

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE
ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

Département de Métallurgie
Mémoire de Magister

Présenté par

AMARA Saci

Ingénieur d'état en Métallurgie

Pour l'obtention du diplôme de Magister en Métallurgie

THEME

**Contrôle de la corrosion des alliages
d'aluminium 2024 T3. Etude de l'influence des
éléments d'alliages et de traitements thermiques**

Proposé et dirigé par: Pr. LARIBI Merzak

Membres du jury :

Président :	Mr E. SALHI	Professeur à l'ENP
Promoteur :	Mr M. LARIBI	Professeur à l'ENP
Examineurs :	Mr M. DJEGHLAL	Professeur à l'ENP
	Mr H. YOUSFI	Professeur à l'ENP
	Mr A. KASSER	Maitre de conférences à l'ENP

ENP 2014

Ecole Nationale Polytechnique, Hacén Badi, B.P.182, El-Harrach, 16200 Alger
Tel: 021.52.53.01-03, Fax: 021.52.29.73 www.enp.edu.dz.

ملخص:

إن خلائط الألمونيوم لها دور فعال في شتى المجالات الصناعية : صناعة الطائرات, السيارات وغيرها. يهدف هذا العمل إلى دراسة خليط الألمونيوم (2024 T3) في وسط قابل للأكسدة, وقد قمنا بدراسة ثلاث عينات مختلفة من الألمونيوم تمت معالجتها حرارياً, وبعدها غمرت في وسط حمضي لعدة فترات زمنية. وبعد ذلك قمنا بدراسة العينات المختلفة بالمجهر الضوئي و الالكتروني وانكسار الأشعة , كما قمنا بقياس صلابته المجهرية ونسبة الأكسدة.

كلمات مفتاحية: خلائط الألمونيوم, الأكسدة , المعالجة الحرارية, الصلابة المجهرية, نسبة الأكسدة.

Résumé:

Ce travail vise à étudier un alliage d'aluminium (2024 T3) au milieu corrosif. Afin de voir l'influence des éléments d'addition, trois types d'échantillons ont été étudiés. La corrosion de ces alliages a été mise en évidence à travers une immersion dans du HCl à 0,5 et 1,5% respectivement pour différents temps d'immersion.

La caractérisation est réalisée moyennant par microscopie optique et électronique, par diffraction des RX. Le comportement à la corrosion a été mis en évidence par le calcul du taux de corrosion et de la perte de masse.

Mots clés: Alliage d'aluminium, corrosion, traitement thermique, microdureté, taux de corrosion.

Abstract:

The aluminum alloys have an active role in various industrial fields: aerospace, automobile and different

This work aims at study the corrosion of an aluminum alloy (2024 T3) in corrosive medium. In order to see the influence of alloying elements, three aluminum alloys were studied. Immersion of these materials has been done in 0,5 and 1,5 % HCl respectively.

Optical and electronic microscopy, X rays diffraction, corrosion rate and mass loss techniques have been used to characterise microstructure and corrosion of studied materials.

Key words: Aluminum alloy, corrosion, heat treatment, microhardness, rate of corrosion.

Remerciements

Louange à Dieu, mon créateur, de m'avoir donné toute la force nécessaire pour accomplir ce modeste travail ; puis mes chers parents et à Mr. M. LARIBI mon promoteur, pour m'avoir confié un travail aussi intéressant et pour ses conseils, ses encouragements et son suivi attentif.

Je remercie le Président de mon jury, Mr. E. SALHI, ainsi que tous les membres du jury à savoir, Mr. M. DJEGHLAL, Mr A. KASSER et Mr. H. YOUSFI, d'avoir bien voulu siéger dans mon jury.

Je n'oublie pas de remercier les enseignants de l'école nationale polytechnique, en particulier ceux du département de métallurgie, pour m'avoir offert un agréable cadre de formation.

DEDICACES

Je dédie ce travail :

