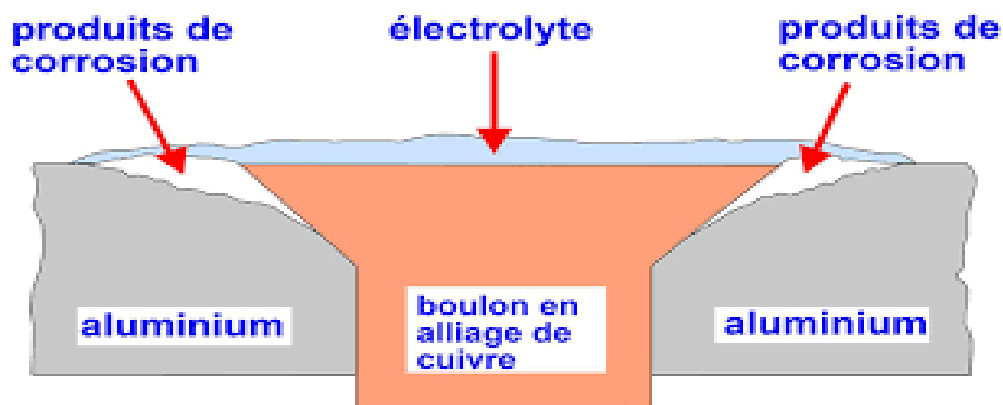


Figure II-6 corrosion galvanique.

II .2.5 La corrosion exfoliante ou feuilletant

Est une forme de corrosion intergranulaire se développant suivant une multitude de plans parallèles à la direction de transformation, particulière dans le cas de tôle laminée.

Des feuillets de métal inattaqués et très minces subsistent entre ces plans et sont repoussés par le gonflement des produits de corrosion.

Dans le cas des alliages de la série 2xxx, la corrosion exfoliante peut venir dans la continuité de la corrosion intergranulaire.

II .2.6 La corrosion intergranulaire

Attaque de préférence les joints de grain ou les régions étroitement limitrophes, sans attaquer particulièrement les grains eux-mêmes.

Les conditions de sensibilisation à la corrosion intergranulaire sont constituées de la présence d'hétérogénéités autour de la zone du joint de grains et de l'existence d'un milieu corrosif (presque toujours un milieu chloruré neutre) permettant de différencier d'un point

de vue électrochimique les comportements respectifs de la zone du joint et de l'intérieur du grain.

La corrosion intergranulaire des alliages est conduite par de microcouplages galvaniques, dans lesquels la zone appauvrie en cuivre se dissout de manière préférentielle.

II.2.7 La corrosion sous contrainte

Se développe en présence d'un milieu corrosif et d'un état de contrainte statique. Les alliages de la série 2xxx, 7xxx (à hautes caractéristiques mécaniques) et la série 5xxx (à très forte teneur en magnésium) peuvent être sensibilisés à cette forme de corrosion [32].

Sous l'effet des contraintes périodiques les alliages d'aluminium sont sensibles à la fatigue – corrosion. L'endommagement progresse par fissuration dont la vitesse est d'autant plus grande que la fréquence de sollicitation est plus faible.

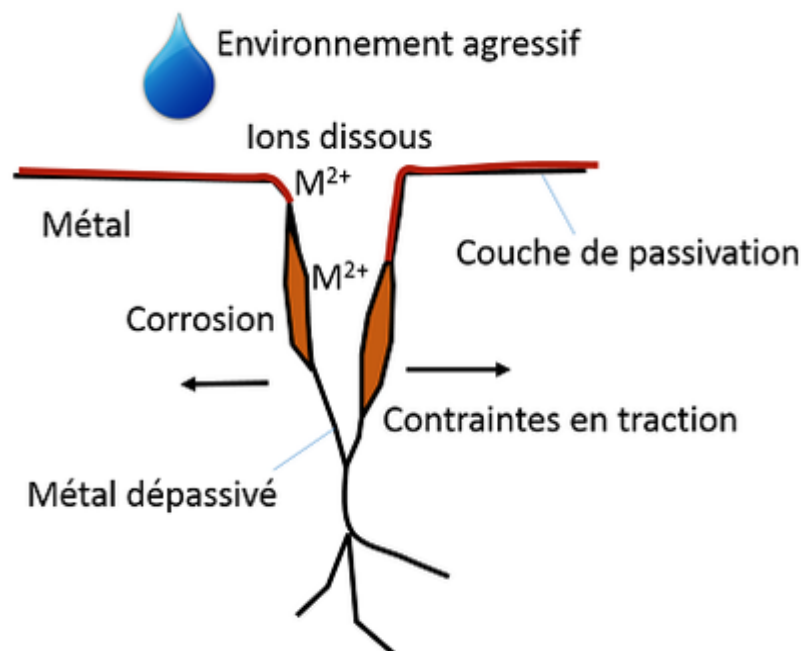


Figure II.7 : corrosion sous contrainte

II .3 Comportement en corrosion des alliages d'aluminium de la série 2024

De nombreuses études montrent que les alliages de la série 2024 présentent plusieurs 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. Un joint de grains présente des caractéristiques différentes de celles rencontrées au niveau du grain lui-même.

De plus, des phénomènes de ségrégation et de précipitation peuvent se produire du fait de la différence énergétique entre joint et grains. La corrosion intergranulaire peut se manifester soit hors phénomènes de précipitation, soit lors de la précipitation d'une seconde phase. Lorsque les phénomènes de précipitation 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. Un alliage peut présenter une certaine uniformité, ne comporter aucune précipitation de seconde phase au niveau des joints de grains et présenter néanmoins une corrosion intergranulaire conduisant à la décohésion des grains. Il est évident toutefois que la précipitation d'une seconde phase intergranulaire est un facteur fragilisant. Ainsi, dans les alliages de la série 2024, les problèmes de corrosion intergranulaire sont directement liés 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 volumineux qui se forment dans certains types de solutions jouent alors le rôle de coin et provoquent la séparation de plans de grains allongés, 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 2024 y sont généralement très sensibles, surtout lorsqu'ils sont dans un état naturellement vieilli. 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. Ainsi, il est évident que le rôle des précipités intergranulaires est majeur dans les phénomènes entrant en jeu dans ce type de corrosion.

La corrosion par piqûres est une forme de corrosion localisée définie par la dissolution du matériau en certains sites discrets de la surface de manière très rapide, alors que l'essentiel de la surface n'est sensiblement pas attaqué. Les piqûres générées 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.

Même si ce n'est pas toujours le cas, les particules intermétalliques présentes dans les alliages d'aluminium sont souvent à l'origine de la germination et de la propagation de piqûres. Ainsi, Leclerc et Newman ont montré que certaines particules, qui ont un comportement cathodique vis-à-vis de la matrice, vont en solution aérée promouvoir par exemple la réaction de réduction de l'oxygène conduisant aussi à une augmentation locale du pH [35]. Cette alcalinité de la solution entraîne une déstabilisation du film de passivité recouvrant la matrice adjacente à ces particules intermétalliques, ce qui se traduit au final par la formation de cavités [36-37] qui, dans un second temps, et sans que cela soit bien compris, conduisent à un mécanisme de piqûres acide. Ces deux étapes du processus de piqûration sont clairement décrites dans les travaux de Park et al [38] ; en revanche, d'autres auteurs ne tiennent compte que de l'attaque alcaline pour expliquer la formation de piqûres [35] tandis que d'autres n'abordent le problème que sous l'angle du couplage galvanique particule/matrice [39].

La corrosion par piqûres d'un matériau dans un électrolyte ne peut se manifester que dans des conditions bien définies. Le milieu doit contenir suffisamment d'espèces agressives afin de générer une rupture locale du film de passivité et les piqûres ne se développent que pour un potentiel supérieur à celui nécessaire à l'amorçage de celles-ci, noté E_{pp} . Le potentiel de germination des piqûres 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.

Après l'amorçage de la piqûre, celle-ci peut croître si localement les conditions sont telles que la repassivation est inhibée. L'interaction entre le métal et la solution contrôle le phénomène de propagation de la piqûre. La dissolution du matériau au niveau de la piqûre conduit à un excès local d'ions chargés positivement provoquant ainsi la migration des anions agressifs venant du milieu extérieur (Cl^- par exemple).

De ce fait, l'exposition du film passif à des anions agressifs, tels que chlorures ou bromures, se traduit par une pénétration de ces ions dans le matériau [40-41]. La première étape dans l'amorçage d'une piqûre stable ou instable est le phénomène d'adsorption de

l'ion agressif à la surface passivée de l'aluminium. Cette adsorption a été observée par diverses méthodes [42-43]. Dans une seconde étape, on suppose qu'il y a migration des ions agressifs car ces ions doivent se trouver dans le film pour jouer un rôle à l'interface. Ce qui reste à expliquer est le rôle joué par ces ions dans le processus de rupture locale du film.

Ce qu'il faut noter, c'est que ces travaux ont montré qu'il existait un potentiel critique de pénétration des ions Cl^- qui est inférieur au potentiel de piqûration. Mc Cafferty [44] a, quant à lui, construit un modèle pour expliquer la germination des piqûres. Ce modèle prend effectivement en compte la phase d'adsorption de l'espèce aggressive, en l'occurrence les ions chlorures, à la surface de l'oxyde et la phase de migration de ces ions à travers le film d'oxyde grâce à un processus de transport de lacunes. Ces deux étapes sont suivies, d'après lui, par une phase de dissolution localisée de l'aluminium, à l'interface métal / oxyde, qui se produit grâce à différents transferts électroniques. Ce modèle de Mc Cafferty [44] préconise une augmentation en ions chlorures dans l'oxyde suivie d'une diminution juste avant la piqûration. Le rôle majeur de ces ions agressifs a aussi été étudié [45] en fonction de leur concentration et de la température du milieu. En effet, la température est un des facteurs les plus importants dans la corrosion localisée. Il est bien connu que la résistance à la corrosion localisée diminue avec l'augmentation de la température [46-47]. Ainsi, certains travaux [48-49] se sont attachés à définir l'influence de la température sur la stabilité des piqûres.

De nombreux travaux ont donc montré l'importance de prendre en compte les caractéristiques des films de passivité pour comprendre les processus de corrosion par piqûres. Or, il est évident que les films de passivité qui se forment sur des alliages aussi hétérogènes que les alliages d'aluminium de la série 2024 vont présenter des hétérogénéités locales. Par exemple, il apparaît nécessaire d'étudier le comportement des intermétalliques présents dans ces alliages et d'étudier notamment les films d'oxyde qui se forment au niveau de ces phases, de façon à comprendre le rôle de ces particules intermétalliques comme sites préférentiels de la germination des piqûres.

II.4 CONCLUSION

Cette synthèse bibliographique a permis de présenter quelques-uns des concepts basiques de la corrosion des alliages d'aluminium.

La multiplicité des paramètres métallurgiques de ces alliages et leur interdépendance avec les phénomènes de corrosion soulignent la complexité des phénomènes.

La littérature est riche de travaux décrivant d'une part, la microstructure de l'alliage 2024 et d'autre part, son comportement en corrosion. Ce chapitre a mis en évidence l'importance de la couche d'oxyde d'alumine dans la tenue à la corrosion des alliages d'aluminium.

III. INTRODUCTION

Ce chapitre est consacré à la description des techniques expérimentales mises en œuvre en observant la microstructure et le comportement à la corrosion de l'alliage d'aluminium AA2024 en présence et absence d'un champ magnétique de faible intensité. Puis le potentiel à la corrosion, et caractériser par voie de la dureté et la micro-dureté l'alliage d'aluminium AA2024.

Observer le comportement de l'alliage d'aluminium AA2024 sous tension en présence et absence d'un champ magnétique de faible intensité.

Observer le comportement cyclique de l'alliage d'aluminium AA2024 en présence et absence d'un champ magnétique de faible intensité.

III.1 Matériaux utilisé pour les échantillons (substrat)

L'échantillon est un cube d'alliage d'aluminium 2024 de dimension $1 \times 1 \times 1$ découpé dans un bloc à l'aide d'une scie à métaux, ce matériau a une composition chimique en masse et donnée par le tableau III.1.

Tableau III.1 : Composition chimique de l'aluminium étudié.

Eléments	Al	Cu	Fe	Si	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti
%	Reste	4,20	0,478	0,840	0,783	0,806	0,061	0,04	0,077

III.2 Solution NaCl

La corrosion de l'alliage d'aluminium est effectuée dans une solution de NaCl d'une concentration de 3% de NaCl, et utilisé comme le milieu corrosif.

III.3 Le champ magnétique

Pour le test de corrosion on l'a effectué en présence et absence d'un champ magnétique d'un aimant de forme circulaire, dont la valeur de son champ est de 81,6 MT.

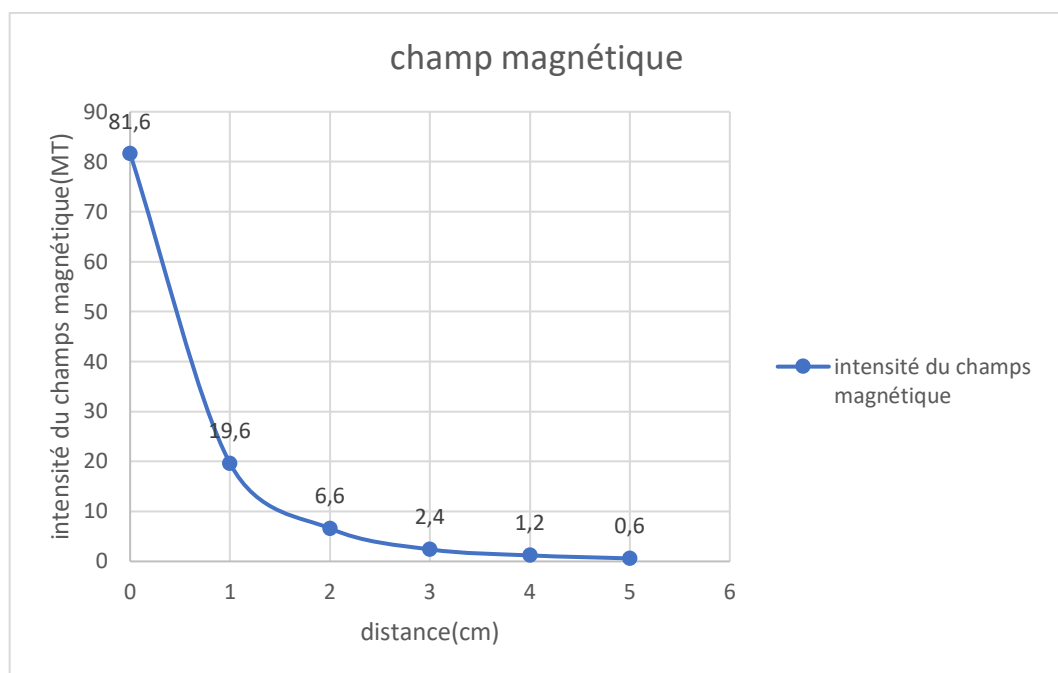


Figure III.1 : Evolution de l'intensité du champ magnétique en fonction de la distance de l'aimant

Et comme la figure le montre plus la distance augmente plus l'intensité de champ magnétique diminue, (pour une distance de 0 cm on a une valeur de 81.6 MT et à 5 cm la valeur passe à 0.6 MT).

L'aimant est placé horizontalement au milieu de notre section d'aluminium comme le montre la Figure III.2

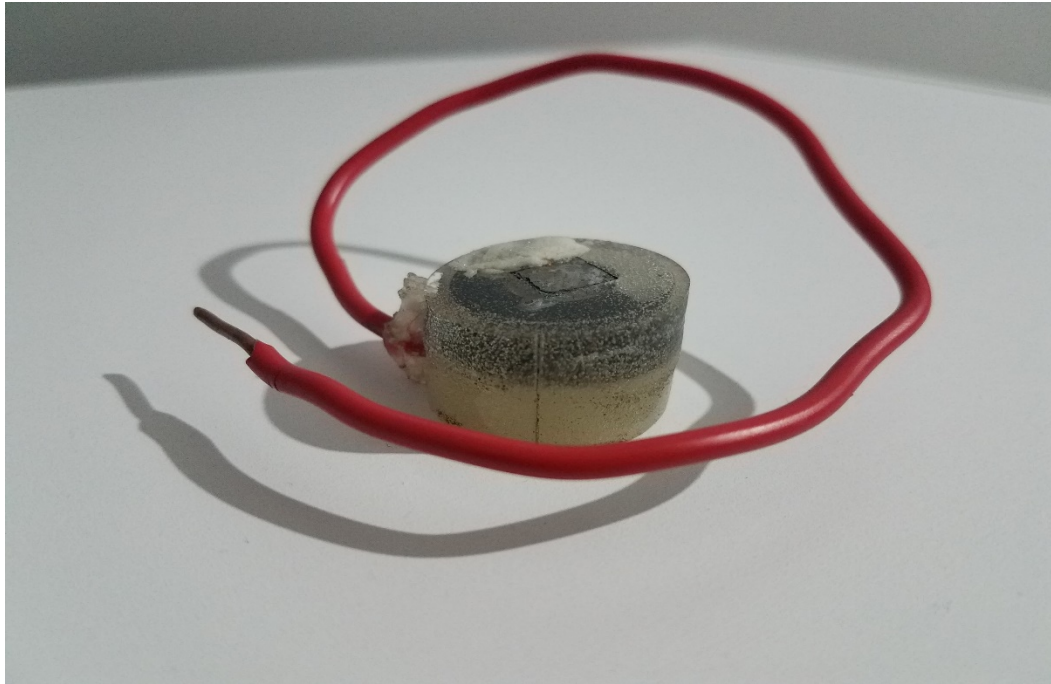


Figure III.2 : position de l'aimant dans notre échantillon

III.4 La cellule de corrosion

L'étude de la sensibilité à la corrosion localisée ou généralisée des matériaux passe par la compréhension des mécanismes de corrosion de ces matériaux.

La cinétique de la corrosion est effectuée sur un cube en aluminium de provenance industrielle, par des essais d'immersion (durant 24 heures puis chaque jours) dans la solution de NaCl de concentration (3%)

La cellule électrochimique à double paroi est maintenue, par l'intermédiaire d'un bain thermostaté, à une température constante et définie (37°C), sur laquelle on place généralement trois électrodes, une première électrode de travail qui dans notre cas est l'échantillon d'alliage d'aluminium, l'électrode de référence $\text{Ag}^{2+}/\text{AgCl}$ et une contre électrode de Zinc, reliées un potentiostat (AutoLab) piloté par un ordinateur.

Cet appareil à très haute impédance d'entrée permet d'imposer un potentiel entre le matériau à étudier et l'électrode de référence. Plus exactement, l'équipement électronique qui le constitue comporte un circuit de mesure du potentiel de l'électrode étudiée par rapport à l'électrode de référence (circuit à très faible courant de mesure) et un circuit assurant la circulation du courant, entre l'électrode étudiée et la contre électrode pour interpréter les données.

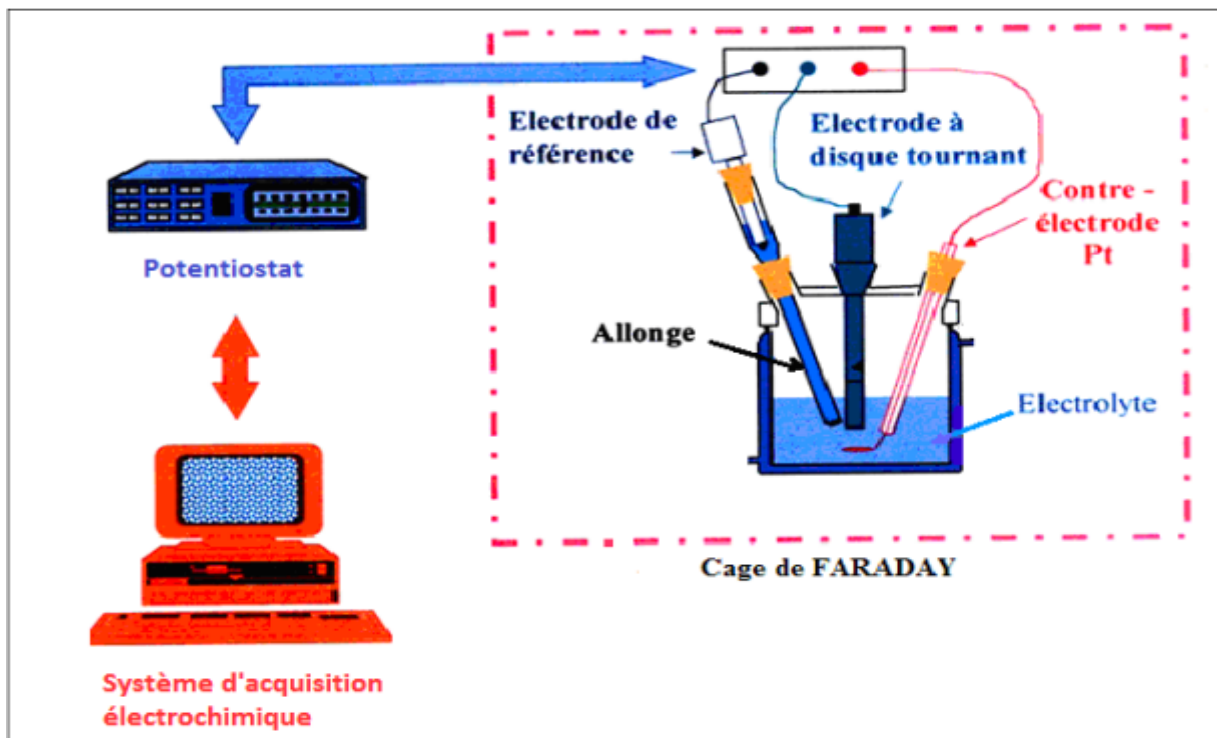


Figure III.3: dispositif expérimentale (montage à trois électrodes).

III.5 Préparation de l'échantillon avant corrosion

Avant d'effectuer notre essai de corrosion, on procède à une préparation de la surface pour avoir une bonne reproductibilité et des résultats cohérents. L'électrode est polie suivant ces étapes :

Polissage de la surface avec un papier abrasif P240, P400, P800, P1200, P2500, P4000

Figure III. 3

Rinçage avec une eau distillée.

Microstructure de tous les échantillons avant corrosion.



Figure III.4 : polisseuse

III.6 Méthodes d'observation et d'analyse des métaux

La micrographie constitue deux méthodes optiques d'examen direct de la surface des métaux.

Elle présente un très grand intérêt car elle fournit à une échelle différente de nombreux renseignements sur la texture et la structure des métaux et des couches minces. Elle est utilisée dans tous les laboratoires de recherche et de contrôle. Le microscope électronique à balayage permet des études très micrographiques très fines.

III.7 L'examen micrographique

L'examen métallographique consiste à visualiser la microstructure d'un métal, en réalisant sur un échantillon poli un examen micrographique pour Analyser la structure cristalline des métaux, en particulier du fer puddlé ou de l'acier, dans le but de déterminer la structure micrographique, les impuretés, les fissures et la porosité. Un examen microscopique après attaque chimique ou électrolytique dans notre cas nous avons utilisés le réactif de Killer pour analyse de la microstructure.

Les microstructures ont été obtenues à l'aide de deux microscopes optiques l'un de type HUND(WETZLAR) ayant un grossissement maximal allant jusqu'à 400X, qui est

muni d'une caméra permettant la transmission de l'image sur l'écran ordinateur et un logiciel d'acquisition et de traitement d'image Piced CORA (Figure III.5).

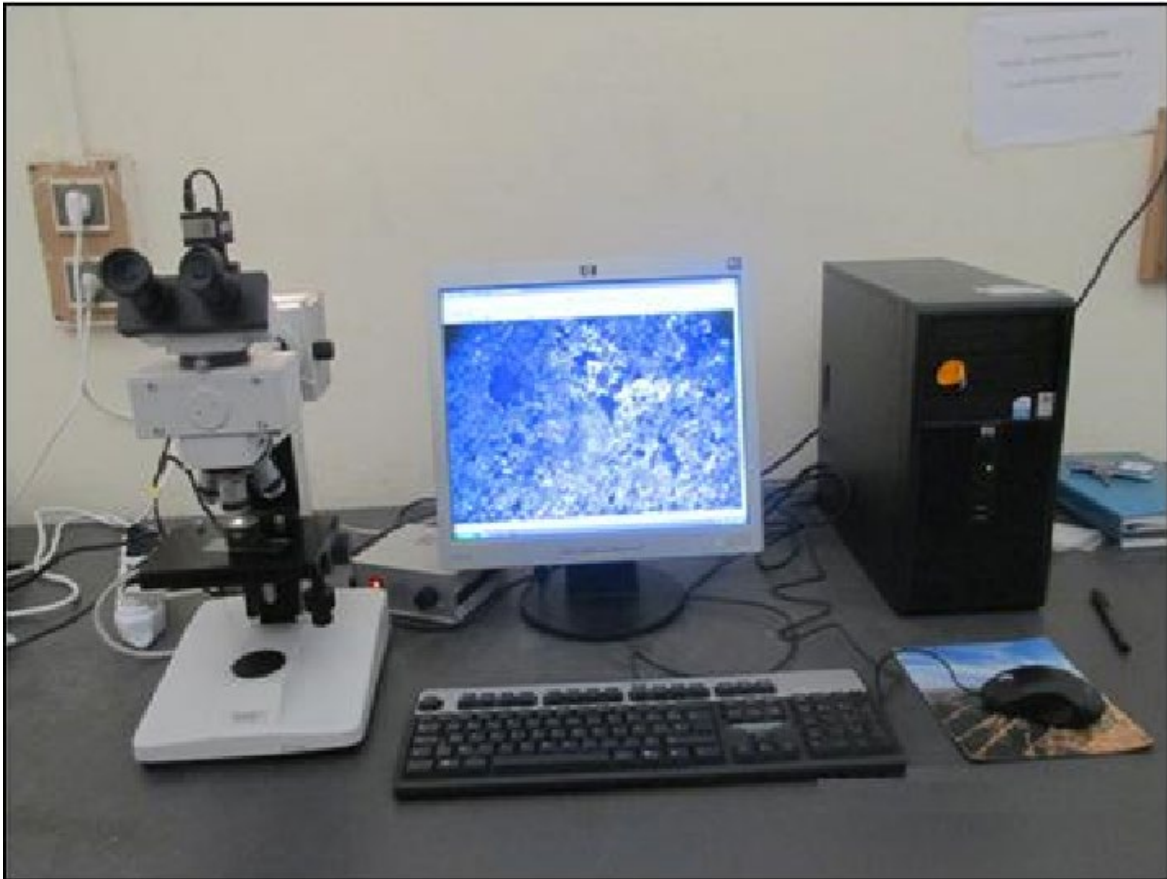


Figure III.5: Microscope métallographique de type HUND(WETZLAR).

III.8 Potentiel de corrosion

La potentiométrie est une méthode qui consiste à suivre l'évolution du potentiel à l'abandon (ou potentiel de corrosion : E_{corr}) en fonction du temps. C'est la tension d'un métal ou d'un alliage métallique mesurée par rapport à une électrode de référence lorsque aucun courant ne s'écoule de ou vers cet échantillon. L'unité de mesure est le V/réf.

Les courbes potentiel/temps permettant d'apprécier les modifications de la surface de l'échantillon en fonction du temps d'immersion dans le milieu.

Les variations de potentiels de corrosion enregistrées renseignent sur la dégradation, la passivation ou l'immunité d'une surface métallique. Cependant, le déplacement du potentiel de corrosion d'un métal vers des valeurs plus nobles n'est pas toujours corrélé

avec une augmentation de la résistance à la corrosion. Il est donc indispensable de mesurer parallèlement la valeur de l'intensité de courant de corrosion.

Courbes intensité-potentiel appelées aussi courbes de polarisation globale, ou courbes potentiodynamiques. Elles sont obtenues en faisant varier de façon continue le potentiel appliqué à l'électrode de travail depuis le domaine cathodique (valeurs négatives du potentiel) jusqu'au domaine anodique et en enregistrant pour chaque valeur de potentiel, la valeur de la densité de courant correspondante (figure 4). La vitesse de balayage en potentiel doit impérativement être suffisamment lente pour assurer la réversibilité des réactions. L'allure des courbes renseigne sur les différentes réactions électrochimiques mises en jeu pour des potentiels donnés.

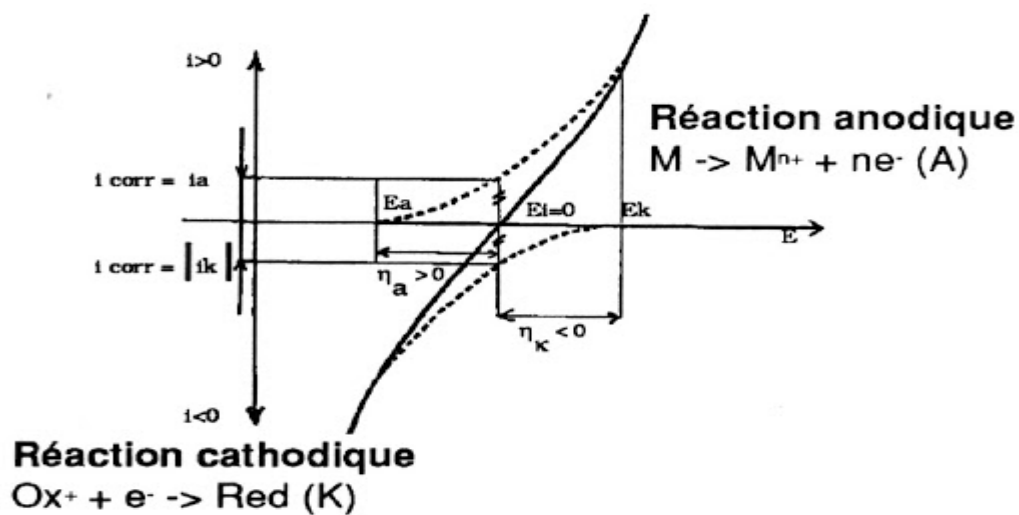


Figure III.6 : Courbe de polarisation : principe de construction

III.9 Essais de Microdureté et dureté

La microdureté représente l'un des essais mécaniques non destructifs prévus pour déterminer les caractéristiques des métaux et alliages. Les résultats obtenus par cet essai ont une relation directe avec la structure du matériau et permettent de prévoir son comportement dans les conditions réelles d'utilisation. Le microduromètre permet une étude très localisée de la surface des matériaux.

Le pénétrateur est généralement de type Vickers ou Brinell qui consiste à imprimer dans la pièce à essayer, une bille en acier ou en carbure de tungstène de diamètre D sous une charge F et à mesurer le diamètre d de l'empreinte laissée sur la surface après suppression de la charge F .