A mon père et ma mère

A mes frères et sœurs

A toute ma famille

A tous mes amis

Saci

Liste des figures

Figure I.1: Répartition de la consommation d'aluminium en France	03
Figure I.2: Production mondiale d'aluminium primaire.....	04
Figure I.3: Diagramme TTT d'un alliage d'aluminium à 4% de Cu	13
Figure I.4: Diagramme de phase Al-Cu entre 0 et 60% massique d'élément cuivre.....	15
Figure I.5: Microstructure d'un alliage Al- 4% Cu obtenue soit par refroidissement lent (a), soit refroidissement rapide (b)	16
Figure I.6: Dureté brinell d'un alliage 2017 en fonction du temps de vieillissement à différentes températures.	19
Figure I.7: Evolution schématique de la dureté et de la résistance mécanique d'un alliage à durcissement structural pendant le vieillissement.....	19
Figure II.1: Diagramme de Pourbaix du système Al-H ₂ O à 25°C.....	21
Figure II.2: Couches et adsorption sur le film d'oxyde d'aluminium	23
Figure II.3: Corrosion localisée (a) et Corrosion uniforme (b) d'un métal.....	24
Figure II.4: Les différentes formes de la corrosion localisée.....	25
Figure II.5: Propagation autocatalytique des piqures.....	26
Figure II.6: Corrosion intergranulaire.....	29
Figure II.7: Représentation schématique de quelques types d'attaque localisée	30
Figure II.8: Effet des éléments d'addition sur la résistance à la corrosion et à la fatigue des alliages d'aluminium.....	31
Figure II.9: Evolution du potentiel de corrosion de l'aluminium en fonction de l'enrichissement en éléments d'addition.....	34
Figure III.1: Dimensions de l'éprouvette étudiée.....	34
Figure III.2: Schéma du traitement d'homogénéisation appliqué	36
Figure III.3: Schéma du traitement de durcissement structural appliqué	37
Figure III.4: Photo des polisseuses	38
Figure III.5: (a) le microduromètre, (b) principe de l'essai Vickers.....	41
Figure IV.1: Microstructure dans l'échantillon E1 ; (A) brut E1 B, (B) homogénéisé E1 H, (C) durcissement structurale E1 DS	44
Figure IV.2: Microstructure dans l'échantillon E2 ; (A) brut E2 B, (B) homogénéisé E2 H, (C) durcissement structurale E2 DS.....	45
Figure IV.3: Microstructure dans l'échantillon E3 ; (A) brut E3 B, (B) homogénéisé E3 H, (C) durcissement structural E3 DS.....	46

Figure IV.4: Images au microscope électronique à balayage des échantillons (a) E1, (b) E2, (c) E3	47
Figure IV.5 : Distribution de la microdureté de l'échantillon (E ₁).....	47
Figure IV.6: Distribution de la microdureté de l'échantillon (E ₂).....	48
Figure IV.7: Distribution de la microdureté de l'échantillon (E ₃).....	48
Figure IV.8: Microstructure d'échantillon E1B après les tests d'immersion à milieu HCl 0.5%	50
Figure IV.9: Microstructure d'échantillon E1H après les tests d'immersion à milieu HCl 0.5%	50
Figure IV.10: Microstructure d'échantillon E1DS après les tests d'immersion à milieu HCl 0.5%.....	51
Figure IV.11: Microstructure d'échantillon E2 B après les tests d'immersion à milieu HCl 0.5%.....	52
Figure IV.12: Microstructure d'échantillon E2 H après les tests d'immersion à milieu HCl 0.5%.....	53
Figure IV.13: Microstructure d'échantillon E2 DS après les tests d'immersion à milieu HCl 0.5%.....	53
Figure IV.14: Microstructure d'échantillon E3 B après les tests d'immersion à milieu HCl 0.5%.....	54
Figure IV.15: Microstructure d'échantillon E3 H après les tests d'immersion à milieu HCl 0.5%.....	55
Figure IV.16: Microstructure d'échantillon E3 DS après les tests d'immersion à milieu HCl 0.5%.....	55
Figure IV.17: Microstructure d'échantillon E1 B après les tests d'immersion à milieu HCl 1.5%.....	56
Figure IV.18: Microstructure d'échantillon E1 H après les tests d'immersion à milieu HCl 1.5%.....	57
Figure IV.19: Microstructure d'échantillon E1 DS après les tests d'immersion à milieu HCl 1.5%.....	57
Figure IV.20: Microstructure d'échantillon E2 B après les tests d'immersion à milieu HCl 1.5%.....	58
Figure IV.21: Microstructure d'échantillon E2 H après les tests d'immersion à milieu HCl 1.5%.....	59
Figure IV.22: Microstructure d'échantillon E2 DS après les tests d'immersion à milieu HCl 1.5%.....	59
Figure IV.23: Microstructure d'échantillon E3 B après les tests d'immersion à milieu HCl 1.5%.....	60
Figure IV.24: Microstructure d'échantillon E3 H après les tests d'immersion à milieu HCl 1.5%.....	61
Figure IV.25: Microstructure d'échantillon E3 DS après les tests d'immersion à milieu HCl 1.5%.....	61
Figure IV.26: Micrographie obtenue au MEB après les teste d'immersion à milieu HCl 0.5%.(E1 brut (A), E2 homogénéise (B), E3 durcissement structural (C)).....	63
Figure IV.27: Spectres de diffraction des rayons X dans les échantillons :(a) E1 brut, (b) E2 homogénéise, (c) E3 durcissement structural.....	65