Chapitre III : Techniques et procédures expérimentales

Les mesures de microdureté doivent être faites, en respectant des conditions concernant :

- La vitesse de mise en charge ;
- La charge appliquée ;
- Le mode de polissage de la surface.

Par ailleurs, pour obtenir des résultats satisfaisants, les mesures doivent être effectuées sur :

- De petits échantillons ;
- Des matières dures et fragiles ;
- Des phases d'un alliage ;
- Des profils de diffusion ;
- Des couches superficielles ;

$$HB = \frac{2 \cdot F}{g \cdot \pi \cdot D \cdot (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$



Figure III.7 : Microduromètre ZWICKROEL ZHV1M

III.10 Essai de corrosion cyclique

Cette méthode de corrosion accélérée et améliorée a pour but de produire des défaillances représentatives du type retrouvées dans les environnements corrosifs extérieurs.

Les expositions simples, comme la prohesion, peuvent consister en des cycles d'alternance entre le brouillard salin et les conditions sèches.

III.11 Essai de corrosion sous tension

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 matériau, chacun de ces facteurs pris séparément n'étant pas susceptible à lui seul d'endommager la structure.

La contrainte 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 (gazoducs, oléoducs, câbles de ponts suspendus, structures de soutènement, sous-marin ...).

Ce type de corrosion, particulièrement sournois et dangereux pour les installations, se caractérise par l'apparition de fissures intergranulaires ou transgranulaires dont la direction générale de propagation est perpendiculaire à la plus grande contrainte.

IV. INTRODUCTION

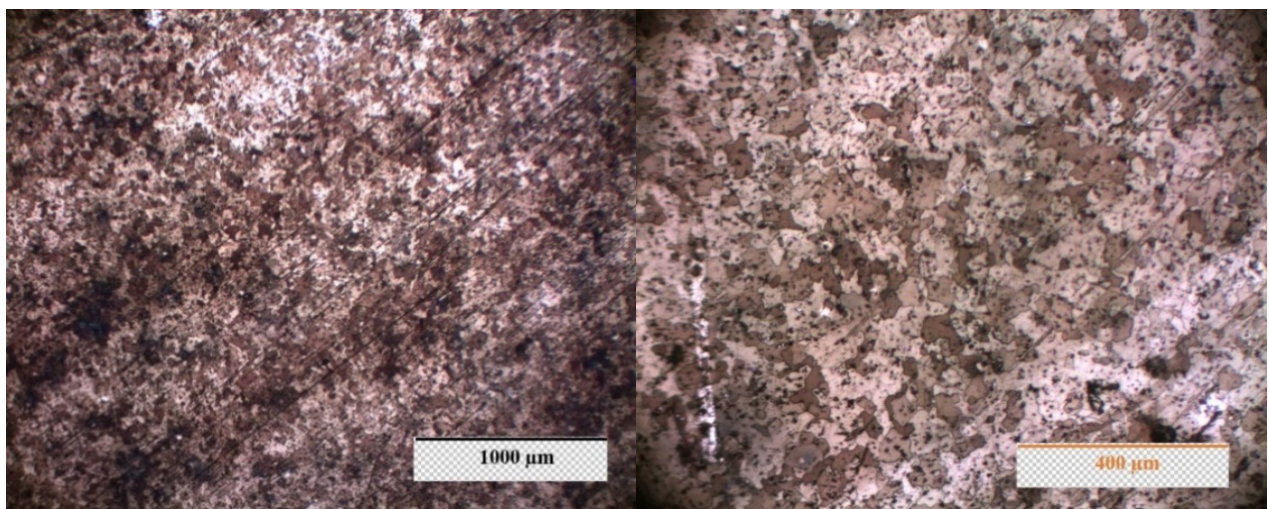
Dans ce chapitre nous allons présenter les différents résultats expérimentaux obtenus, en commençant par la microstructure de l'alliage avant immersion dans un bain corrosif, ensuite celle de l'alliage après corrosion, ensuite nous allons procéder à la présentation des courbes OCP du potentiel de corrosion de chaque échantillon avec et sans champ magnétique et les différents résultats de la courbe de polarisation.

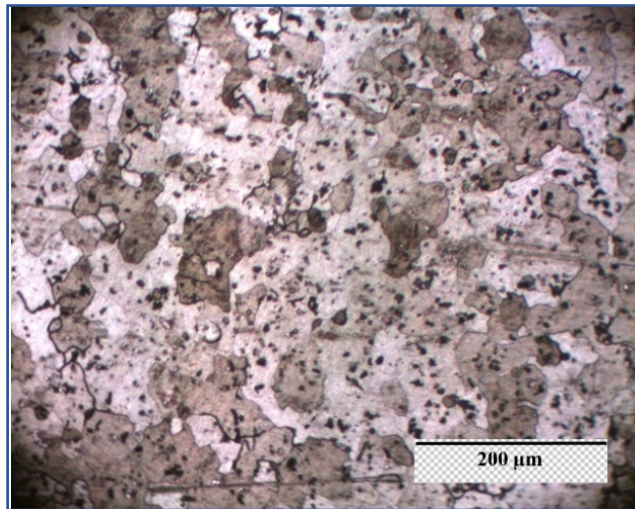
Par la suite nous allons procéder à l'interprétation des courbes de polarisation ainsi que celle de l'OCP et déterminer l'influence du champ magnétique sur nos échantillon et leur comportement sous tension et cyclique.

IV.1 Corrosion de l'aluminium 2024

IV.1.1 Caractérisation microscopique de l'alliage

Les (Figures IV.1) représentent la microstructure de l'alliage AA2024, les figures suivantes sont obtenues après polissage et attaque par le réactif chimique (killer), révélant la présence de différentes phases d'aluminium et de particules intermétallique la représentation des images optique, montrent l'existence de particules sombres, gris et blanches, de forme aléatoire, ceci dit il n'est y a aucune orientation préférentielle pour les particules.





Figures IV.1 : Images optiques de la surface de l'aluminium AA2024

IV.1.2 Microdureté de Vickers

Tableau IV.1 : mesures de microdureté Vickers

D1	D2	HV0.5
102.67	97.94	92.1
110.17	105.00	80.0
101.48	98.23	92.9
105.18	98.95	88.9
104.36	101.16	87.7
110.23	102.98	81.5

Les mesures de microdureté Vickers sur la surface de l'échantillon à différentes distances montrent que la dureté le long de la section est plus au moins constante.

IV.1.3 Dureté de Brinell

Sur la surface de notre échantillon on applique 3 points à l'aide d'une bille en matériau dur de diamètre 0,5 mm, avec une charge de 15Kg on obtient les résultats suivants :

$$HB = \frac{F}{\pi * D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

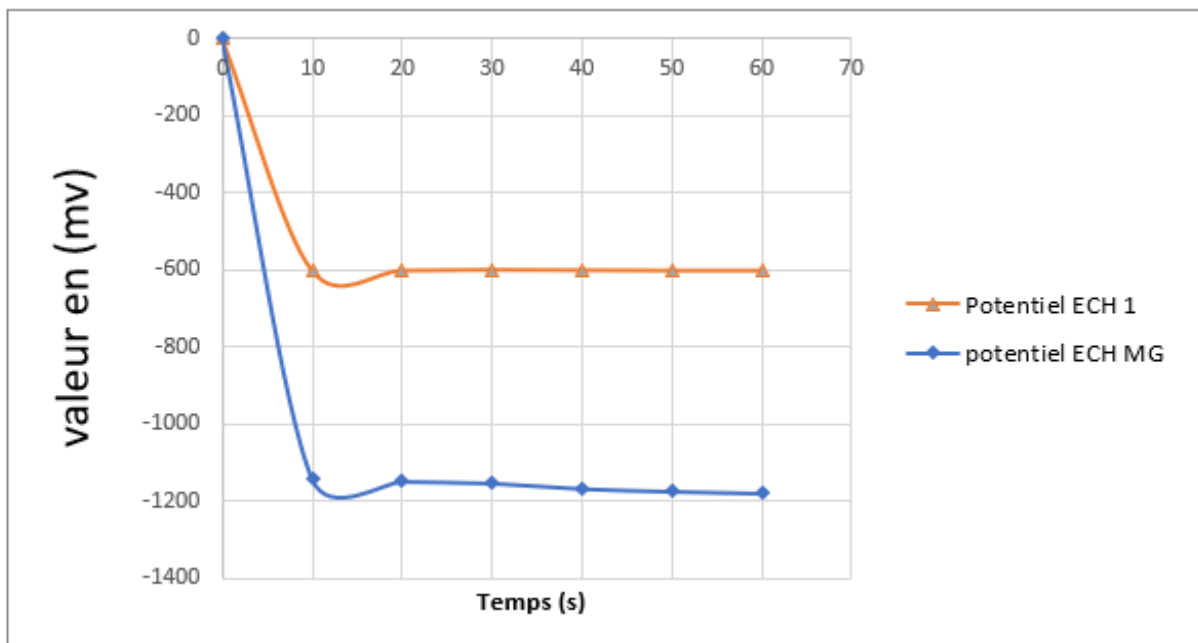
$$F = 15 \text{ kg}$$

$$HB = \frac{15}{3,14 * 2,5 * (2,5 - \sqrt{(2,5)^2 - (0,5)^2})}$$

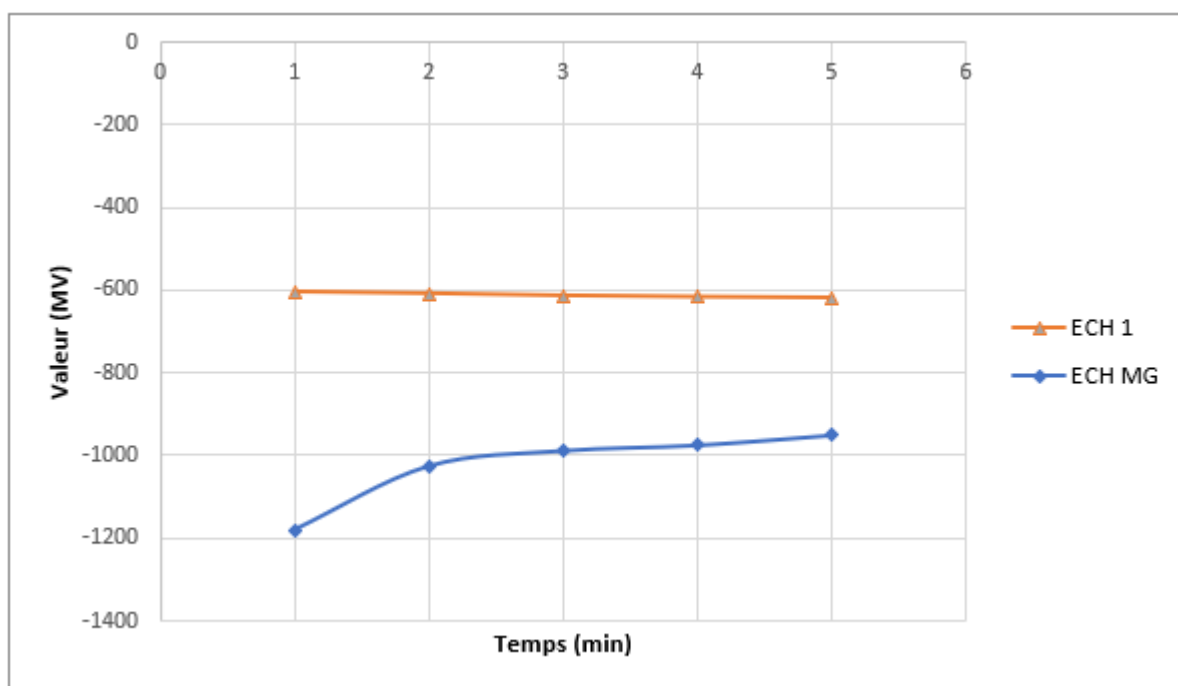
$$HB = 7,6433$$

IV.2 Corrosion de l'échantillon AA2024

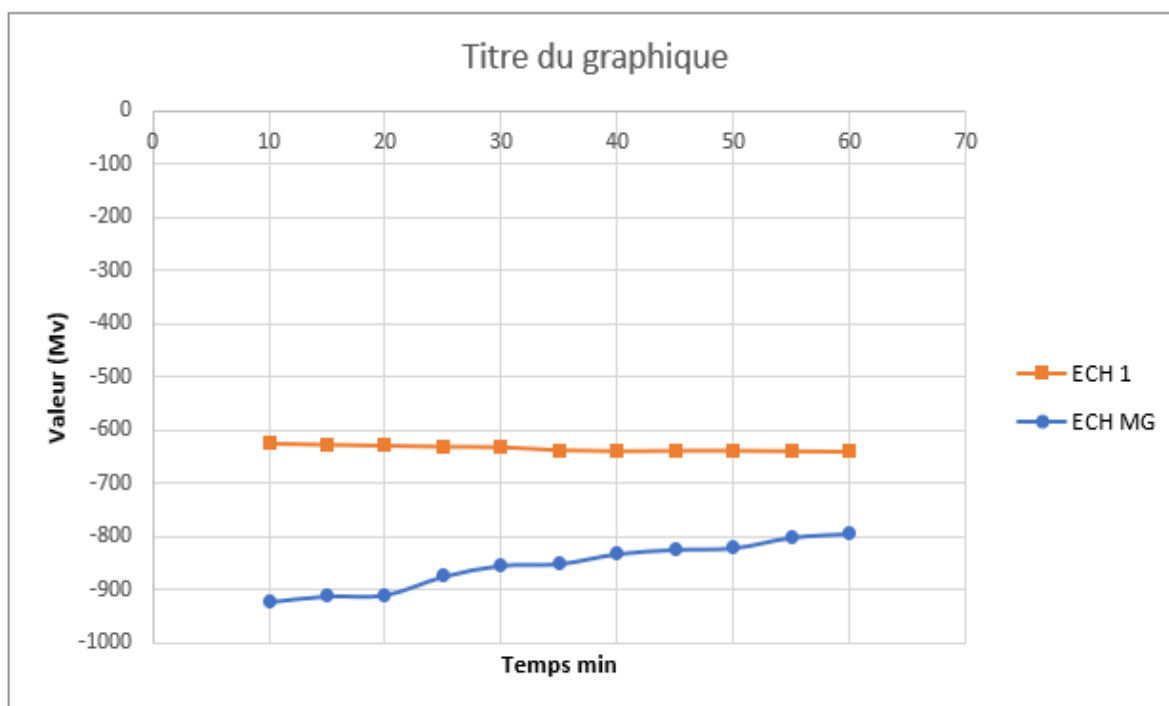
Dans un premier temps nous avons étudié la corrosion de l'alliage d'aluminium en absence et présence d'un champ magnétique, dans une solution de 3% de NaCl, chaque 10s puis chaque 1min, 5min, 10min, 1 heure et pour finir chaque 24 heures durant 10 jours.



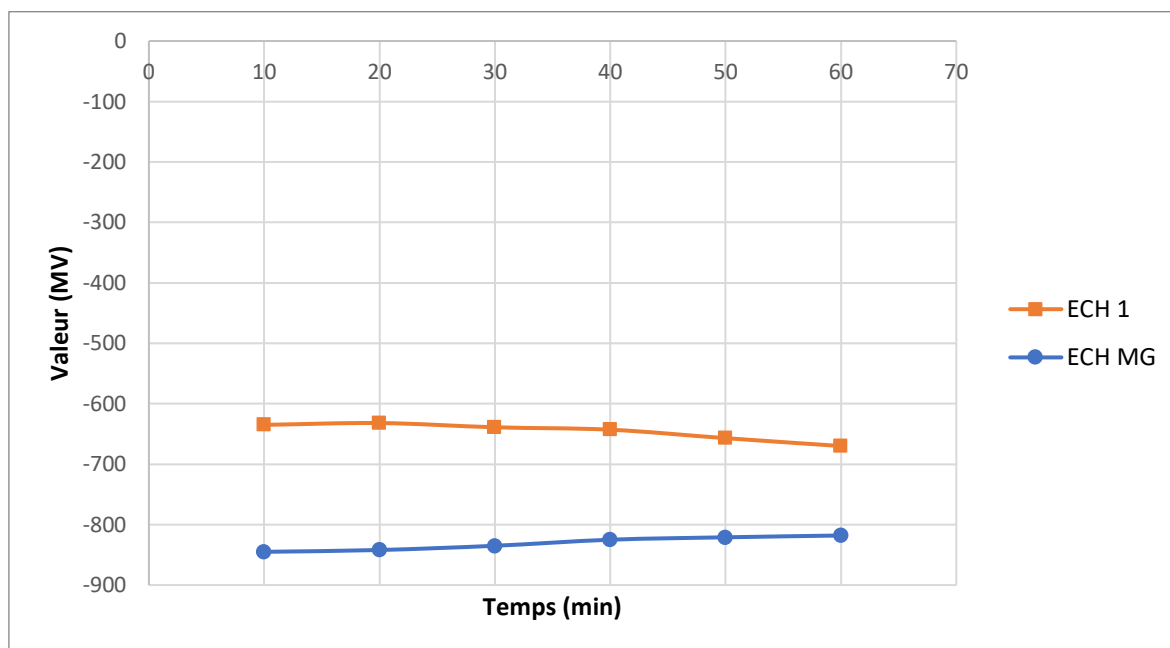
Graphe IV.1 : Evolution du potentiel de corrosion chaque 10s



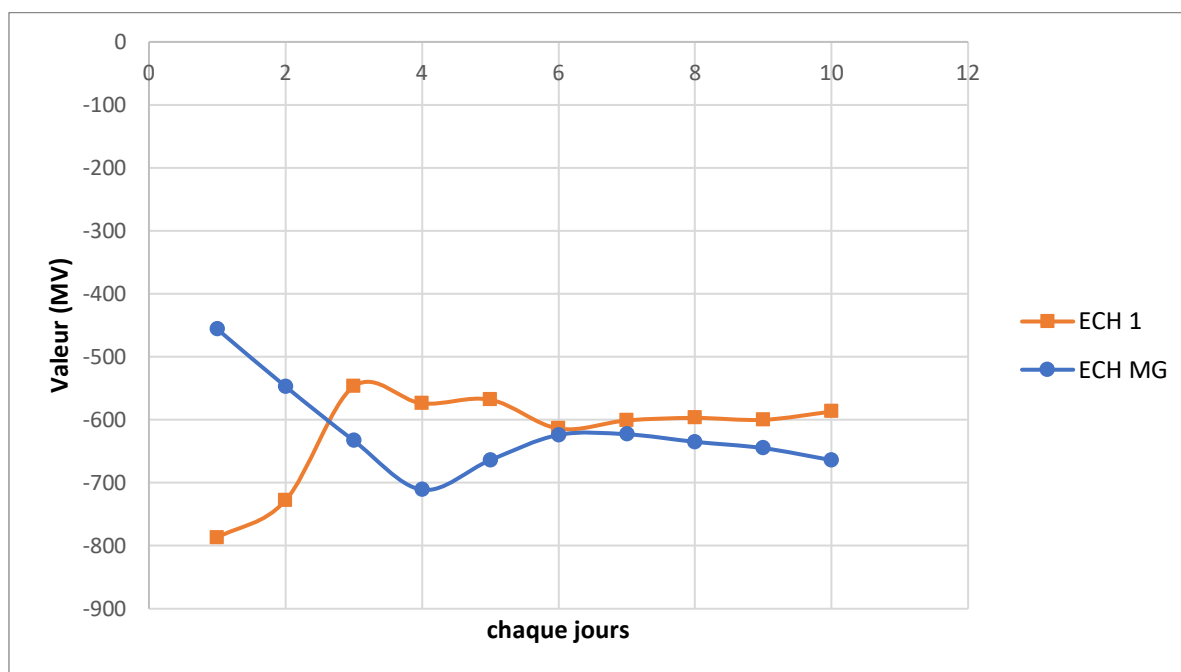
Graphe IV.2 : Evolution du potentiel de corrosion chaque 1 min



Graphe IV.3 : Evolution du potentiel de corrosion chaque 5 min



Graphe IV.4 : Evolution du potentiel de corrosion chaque 10 min



Graphe IV.5 : Evolution du potentiel de corrosion chaque 24 heures

La courbe de corrosion libre de l'échantillon 1 dans une solution de 3% NaCl montre qu'aux début de la corrosion le potentiel libre prend une valeur proche de -500 mV ensuite celui-ci déminue jusqu'à -650mV et par la suite il augmente de nouveau vers des valeurs de -600mV.

La diminution du potentiel jusqu'à -650 mV est due à la dissolution de la couche d'oxyde d'alumine recouvrant la surface appelée dépassivation, ensuite l'augmentation du potentiel vers des valeurs proches de -600 mV signifie la formation à nouveau de la couche de passivation. La dissolution de la couche de passivation est due à la fragilisation de la surface par les ions de chlorures existant dans la solution de NaCl. Les effets de la solution sont évalués par l'agressivité de la solution sur le film passif.

L'effet crucial de l'attaque du Cl^- sur la surface, la distraction de la couche protectrice et la mise à nu de la surface dévoilent les joints de grains.

L'application d'un champ magnétique échantillon MG fait augmenter le potentiel de la corrosion libre durant la première seconde de corrosion et par la suite celui-ci diminue et puis il augmente à nouveau pour atteindre environ -800 (Graphe IV.1-2-3-4-5, ECH MG). Ceci dit, le champ magnétique influe sur la corrosion dès les premières secondes d'immersion.

IV.2.1 Morphologie de corrosion après 10 jours d'immersion

Les figures (IV.2-3) représentent la morphologie de la corrosion de cet alliage qui semble montrer une corrosion généralisée dans la majorité des zones de la surface. Ceci a été observé et vérifié lors de l'immersion dans les solutions de 3% NaCl et après 10.

On observe aussi que la corrosion est beaucoup plus importante dans l'échantillon avec champs magnétique (figure IV.3) par rapport à celle sans champs magnétique ceci est dû au fait que le champ magnétique augmente le phénomène de convection à l'interface solution-surface.

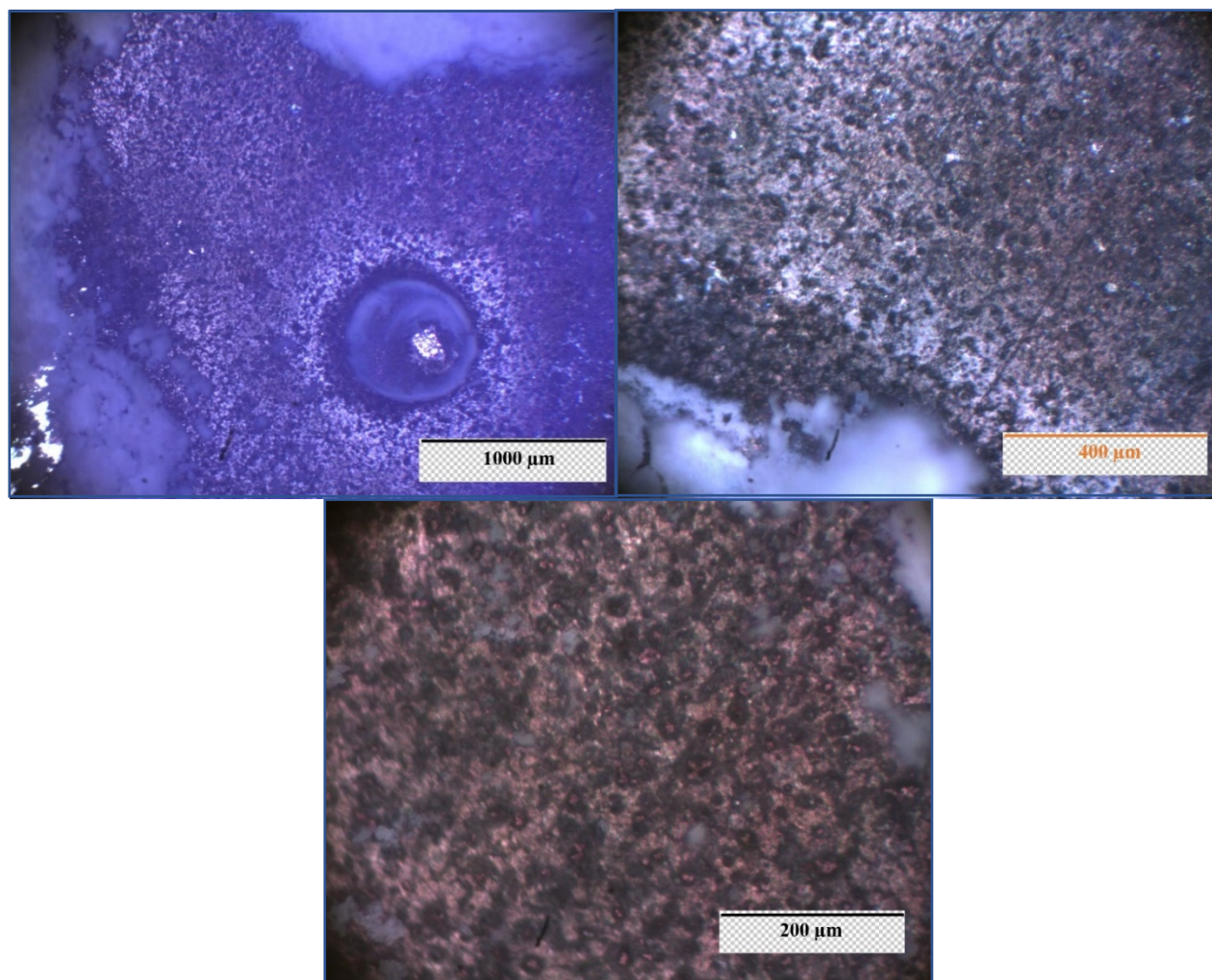
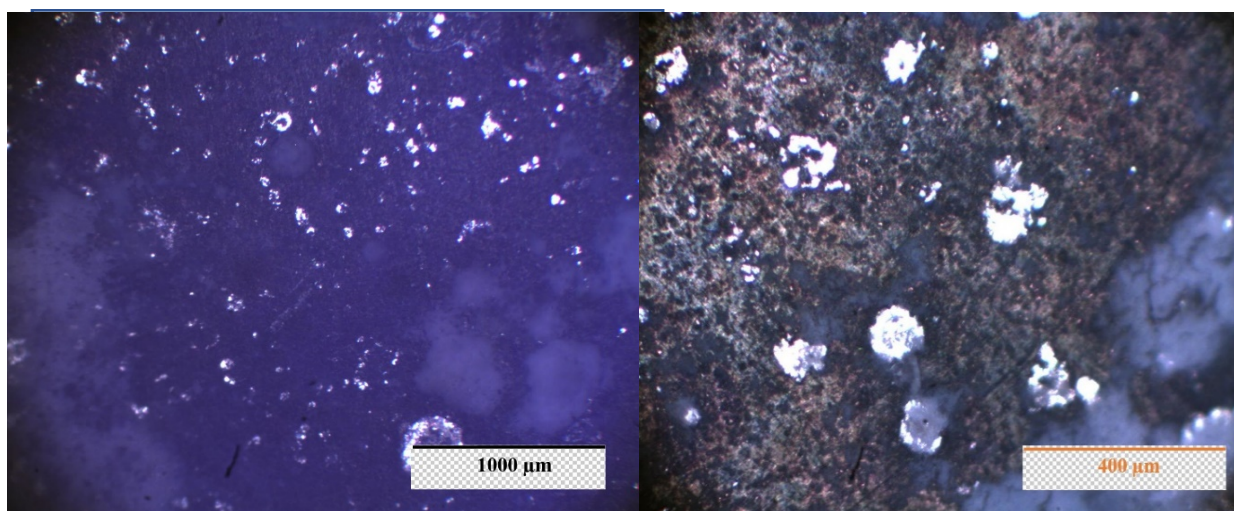


Figure IV.2 Images optique de la morphologie de corrosion de la surface en présence de champ magnétique



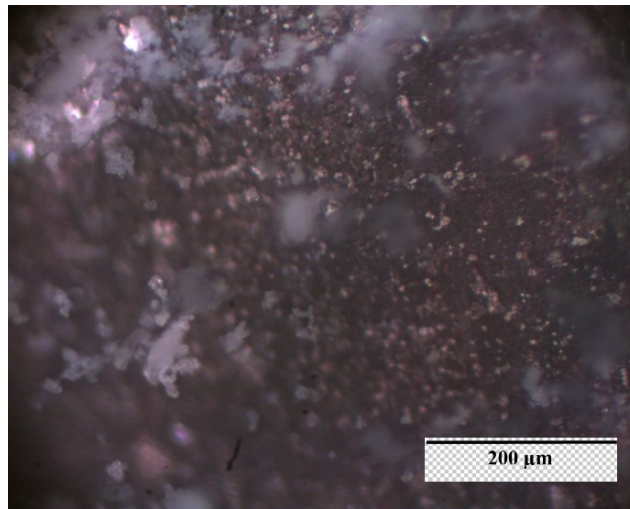
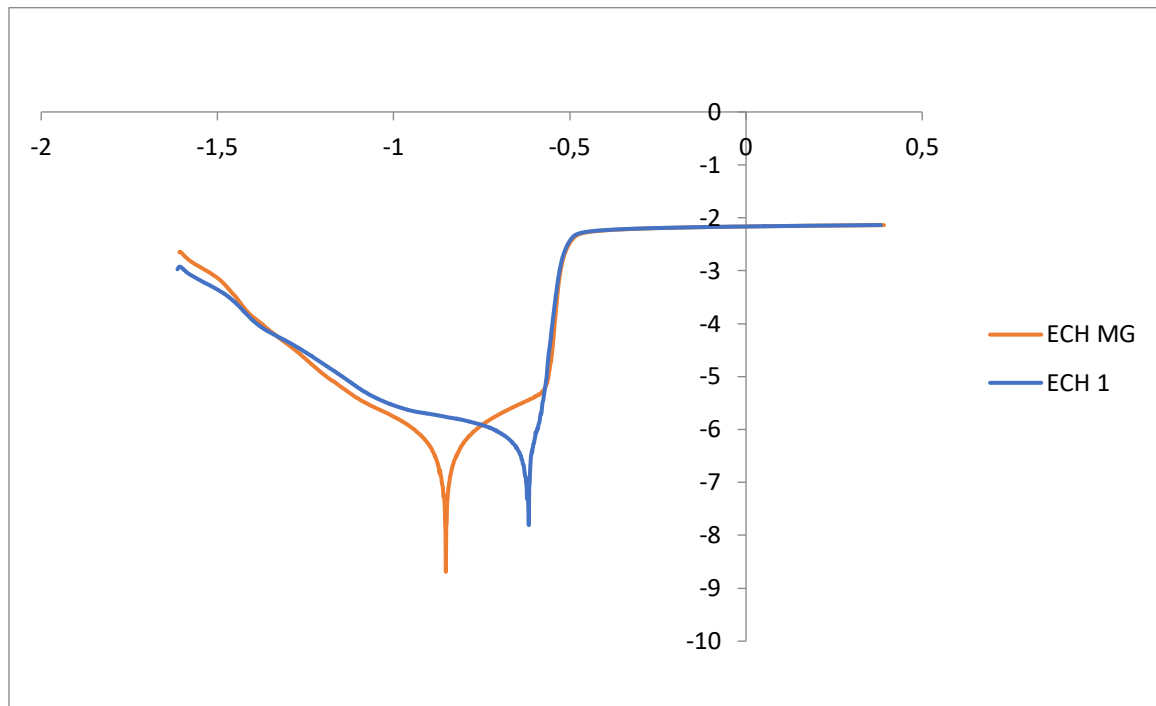