Figure IV.28: Evolution du taux de corrosion dans les trois échantillons en fonction du temps d'immersion à milieu HCl 0.5%.....	66
Figure IV.29: Evolution du taux de corrosion dans les trois échantillons en fonction du temps d'immersion à milieu HCl 1.5%.....	67
Figure IV.30: Evolution du taux de corrosion dans l'échantillon (E1) en fonction du temps d'immersion.....	68
Figure IV.31: Evolution du taux de corrosion dans l'échantillon (E2) en fonction du temps d'immersion.....	69
Figure IV.32: Evolution du taux de corrosion dans l'échantillon (E3) en fonction du temps d'immersion.....	70
Figure IV.33: Evolution de la perte de masse dans les trois échantillons en fonction du temps d'immersion à milieu HCl 0.5%.....	73
Figure IV.34: Evolution de la perte de masse dans les trois échantillons en fonction du temps d'immersion à milieu HCl 1.5%.....	74

Liste des tableaux

Tableau I.1: Procédés d'aluminium.	05
Tableau I.2: Classification d'alliages d'aluminium de fonderie.....	07
Tableau I.3: Représente la signification des désignations.....	08
Tableau I.4: Composition chimique de l'alliage 2024 (% massique).....	12
Tableau II.1: Classement des alliages d'aluminium en fonction de leur résistance à la corrosion.....	32
Tableau II.2: Potentiel de corrosion de quelques particules intermétalliques.....	33
Tableau III.1 : Composition chimique (%massique) du matériau de l'étude.....	35
Tableau IV.1 : Tableau récapitulatif des pertes de masses après essais d'immersion dans deux milieux HCl 0.5% et 1.5%.	72

SOMMAIRE

Introduction générale	01
Chapitre I : Généralités sur l'aluminium et ses alliages	03
Introduction.....	03
I.1. Les atouts de l'aluminium	04
I.2. Métallurgie de l'aluminium	05
I.3. Les alliages d'aluminium	05
I.3.1. les alliages d'aluminium de moulage	06
I.3.2. Les alliages d'aluminium corroyés	07
I.4. Traitements thermiques des alliages d'aluminium	09
I.4.1. Principaux types des traitements thermiques	09
I.4.1.1. Traitements thermiques d'homogénéisation	10
I.4.1.2. Traitements d'adoucissement par recuit ou restauration.	10
I.4.1.3. Traitements de recuit de recristallisation	10
I.4.1.4. Traitements de recuit de coalescence (ou recuit de précipitation).....	11
I.4.1.5. Traitement de durcissement structural	11
I.5. Les alliages d'aluminium Al-Cu.....	12
I.5.1. Propriétés générales.....	12
I.5.2. L'alliage d'aluminium 2024	12
I.5.3. Séquences de la précipitation dans les alliages.....	13
I.5.4. Microstructure des alliages de la série 2000.....	13
I.6. Propriétés mécaniques des alliages de la série 2000.....	18
I.7. Evolution de la dureté.....	19
Chapitre II : Corrosion de l'aluminium et ses alliages	20
Introduction.....	20
II.1. Corrosion en solution aqueuse	20
II.2. Films d'oxyde d'aluminium	22
II.3. Les formes de corrosion de l'aluminium et de ses alliages.....	23
II.3.1. Corrosion uniforme ou généralisée.....	24
II.3.2. Corrosion localisée.....	24
II.3.2.1. Corrosion par piqûres.....	25
II.3.2.1.1. Mécanismes de corrosion par piqûres.....	26
II.3.2.1.2. Caractérisation de la corrosion par piqûres.....	27
II.3.2.2. Corrosion galvanique.....	28
II.3.2.3. Corrosion filiforme	28
II.3.2.4. Corrosion caverneuse	28
II.3.2.5. Corrosion intergranulaire	28
II.3.2.6. Corrosion sous contrainte.....	29
II.3.3. Représentation schématique de quelques types d'attaque localisée...	30
II.4. Influence des éléments d'alliages sur la corrosion de l'aluminium.....	31
Chapitre III : Partie expérimentale	35
III.1. Matériaux de l'étude	35
III.2. Traitements thermiques.	36
III.3. Préparation des échantillons.	37

III.4. Caractérisations Microscopiques	39
III.4.1. La microscopie optique	39
III.4.2. Microscope électronique à balayage	39
III.4.3. Diffraction des rayons X	39
III.5. Tests d'immersion en milieu corrosif.	40
III.6. Essais de dureté	40
Chapitre IV : Partie Résultats et Discussions	43
Introduction	43
IV.1. Microstructure	43
IV.2. Résultats de l'essai de microdureté	47
IV.3. Résultats des tests d'immersion	49
IV.4. Caractérisation par diffraction électronique et diffraction X.....	63
IV.5. Taux de corrosion	65
IV.6. Perte de masse	71
Conclusion générale	75
Bibliographique	76

Introduction générale :

La corrosion est un phénomène de dégradation des matériaux (métalliques en général) par l'environnement. Il s'agit donc d'un phénomène qui touche la plupart des secteurs industriels notamment l'industrie aéronautique, le secteur nucléaire, l'automobile et les industries chimique et pétrochimique. Les enjeux économiques sont donc considérables, les coûts directs et indirects de la corrosion ont été estimés à 300 milliards de dollars environ. Dans le contexte de l'allègement des structures pour les secteurs du transport, aérien notamment, les alliages d'aluminium restent une valeur sûre malgré le fait que, ces dernières années, le nombre de travaux de recherche autour des matériaux composites ait fortement progressé.

Pour l'industrie de l'aluminium et pour répandre certaines applications exigeant des bonnes caractéristiques mécaniques, les alliages d'aluminium utilisés sont majoritairement des alliages de la série 2000 (avec le cuivre comme élément d'alliage principal). A cet effet, l'alliage d'aluminium 2024 est traditionnellement utilisé pour le fuselage des avions civils entre autres applications.

Notre travail est une partie d'un projet de recherche d'étude globale de l'alliage d'aluminium 2024 T3. Le but principal consiste à étudier le comportement de cet alliage dans un milieu acide HCl à deux concentrations différentes : 0.5% et 1.5%. en tenant compte des paramètres suivants:

- Les compositions chimiques en faisant varier les éléments d'addition.
- L'effet d'un traitement thermique d'homogénéisation.
- L'effet d'un traitement thermique de durcissement structural.

Outre cette introduction et la conclusion, ce mémoire présente deux grandes parties :

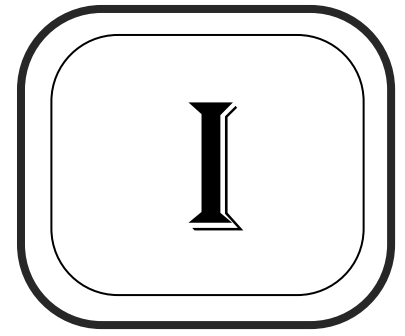
- ❖ **la première partie** : ou on présentera synthétiquement les différents alliages d'aluminium plus une caractérisation de l'alliage 2000 ainsi que le phénomène de corrosion et le comportement de l'aluminium et ses alliages à la corrosion.
- ❖ **La deuxième partie** concerne l'approche expérimentale de notre travail. Elle comporte deux chapitres :
 - ✓ **Le premier** est consacré aux techniques expérimentales utilisées. On décrit les matériaux utilisés et les différents traitements thermiques appliqués. On présente

ensuite la préparation des échantillons pour l'observation microscopique optique et en microscopie électronique à balayage (MEB), la diffraction des rayons X ainsi que la microdureté, le calcul du taux de corrosion et la perte de masse.

✓ **Le second** chapitre est réservé aux résultats obtenus sous forme de graphes et de tableaux, leurs discussions et interprétations.

Le travail sera finalement clôturé par une conclusion générale et des perspectives.

CHAPITRE



Généralités Sur L'aluminium Et Ses Alliages

Introduction :

L'aluminium est un métal relativement jeune par rapport à des métaux comme le fer et le cuivre. Le chimiste français Henri-Claire Deville, qui a présenté les premiers lingots d'aluminium pur à l'Exposition universelle de Paris, en 1855 le décrit comme « un métal blanc, inaltérable comme l'argent...et qui présente la singulière propriété d'être léger que le verre ». [1]

L'aluminium et ses alliages ont acquis depuis 1950 une place importante dans un certain nombre de domaines tels que l'électricité, le bâtiment, les transports ...etc. La consommation française d'aluminium de première et de seconde fusion a été multipliée par 17 en quarante ans : [2]

- En 1938 elle était de 36 000 tonnes,
- En 1950 elle était de 75 000 tonnes,
- En 1960 elle était de 225 000 tonnes,
- En 1970 elle était de 450 000 tonnes,
- En 1977 elle était de 625 000 tonnes.

En France, en 1977 la répartition des emplois de l'aluminium de première et de seconde fusion a été la suivante (en %) : [1]