Figure IV.3 : Images optique de la morphologie de corrosion de la surface en absence d champ magnétique

IV.3 Polarisation de l'échantillon AA2024

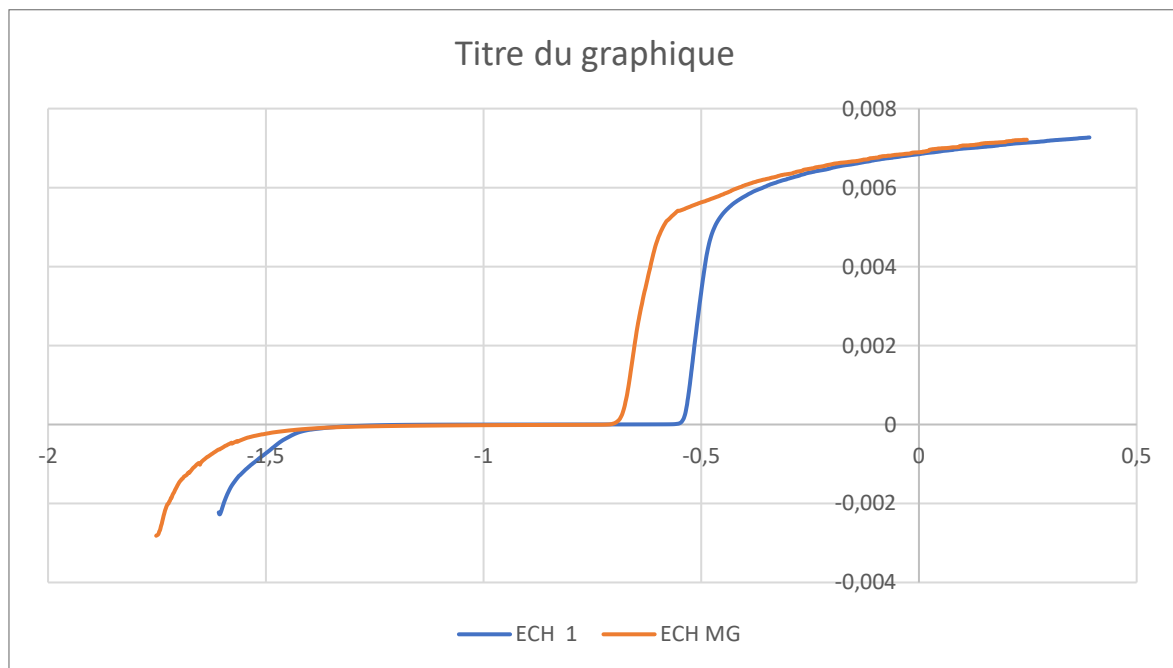
Les courbes de polarisation ont été tracées du domaine cathodique vers le domaine anodique, quel que soit le milieu considéré, après une acquisition du potentiel libre durant 1h dès l'immersion et à une vitesse de balayage de 500 mV/h. Les courbes obtenues dans le milieu chloruré, 3% NaCl, présentées dans le graphe IV-6.a, montrent que le comportement électrochimique de l'alliage est similaire.

On constate une augmentation brutale de la densité de courant anodique, caractéristique des phénomènes de corrosion par piqûre. Nous avons utilisé pour notre étude une solution fortement concentrée en ions Cl^- ; en effet, on constate que le potentiel de piqûre (E_{pitt}) et le potentiel de corrosion (E_{corr}) sont confondus et la densité de courant anodique augmente de manière significative. Cette augmentation se traduit par une forte agressivité du milieu vis-à-vis de l'alliage 2024, quel que soit le traitement thermique appliqué. Le potentiel de corrosion de l'alliage revenu au pic et après le pic de dureté est situé autour de -800 mV/ECS



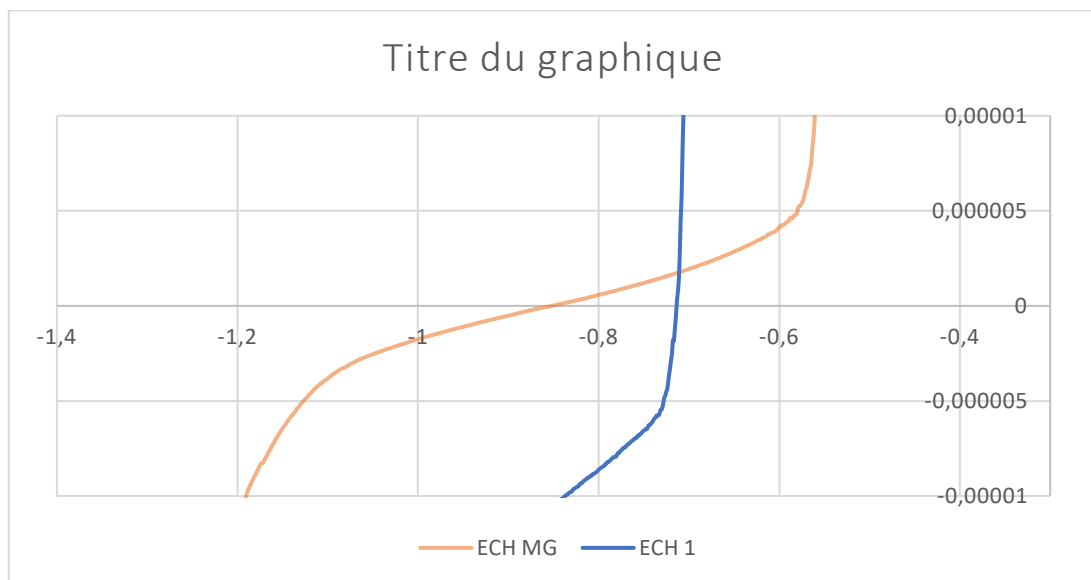
Graphe IV.6.a : Courbe de polarisation globale entre [-2 ;0,5]

D'après le graphe IV.6.a, on remarque que les courbes de polarisation obtenues démontrent qu'il y'a une distinction importante qui existe entre le comportement électrochimique d'alliage examiné dans les différentes cas avec et sans champ magnétique, et aussi l'allure des courbes de polarisation obtenues sont des courbes typiques de la corrosion par pique. On peut observer que ce matériau avec champs magnétique passe dans un état passif juste après l'immersion en solution.

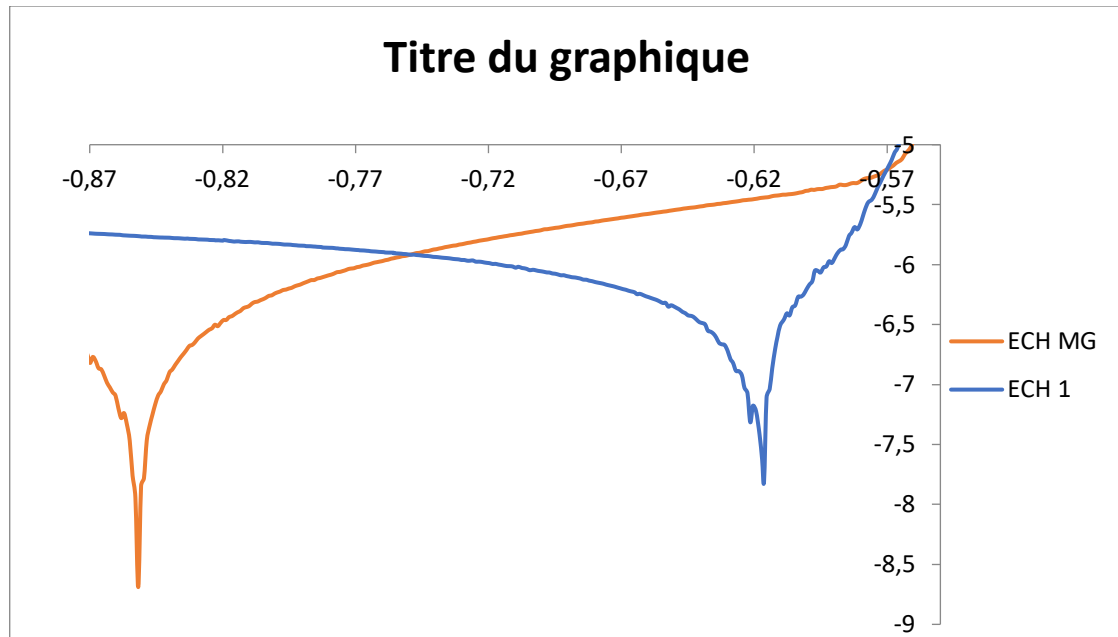


Graphe IV.6.b : Courbe de polarisation globale entre $[-2 ; 0,5]$

Le graphe IV.6.b représente les courbes intensité-potential de la variation d'intensité de courant en fonction du potentiel. On remarque que nos échantillons subissent une corrosion rapide, que ce soit pour l'échantillon avec ou sans champ magnétique.

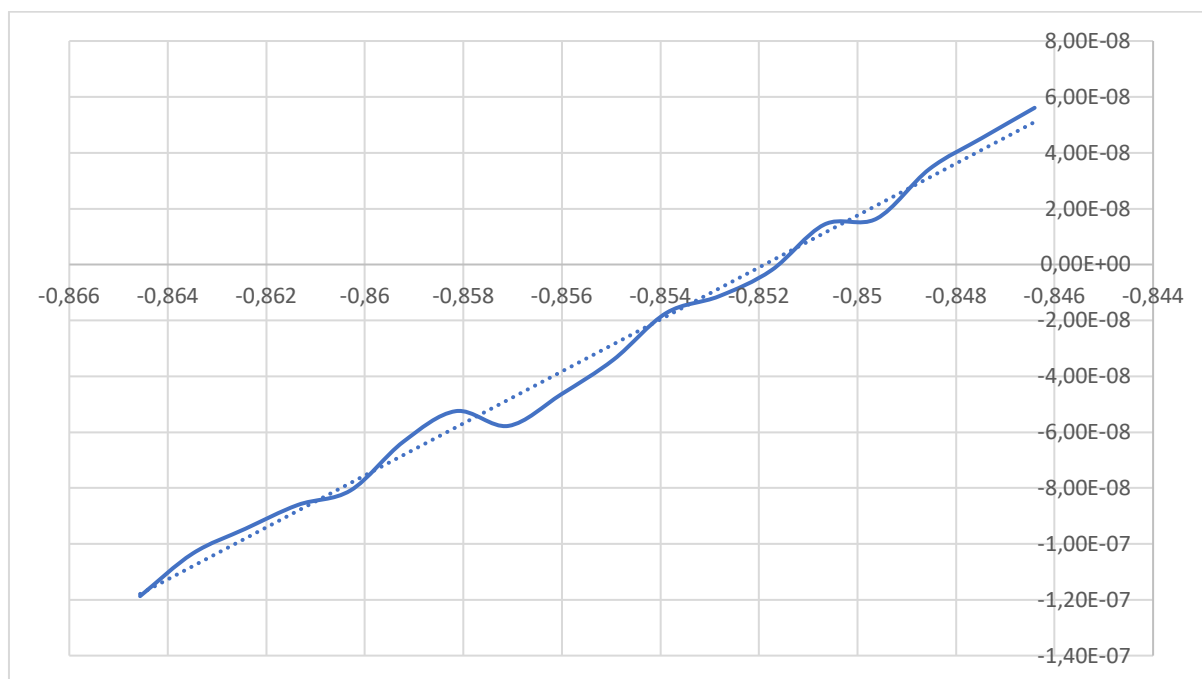


Graphe IV.7 : Effet Loop de la courbe de polarisation globale sur l'intervalle entre $[-1,4 ; 0,4]$



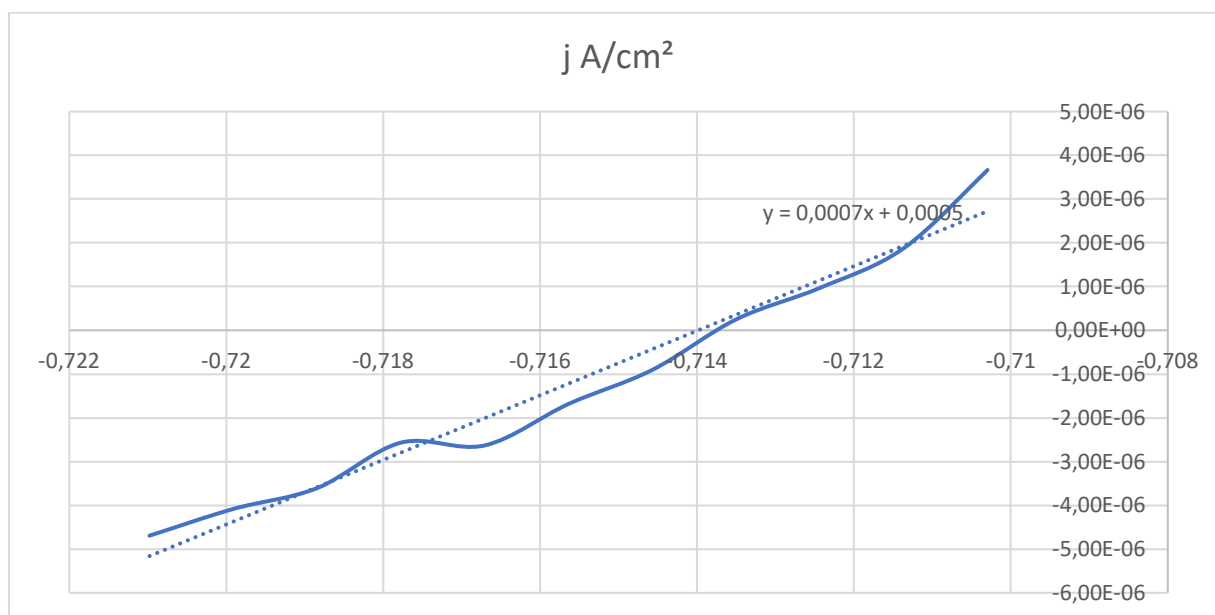
Graphe IV.8 : Effet Loop de la courbe de polarisation globale entre [-0,87 ; -0,5]

Les graphes (IV.7-8), mettent en évidence le côté néfaste du chlore, les ions de Cl^- ont été absorbés par la couche de l'alliage, ce qui engendre une corrosion par piqûres, chose qu'on constate en regardant les micrographies (présence de piqûres sur la surface de notre échantillon).