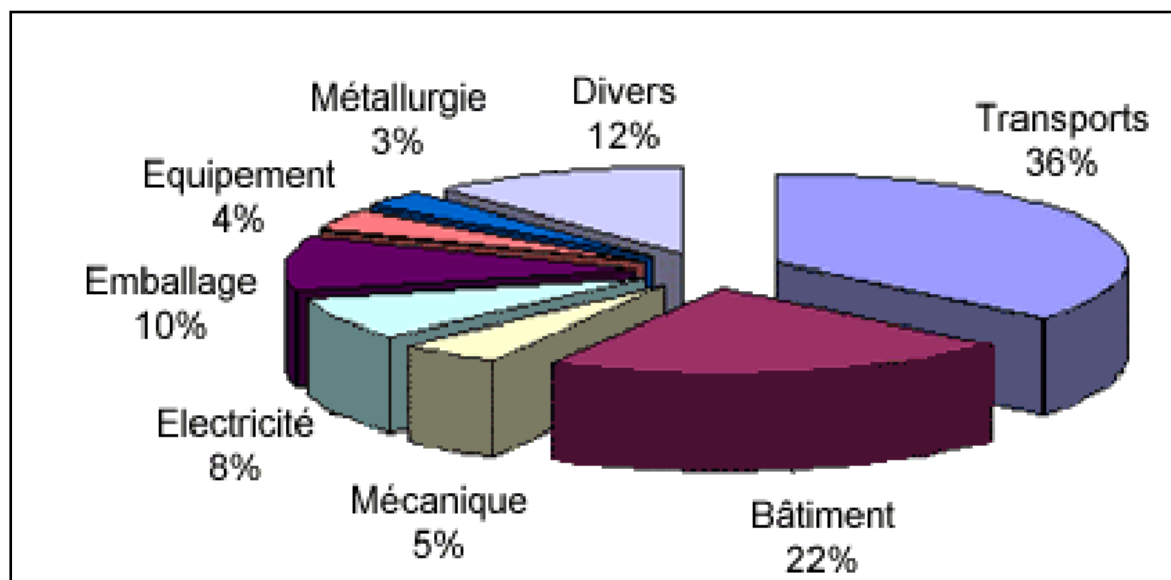


Figure I.1 : Répartition de la consommation d'aluminium en France. [1]

I.1. Les atouts de l'aluminium

Avec 25 millions de tonnes de consommation mondiale annuelle, l'aluminium occupe la première place de la métallurgie des métaux non ferreux. La production d'aluminium primaire connaît une croissance régulière depuis 1950.

Le développement des applications de l'aluminium et de ses alliages, la croissance régulière et soutenue de la consommation s'expliquent par plusieurs propriétés qui sont autant d'atouts décisifs dans le choix des utilisateurs, en particulier dans les transports, le bâtiment, l'industrie électrique et l'emballage. [3]

Ce sont :

- La légèreté,
- La conductivité thermique,
- La conductivité électrique,
- L'aptitude aux traitements de surface,
- La tenue à la corrosion,
- La diversité des alliages d'aluminium,
- La diversité des demi-produits,
- La fonctionnalité des demi-produits filés et moulés,
- La facilité de mise en œuvre,
- Le recyclage.

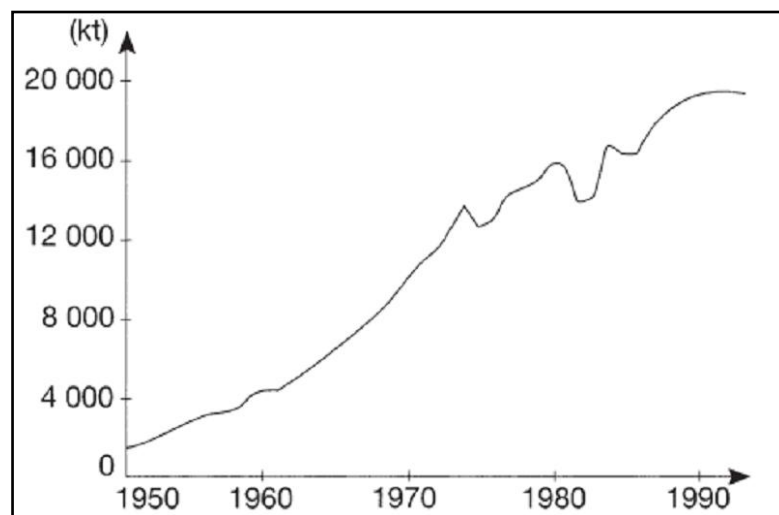


Figure I.2 : Production mondiale d'aluminium primaire. [3]

I.2. Métallurgie de l'aluminium :

Deux procédés sont utilisés, à partir de minerai ou en recyclage des déchets.

L'aluminium primaire	Le recyclage et la deuxième fusion
Extraction de la bauxite : 4 tonnes de minerai pour une tonne d'aluminium.	La température de fusion de l'aluminium est basse ce qui ne nécessite pour sa refonte que 5% de l'énergie utile à la production d'aluminium primaire.
Elaboration de l'alumine : environ 50 millions de tonnes par an au niveau mondial.	Collecte et tri.
Production d'aluminium primaire : il est obtenu par électrolyse qui nécessite une grande quantité d'énergie électrique : 14 à 17 kW heure par kilo d'aluminium produit.	Préparation par compactage.
La fonderie (l'aluminium liquide) : à ce moment, il peut y être ajoutés des composants d'autres métaux pour produire la grande variété des alliages.	Deuxième fusion et affinage.
Les formes : billettes cylindriques, plaques, lingots.	Les formes : bandes épaisses, billettes, fil machine.