Graphe IV.9 : Courbe de résistance à la polarisation ECH MG

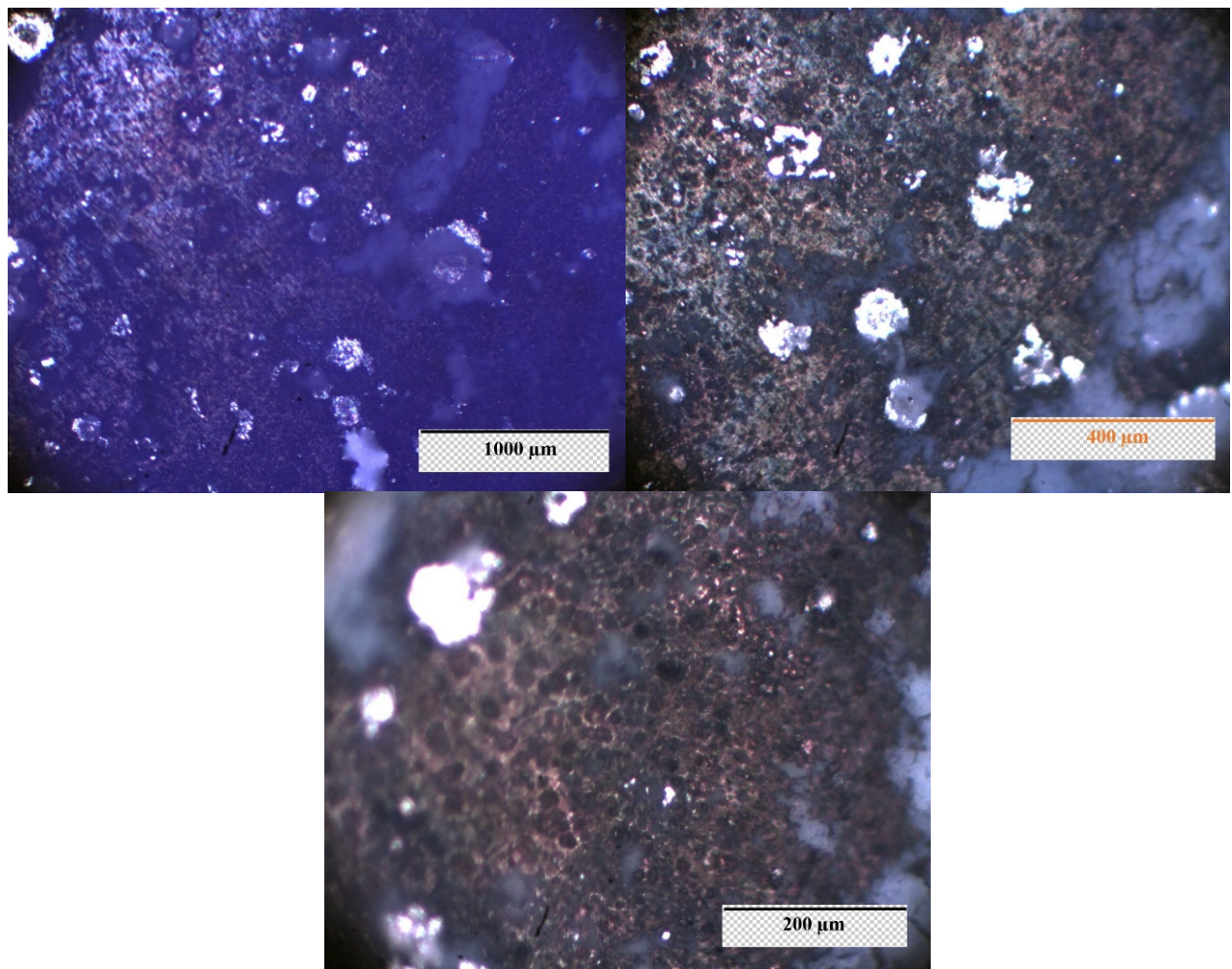
En effectuant la tangente on trouve la résistance à la polarisation $R_p = 5,24E+04$.



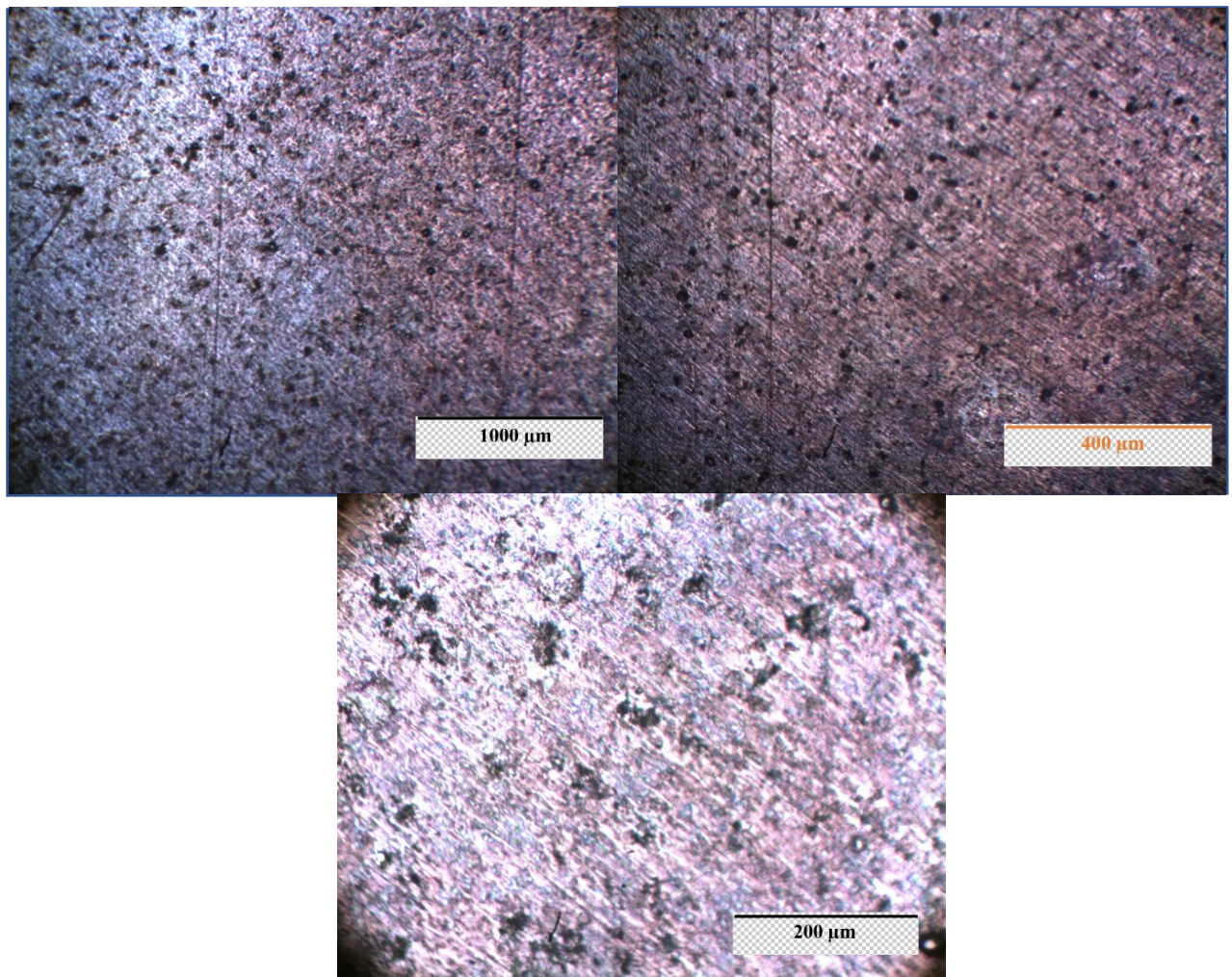
Graphe IV.10 : Courbe de résistance à la polarisation ECH 1

En effectuant la tangente on trouve la résistance à la polarisation $R_p = 92$

IV.3.1 Morphologie de polarisation après 1 heure d'immersion



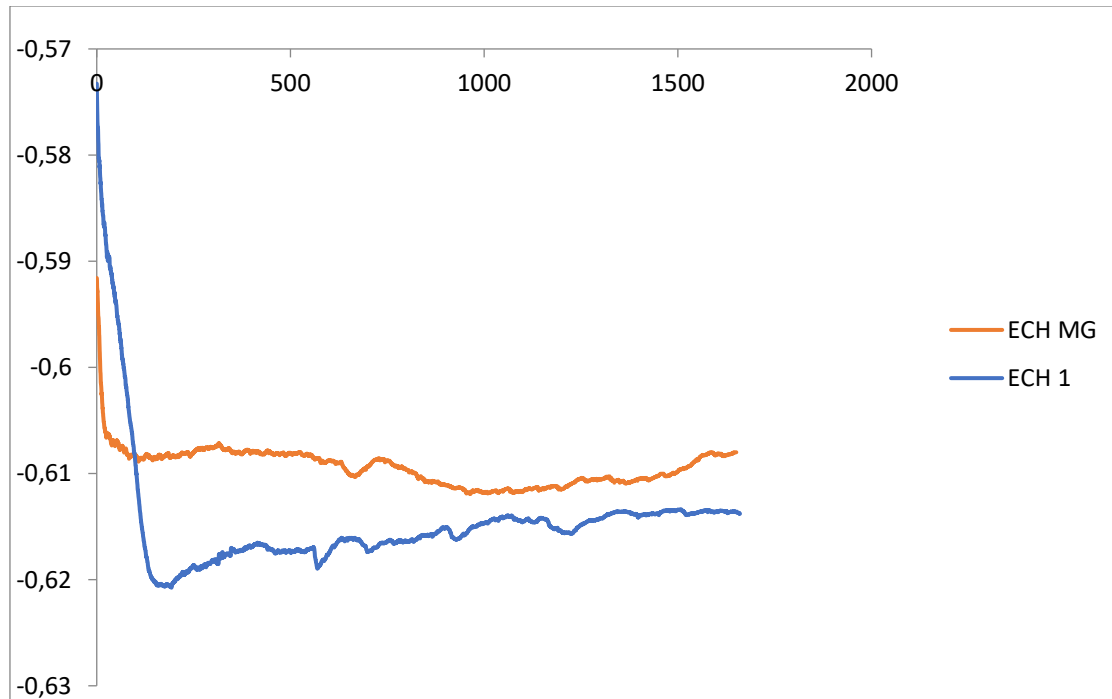
Figures IV.4 : Images optique de la morphologie de corrosion de la surface en absence d'un champ magnétique après polarisation



Figures IV.5 : Images optique de la morphologie de corrosion de la surface en présence d'un champ magnétique après polarisation

Comme dit précédemment les figures (IV.5-6) représentent la morphologie de la corrosion de cet alliage après polarisation qui montre une corrosion localisée par piqures qui semble très importante dans la majorité de la surface. Piqures présente a grande quantité, cela et dus a l'influence du champ magnétique sur l'accélération de la corrosion par polarisation Figure (IV .5).

IV.4 Potentiel libre (OCP) de l'échantillon AA2024



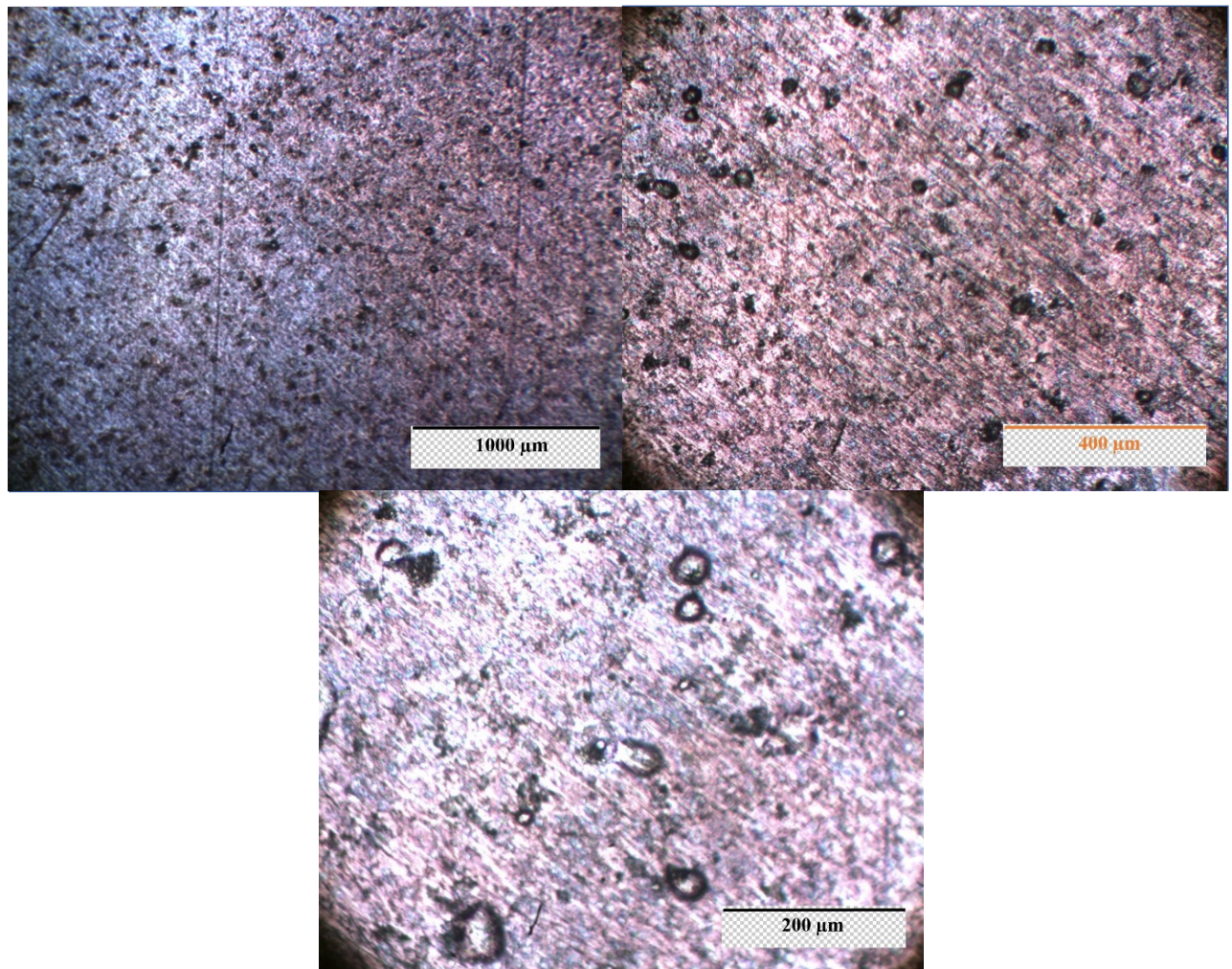
Graphe IV.11 : Suivi du potentiel en fonction du temps d'immersion

L'évolution du potentiel libre (OCP), mesuré en mV/ECS pendant l'immersion dans un milieu corrosif aéré a été suivie pour une durée totale de 1 min. La surface de travail pour tous les 2 échantillons, a été polie jusqu'à $1\mu\text{m}$ et rincée avec de l'eau distillé.

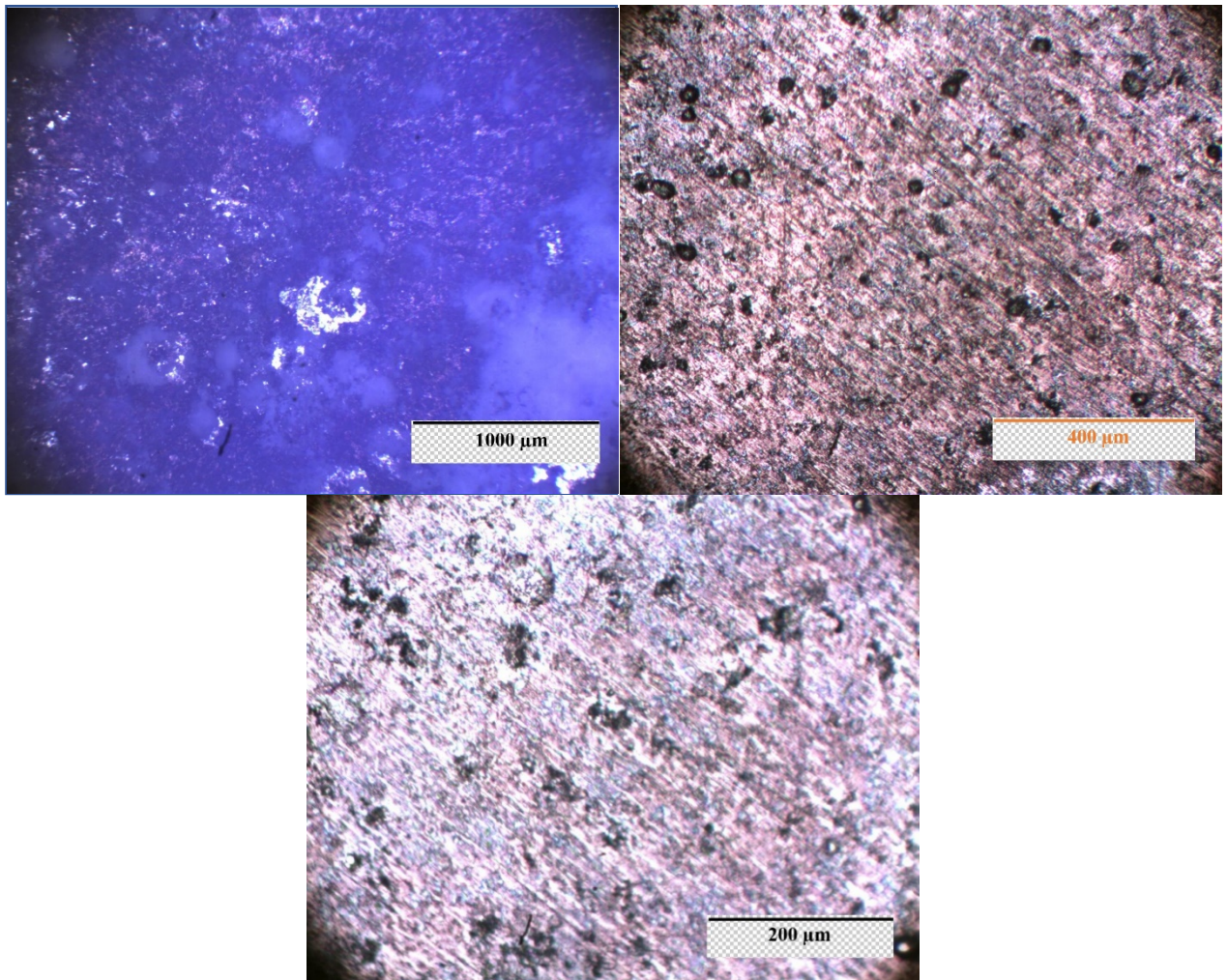
Toutes les mesures du potentiel libre ont été réalisées dans les mêmes conditions (immersion dans un milieu corrosif à 3% de NaCl) pour obtenir des résultats reproductibles, et nous avons suivi l'évolution du potentiel libre. Le premier essai a été réalisés sur un alliage de l'aluminium 2024 sans champ magnétique et avec.

Dans la Figure IV-13 est représentée l'évolution du potentiel libre durant 30 min dans NaCl. L'évolution du potentiel libre (OCP) pendant l'immersion dans une solution NaCl est caractérisée par une diminution initiale de -560 mV et 592 mV respectivement à -609 mV et -621mV et après plusieurs fluctuations, il se stabilise autour de la valeur de -610 mV et -614 mV, qui est atteinte après approximativement 20 min d'immersion.

IV.4 .1 Morphologie de la corrosion après 1 heure d'immersion



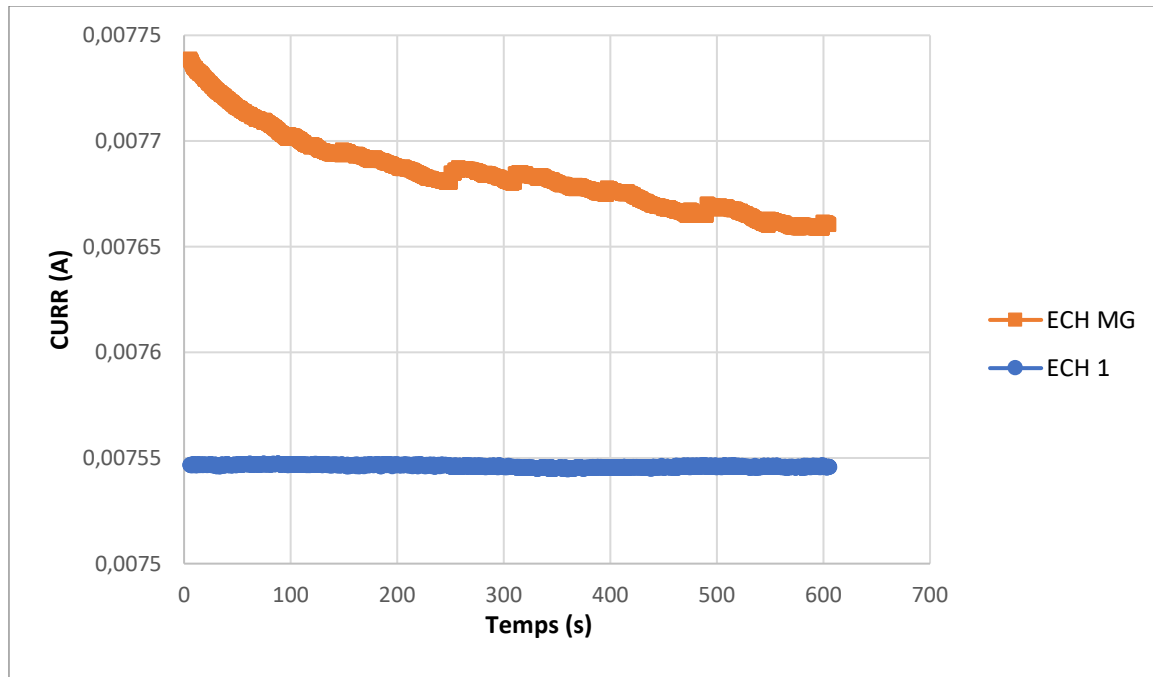
Figures VI.6: Images optique de la morphologie de corrosion de la surface en présence de champ magnétique après 1h d'immersion



Figures IV.7: Images optique de la morphologie de corrosion de la surface en présence de champ magnétique après 1h d'immersion

Les Figures (IV.6-7) présente les micrographies de la surface après 30 min d'immersion, un milieu corrosif. Il faut remarquer l'agressivité plus importante du milieu chloruré, qui détermine la piqûration de la matrice. Ceci est vérifié aussi pour l'échantillon avec champ magnétique dont les piqûres sont plus importantes.

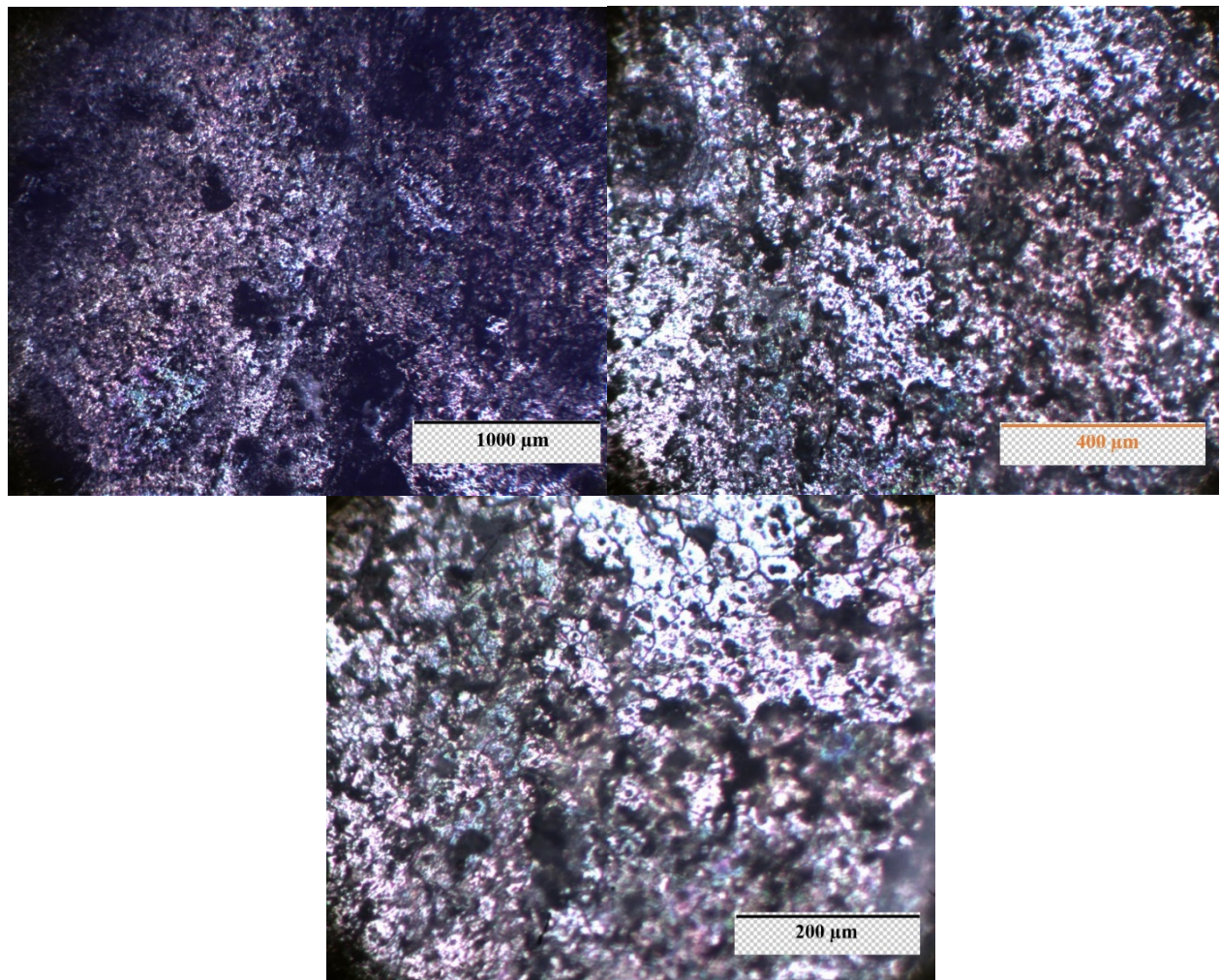
IV.5 Potentiel sous tension de l'échantillon AA2024



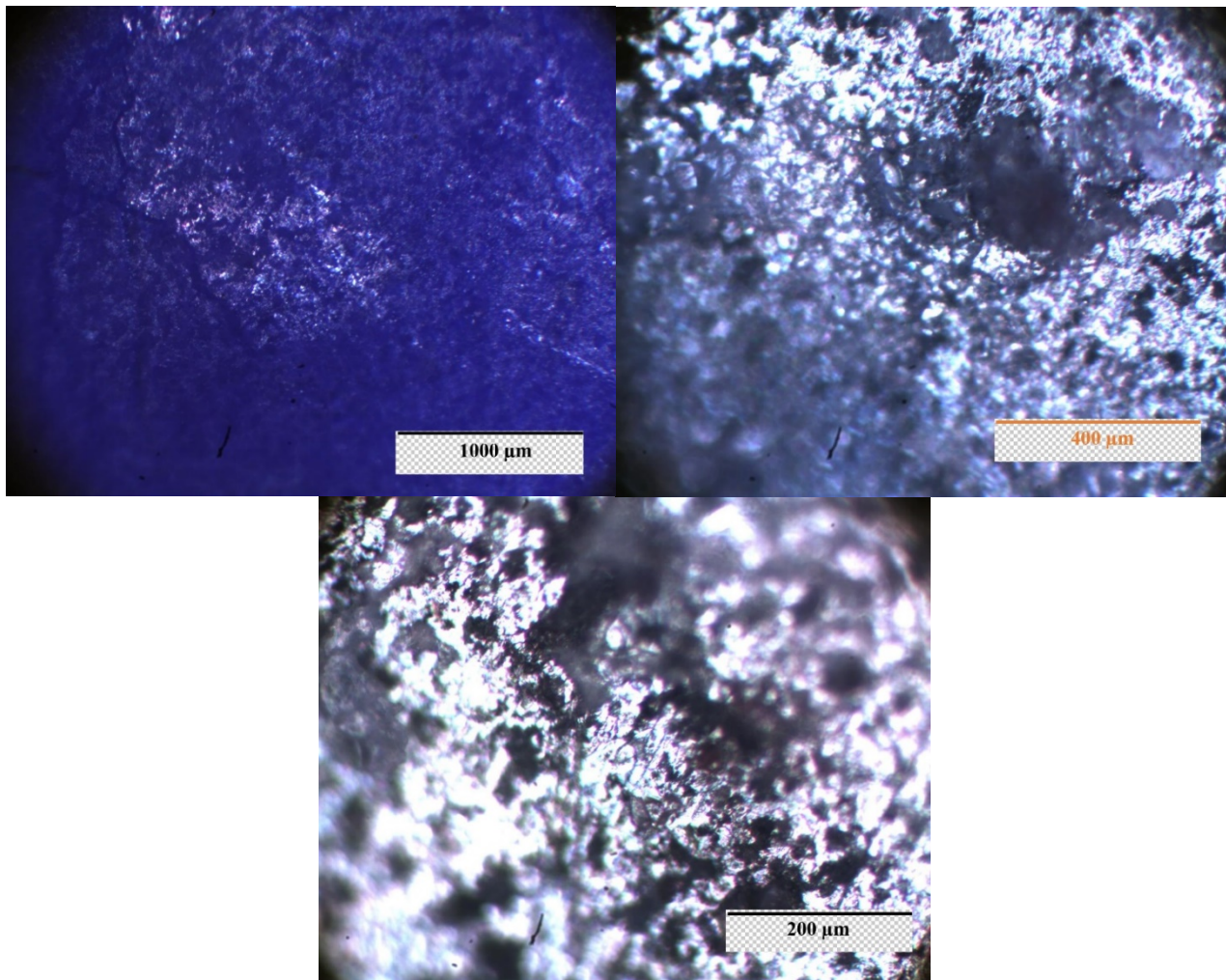
Graph IV.12 : Suivi du potentiel sous tension en fonction du temps d'immersion

Lorsque l'on impose une tension de 0,5 V le potentiel de corrosion de la surface est modifié. L'application d'une tension imposée de valeur de 0,5 V fait baisser le potentiel de corrosion de 774 mV aux premiers instants (graph IV.12) ECH MG et . Et après 3,6 minutes de corrosion cette diminution est de 1214 mV, c'est-à-dire cette diminution n'atteint pas 1500 mV au cours des premières minutes de corrosion. Cette question est importante car cela signifie que la couche d'oxyde diélectrique à la surface a modifié l'effet de la tension imposée. En présence du champ magnétique permanent, la tension imposée de 1500 mV fait descendre le potentiel de 501 mV à la première seconde de corrosion et de 1340 mV après 3,6 minutes de corrosion. Ces différences sont distinctes de la tension imposée de 1500 mV (Figure VI. (14 et 16)).