Tableau I.1 : Procédés d'aluminium. [1]

I.3. Les alliages d'aluminium :

Les différents alliages à base d'aluminium sont désignés par un nombre de quatre chiffres et sont classés en 8 séries en fonction des éléments d'alliages principaux : [4]

- La série 1000 pour l'aluminium pur,
- La série 2000 pour les alliages Aluminium-Cuivre,
- La série 3000 pour les alliages Aluminium-Manganèse,
- La série 4000 pour les alliages Aluminium-Silicium,
- La série 5000 pour les alliages Aluminium-Magnésium,

- La série 6000 pour les alliages Aluminium-Magnésium-Silicium,
- La série 7000 pour les alliages Aluminium-Zinc,
- La série 8000 pour les autres alliages,

Suivant le mode de transformation des alliages, on distingue :

➤ **Les alliages de moulage** : sont utilisés en fonderie pour la fabrication de pièces obtenues par la coulée du métal liquide dans des moules en sable, c'est la coulée en sable, ou des moules en acier ou en fonte, c'est la coulée en coquille. Par ce procédé, on élabore des pièces aux formes plus ou moins complexes : poignées de portes, blocs moteurs...etc.

➤ **Les alliages de corroyage** : sont coulés en fonderie sous forme de plaques ou de billettes et ensuite transformés en demi-produits : tôles, profilés,... par laminage ou par filage, les demi-produits ainsi obtenus sont ensuite utilisés dans la construction mécanique où ils sont assemblés par soudage, rivetage, vissage, dans le bâtiment, dans l'électricité,...etc. [5]

I.3.1. Les alliages d'aluminium de moulage :

Les alliages d'aluminium de fonderie (de moulage) sont les plus versatiles de tous les alliages de fonderie et ils offrent de façon générale une facilité de mise en forme, contrairement aux alliages de corroyage (série à quatre chiffres). Les alliages d'aluminium, comme tous les autres matériaux de fonderie, ont les caractéristiques suivantes :

- Une bonne fluidité pour bien remplir toutes les parties du moule,
- Un point de fusion relativement bas, et un transfert de chaleur rapide de l'aluminium liquide vers le moule, ce qui assure un cycle de mise en forme rapide,
- L'hydrogène qui est le seul gaz avec lequel l'aluminium et ses alliages sont solubles peut être contrôlé efficacement. [5]

Ce système contient trois chiffres plus une décimale (par ex : 356.0). L'élément d'alliage principal. Les deuxième et troisième chiffres identifient l'alliage spécifique s'il s'agit d'une pièce moulée (.0) ou d'un lingot (.1 ou .2) voir le tableau I.2. [5]

Série d'alliage	Éléments d'alliages principaux
1XX.X	99% Aluminium minimum
2XX.X	Cuivre
3XX.X	Silicium
4XX.X	Silicium +Cuivre et/ou Magnésium
5XX.X	Magnésium
6XX.X	N'existe pas
7XX.X	Zinc
8XX.X	Etain
9XX.X	Autres éléments

Tableau I.2 : Classification d'alliages d'aluminium de fonderie [5].

I.3.2. Les alliages d'aluminium corroyés :

Le premier chiffre indique l'élément d'alliage le plus important (Xxxx). Il est également utilisé pour désigner les différentes séries d'alliages d'aluminium telles que séries 1000, 2000 jusqu'à 8000 le deuxième chiffre (xXxx), s'il n'est pas nul, indique s'il y a eu modification de l'alliage spécifique. Les troisième et quatrième chiffres identifient un alliage spécifique dans la série. Par ex. pour l'alliage 5183, le chiffre 5 indique qu'il s'agit d'un alliage de magnésium, le chiffre 1 indique qu'il s'agit de la première modification par rapport à l'alliage originel 5083 et le nombre 83 identifie l'alliage dans la série 5xxx.

La seule exception dans la série est la série 1xxx (l'aluminium pur) où les deux derniers chiffres donnent la teneur en aluminium minimale au-dessus de 99%. L'alliage 1350 contient donc au moins 99.50% d'aluminium (voir tableau I.3) [5].