IV.5.1 Morphologie de la corrosion après 1 heure sous tension



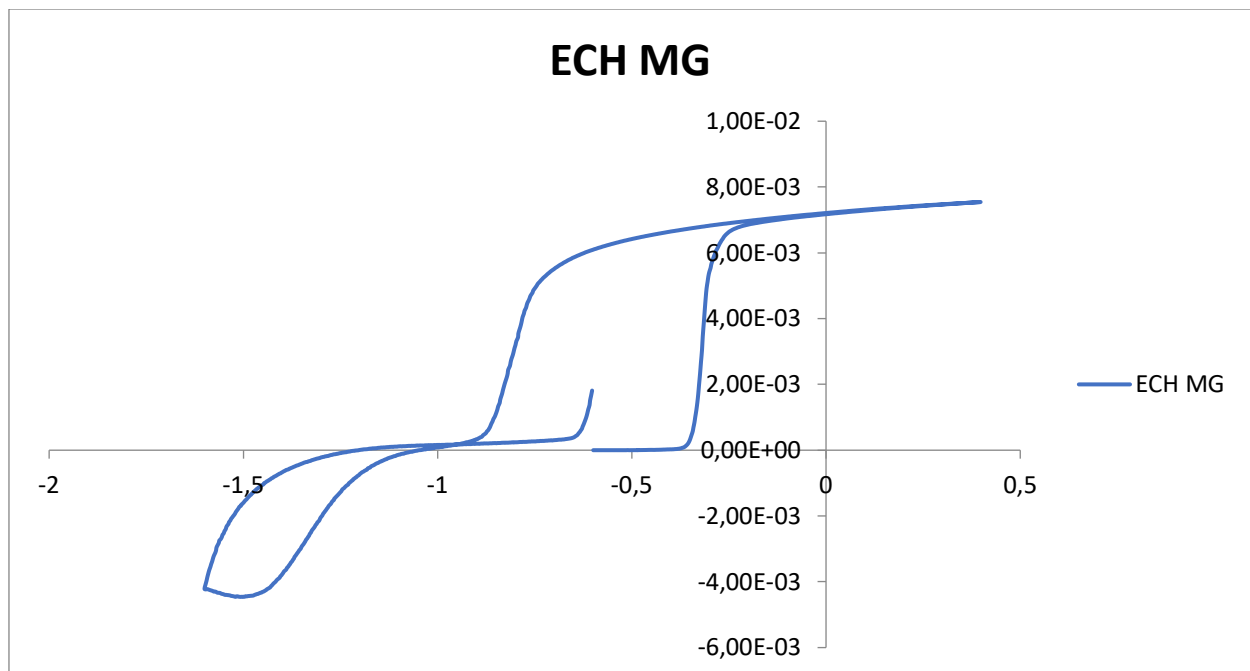
Figures IV.8: Images optique de la morphologie de corrosion de la surface en présence de champ magnétique sous tension



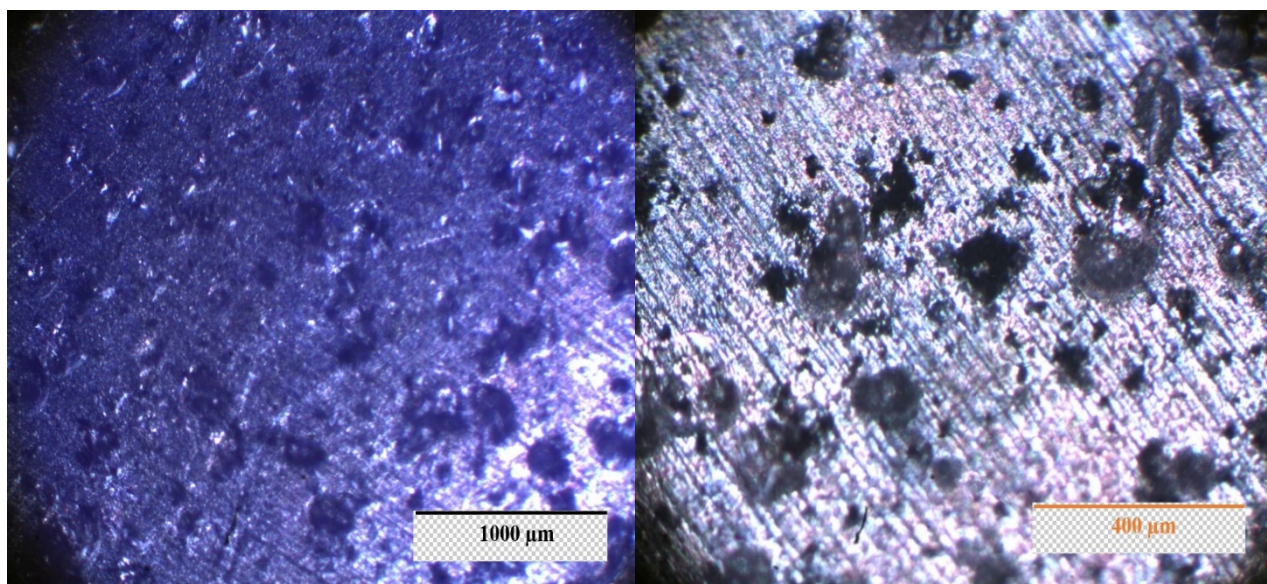
Figures IV.9: Images optique de la morphologie de corrosion de la surface en absence de champ magnétique sous tension

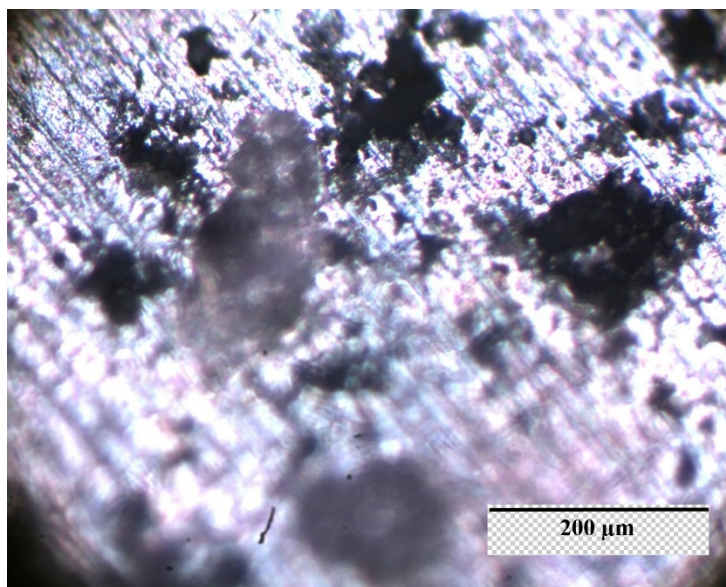
Les (Figures IV .8-9) représente la morphologie de corrosion de la section du fil en absence du champ magnétique et sous une tension imposée de 0,5 V, la corrosion semble être localisée par piqûre que ça soit pour l'échantillon sans ou avec champ magnétique. La densité de piqûres sur la surface est plus importante. Ceci est dû à l'application d'un champ magnétique et l'imposition d'une tension de 0,5 V. ces résultats confirme que la présence d'un champ magnétique améliore le phénomène de convection à l'interface solution surface.

IV.6 Cyclique de corrosion de l'échantillon AA2024



IV.6.1 Morphologie de la corrosion cyclique après 1 heure





Figures IV.10: Images optique de la morphologie de corrosion cyclique de la surface en présence de champ magnétique

CONCLUSION

V. CONCLUSION

L'étude du comportement à corrosion de l'alliage d'aluminium AA2024 en présence d'un champ magnétique de faible intensité ou de la tension imposée de 0.5 V nous a permis de conclure ce qui suit :

- Une présence de quatre phases : une sous la forme de précipités, une phase grise, une phase sombre et une phase claire de formes aléatoires ;
- La courbe de corrosion libre de l'échantillon se corrodant, en absence du champ magnétique, dans une solution de 3% NaCl, montre qu'aux début de la corrosion le potentiel de la corrosion libre prend une valeur proche de -500 mV ensuite celui-ci déminue jusqu'à atteindre -650mV et par la suite il augmente de nouveau pour se rapprocher de -600mV représentant un potentiel de passivation ;
- L'application d'un champ magnétique fait augmenter le potentiel de la corrosion libre durant les premières secondes d'immersion et par la suite ce dernier diminue et puis il augmente de nouveau pour atteindre environ -800 mV Ceci dit, le champ magnétique modifie le comportement à la corrosion dès les premières secondes d'immersion ;
- Suite au test de corrosion sous une tension imposée, nous avons remarqué qu'une tension imposée modifie le courant qui passe dans le circuit de la cellule, la morphologie de corrosion, dans les deux cas de présence et d'absence du champ magnétique de faible intensité.
- La morphologie de corrosion observée est une corrosion localisée dans le cas de présence et d'absence du champ magnétique ;
- Le champ magnétique de faible intensité décale le potentiel de corrosion libre vers un domaine anodique, diminue le potentiel de corrosion et augmente la résistance de polarisation ;
- La morphologie de corrosion en présence du champ magnétique est plus marquée ;

L'étude de la dureté de l'alliage d'aluminium 2024 montre que cet alliage est moyen.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUE

- [1] Note d'information. Centre belge d'études de la corrosion (Cebelcor, 1986).
- [2] R. Gasparac, E. Stupnisek, corrosion.,55 (1999) 1031.
- [3] N. K. Patel, J. Fronco, S. Patel, J. Indian Chem. Soc.,54 (1997) 815.
- [4] S. Yoshida, H. Ishida, Appl. Surf. Sci.,20 (1985) 497.
- [5] G. Reihard, U. Rammelt, Proc 7th Eur. Symp. Corr. Inh. p. 873-883 Ferrara., (1990).
- [6] A. Frignani, M. Tasinari, Proc 7th Eur. Symp. Corr. Inh. p. 895 Ferrara., (1990).
- [7] A. Frignani, M. Tasinari, G. Trabanelli, 1st International Symposium on E.I.S.,Bombannes, CS, 12, (1989).
- [8] S. Kertit, B. Hammouti, Appl. Surf. Sci.,93 (1996) 59–66.
- [9] T. P. Zhao, G.N. Mu,Corros. Sci.,41 (1999) 1937–1944.
- [10] H. B. Ouici, O. Benali, A. Guendouzi, Res ChemIntermed., DOI 10.1007/s11164-016- 2520-0 (2016).
- [11] X. Li, S. Deng, H. Fu, Corrosion Science., 52 (2010) 3413–3420.
- [12] D. Landolt, Corrosion et Chimie de Surface des Métaux, 1st Edn, AldenPress, Oxford, 495 (1993). [13] R. Solmaza, E. Altunba, G. Kardas, Materials Chemistry and Physics.,125 (2011) 796– 801. [14] N. O. Obi-Egbedi, I. B. Obot, A. O. Eseola, Arabian Journal of Chemistry., (2010) doi:10.1016/j.arabjc.2010.10.025
- [15] D. F. Shriver, P.W. Atkins, C. H. Langford, Inorganic Chemistry., second ed.,Oxford University Press, Oxford, 1994. pp. 238.
- [16] I. Ahamad, R. Prasad, M.A. Quraishi, Corros. Sci., 52 (2010) 1472.
- [17] J. Crousier, C. Antonione, Y. Massiani, J.P. Crousier, Mat. Chem., 7 (1982) 587.
- [18] A. E. Stoyanova, E. I. Sokotova, S. N. Raicheva, Corros. Sci.,39 (1997)1595.
- [19] A. S. Fouda, S. S. El Kaabi, A. K. Mohamed, Anti-Corrosion.,8 (1989) 9.

- [20] E. Stupnisek-Usac, Z. Ademovic, Proceedings of the 8th European Symposium on Corrosion Inhibitors, Ann. Univ. Ferrara (Italy), N. S. Sez suppl. 3, 1995, vol. I, p. 257.
- [21] B. Sanyal, K. Srivastava, Br. Corros. J.,2 (1974) 103.
- [22] I. Ahamad, R. Prasad, M.A. Quraishi, Corros. Sci., 52 (2010) 1472.
- [23] O. Benali, O. Mokhtar ,Arab. J. Chem., 4 (2011) 443.
- [24] N.P. Zhuk, Course on Corrosion and Metal Protection, Metallurgy, Moscow, (1976)
- [25] D. Ben Hmamou, R. Salghi , A. Zarrouk, H. Zarrok , O. Benali, M. Errami, B. Hammouti, Res ChemIntermed.,DOI 10.1007/s11164-012-0840-2.
- [26] D. Hmamou, R. Salghi, A. Zarrouk, B. Hammouti, O. Benali, H. Zarrok, S. Salim AlDeyab, Res ChemIntermed., DOI 10.1007/s11164-012-0892-3.
- [27] O. Benali, C. Selles, R. Salghi., ResChemIntermed.,DOI 10.1007/s11164-012-0960-8.
- [28] H. B. Ouici, O. Benali, Y. Harek, L. Larabi, B. Hammouti, A. Guendouzi, Res ChemIntermed., DOI 10.1007/s11164-012-0821-5.
- [29] S. Martinez, I. Stern, Appl. Surf. Sci.,83 (2002) 199.
- [30] M. A. Migahed, H. M. Mohamed, A. M. Al-Sabagh, Mater. Che Phys.,80 (2003) 169.
- [31] S. Mai-tinez, L. Stem, Appl. Surf. Sci.,199 (2002) 83.
- [32] E. Khamis, Corrosion.,6 (1990) 46.
- [33] E.A. Noor, A.H. Al-Moubaraki, Mater. Chem. Phys., 110 (2008) 145–154.
- [34] F. Bentiss, C. Jama, B. Mernari, H. El Attari, L. El Kadi, M. Lebrini, M. Traisnel, M. Lagrenee, Corros. Sci., 51 (2009) 1628–1635.
- [35] M.B. Valcarce, M. Vazquez, Mater. Chem. Phys., 115 (2009) 313–321. [36] J. Flis, T. Zakroczymski, J. Electrochem. Soc.,143 (1996) 2458 .
- [37] E. Kamis, F. Bellusci, R. M. Latanision, E. S. H. El-Ashry, Corrosion.,47 (1991) 677.
- [38] F. Donahue, K. Nobe, J. Electrochem. Soc.,112 (1965) 886.

- [39] W. Durnie, R.D. Marco, A. Jefferson, B. Kinsella, J. Electrochem. Soc., 146 (1999) 1751.
- [40] O. Benali, L. Larabi, M. Traisnel, L. Gengenbre, Y. Harek, Appl. Surf. Sci., 253 (2007) 6130.
- [41] M. Dahmani, A. Et-Touhami, S.S. Al-Deyab, B. Hammouti, A. Bouyanzer, Int. J. Electrochem. Sci., 5 (2010) 1060.
- [42] A.H. Mehaute, G. Greppey, Solid State Ionics., 17 (1989) 910.
- [43] G. Reinhard, U. Rammet, 6th European Symposium on Corrosion Inhibitors, Ann. Univ. Ferrara, Italy., 831 (1985).