Série	Désignation	Elément d'alliage principal	Phase principale présente dans l'alliage
Série 1000	1XXX	99% d'aluminium au minimum	-
Série 2000	2XXX	Cuivre (Cu)	Al ₂ Cu - Al ₂ CuMg
Série 3000	3XXX	Manganèse (Mn)	Al ₆ Mn
Série 4000	4XXX	Silicium (Si)	-
Série 5000	5XXX	Magnésium (Mg)	Al ₃ Mg ₂
Série 6000	6XXX	Magnésium (Mg) et Silicium (Si)	Mg ₂ Si
Série 7000	7XXX	Zinc (Zn)	MgZn ₂
Série 8000	8XXX	Autres éléments	-
Série 9000	/	Non utilisé	-

Tableau I.3 : Représente la signification des désignations [5]

Parmi ces huit classes, une autre distinction peut être faite entre les alliages non trempants et les alliages trempants. Les alliages non trempants correspondent aux séries 1000, 3000 et 5000 (alliages sans durcissement structural) et les alliages trempants à durcissement structural, aux séries 2000, 6000 et 7000. Selon la classe d'alliages envisagée, différentes méthodes d'amélioration des propriétés mécaniques peuvent être adoptées.

En effet, en ce qui concerne les alliages non trempants, trois méthodes d'amélioration des propriétés mécaniques existent : le durcissement de solution solide, le durcissement par les précipités et dispersoïdes ou le durcissement par écrouissage.

Pour les alliages trempants, d'un point de vue général, la principale méthode de durcissement correspond à un traitement thermique, appelé traitement de durcissement structural. Un matériau peut aussi être durci par traitement mécanique : on parle alors de durcissement par écrouissage. Le processus de durcissement structural permet d'améliorer nettement les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium en conduisant à la formation de précipités durcissants. Cette modification de la microstructure du matériau s'accompagne souvent d'une chute de la résistance à la corrosion ce qui amène à travailler, la plupart du temps, en terme de compromis entre bonnes propriétés mécaniques et résistance à la corrosion intéressante. [4]

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

Une telle gamme de caractéristiques mécaniques est obtenue non seulement en agissant sur la composition des alliages, mais aussi et pour une partie très importante, en effectuant des traitements thermiques qui permettent d'ailleurs d'agir dans deux sens, à savoir :

- Soit dans le sens d'une diminution de la résistance mécanique, diminution accompagnée généralement d'une augmentation de l'aptitude à la déformation plastique (ce sont les traitements d'adoucissement),
- Soit au contraire dans le sens d'une augmentation de la résistance mécanique (ce sont les traitements de durcissement).

Toutefois, les traitements thermiques n'ont pas comme seul but d'agir sur le niveau de résistance mécanique, ils sont susceptibles d'influencer un grand nombre d'autres propriétés parfois très importantes pour les utilisateurs telles que l'aptitude à la transformation à chaud ou à froid, la résistance à la corrosion, à la fatigue, au fluage, l'aptitude à l'oxydation anodique, la conductivité électrique, la stabilité dimensionnelle, etc. [6]

I.4.1. Principaux types des traitements thermiques

Les traitements thermiques appliqués aux alliages d'aluminium peuvent être classés en cinq types principaux :

1. Les traitements dits d'homogénéisation généralement pratiqués sur les produits coulés avant leur transformation ou également sur les produits déjà corroyés,
2. Les traitements d'adoucissement par recuit ou restauration, généralement appliqués en cours ou en fin de transformation,
3. Traitement de recuit de recristallisation,
4. Traitements de recuit de coalescence (ou recuit de précipitation),
5. Les traitements de trempe structurale comprenant :
 - Une mise en solution.
 - Une trempe.
 - Une maturation ou/et un revenu produisant le durcissement. [6]

I.4.1.1. Traitements thermiques d'homogénéisation :

Les traitements dits d'homogénéisation consistent à maintenir à une température assez élevée (alliages 2024 et 2011 : 475 à 495 °C) et pendant des temps prolongés (en général durant 6 à 48 h selon la section du produit). D'une façon générale les types d'évolution observés au cours de l'homogénéisation sont :

- La dissolution de phases intermétalliques en excès,
- Le nivellement des concentrations dans la solution solide,
- La coalescence de phases intermétalliques déjà présentes,
- La précipitation de nouvelles phases intermétalliques.

I.4.1.2. Traitements d'adoucissement par recuit ou restauration :**• Phénomène de durcissement par écrouissage :**

L'écrouissage d'un métal ou alliage a pour effet d'augmenter sa dureté et sa résistance mécanique (résistance à la rupture et limite d'élasticité) mais, en contrepartie, de diminuer sa plasticité, c'est-à-dire son allongement à la rupture et son aptitude à la déformation.

• Phénomène d'adoucissement :

Lorsque l'on fait subir à un alliage écroui des chauffages à différentes températures pendant des temps variables, on obtient après refroidissement un alliage plus ou moins adouci.

• Traitements de restauration :

Les traitements de restauration correspondant à un perfectionnement du réseau du métal écroui. Ce perfectionnement est d'autant plus important qu'il est effectué à une température inférieure à celle du seuil de recristallisation. Il est essentiellement fonction de la température et de la durée du traitement.

I.4.1.3. Traitements de recuit de recristallisation :

Les traitements de recuit de recristallisation augmentent de façon considérable la plasticité mais diminuent, en contrepartie, la limite d'élasticité, la charge de rupture et la dureté.

I.4.1.4. Traitements de recuit de coalescence (ou recuit de précipitation) :

Ces traitements s'appliquent aux alliages à durcissement structural ayant subi au préalable une mise en solution. Ils visent à obtenir la plasticité maximale. Ils sont effectués aussi bien sur l'état écroui que sur l'état mûri ou revenu.

I.4.1.5. Traitement de durcissement structural :

L'aluminium est capable de former des solutions solides avec la plupart des métaux qui lui sont associés comme constituants d'alliage. La possibilité de traiter thermiquement un alliage est due à l'augmentation, avec la température, de la solubilité à l'état solide des éléments d'addition. Autrement dit, pour qu'un alliage soit traitable thermiquement, il y a lieu que l'un au moins des constituants donne avec l'aluminium un diagramme d'équilibre binaire.

Le traitement thermique dit de durcissement structural comporte trois grands stades :

- **Traitement mise en solution solide :**

Chauffage à température élevée (400 à 600 °C suivant les alliages considérés).

- **Traitements de trempe :**

Après la mise en solution, l'alliage doit être refroidi assez énergiquement pour que la solution reste sursaturée à la température ambiante.

- **Traitements de revenu ou de maturation :**

Au cours de la maturation qui s'effectue à la température ambiante, on observe une évolution des propriétés mécaniques en fonction du temps. Elle a pour conséquence de diminuer la capacité de déformation des produits.

Au cours de revenu il y a précipitation abondante d'élément durcissant. [6]

I.5. Les alliages d'aluminium Al-Cu :

L'addition de Cu en tant qu'élément d'alliage principal est liée à la recherche de meilleures propriétés mécaniques pour les alliages d'aluminium. En effet, cela permet la précipitation d'une phase durcissant améliorant ainsi les propriétés mécaniques générales de l'alliage tout en gardant un matériau relativement léger. En revanche, du fait de cette composition chimique et de la microstructure associée notamment, les alliages d'aluminium de la série 2xxx présentent traditionnellement une résistance à la corrosion relativement faible comparativement à celle de l'aluminium pur. [7]

I.5.1. Propriétés générales :

Les alliages Al-Cu de la série 2xxx peuvent être classés en plusieurs familles suivant leur utilisation. Les alliages pour déformation plastique prennent en compte les alliages possédant une bonne résistance à la corrosion, une bonne aptitude à la mise en forme par emboutissage et au soudage (ex : l'alliage 2117 : 2,2-3%Cu et 0,2-0,5%Mg, % en poids). Les alliages à résistance mécanique élevée qui contiennent un pourcentage de cuivre de l'ordre de 4% sont caractérisés par une bonne tenue à chaud mais une soudabilité et une tenue à la corrosion faible. Parmi ces alliages, l'alliage 2024 est utilisé dans des applications concernant les transports aéronautiques et la mécanique. La dernière famille est celle des alliages pour décolletage. Pour cette application, des additions de bismuth et/ou plomb sont effectuées pour obtenir des copeaux cassants. [7]

I.5.2. L'alliage d'aluminium 2024 :

L'alliage d'aluminium 2024 est un matériau dont les principaux éléments d'alliage sont le cuivre et le magnésium. D'autres éléments sont également présents en faible quantité tels que le fer, manganèse, le silicium ou le zinc. La composition chimique donnée par le tableau 1. [8][9]

Al	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ti	Cr	Autres
90.7-94.7	3.8-4.9	1.2-1.8	0.3-0.9	<0.5	<0.5	<0.25	<0.15	<0.1	<0.15

Tableau I.4 : Composition chimique de l'alliage 2024 (% massique). [9]

I.5.3. Séquences de la précipitation dans les alliages :

Le durcissement structural des alliages d'aluminium s'effectue en 3 principales étapes:

- Mise en solution à une température suffisamment élevée pour mettre le plus grand nombre d'éléments durcissant ;
- Refroidissement rapide ou trempe à l'eau ou à l'huile ; On évite ainsi le nez de la courbe TTT (figure I.3) et on obtient à température ambiante une solution solide fortement sursaturée.
- Maturation ou revenu pendant lesquels se produit la décomposition contrôlée de la solution solide sursaturée. C'est durant cette dernière étape qui sera responsable du durcissement structural. C'est des phénomènes complexes que nous allons présenter dans le cas des alliages Al-Cu et Al-Cu-Mg. [9]

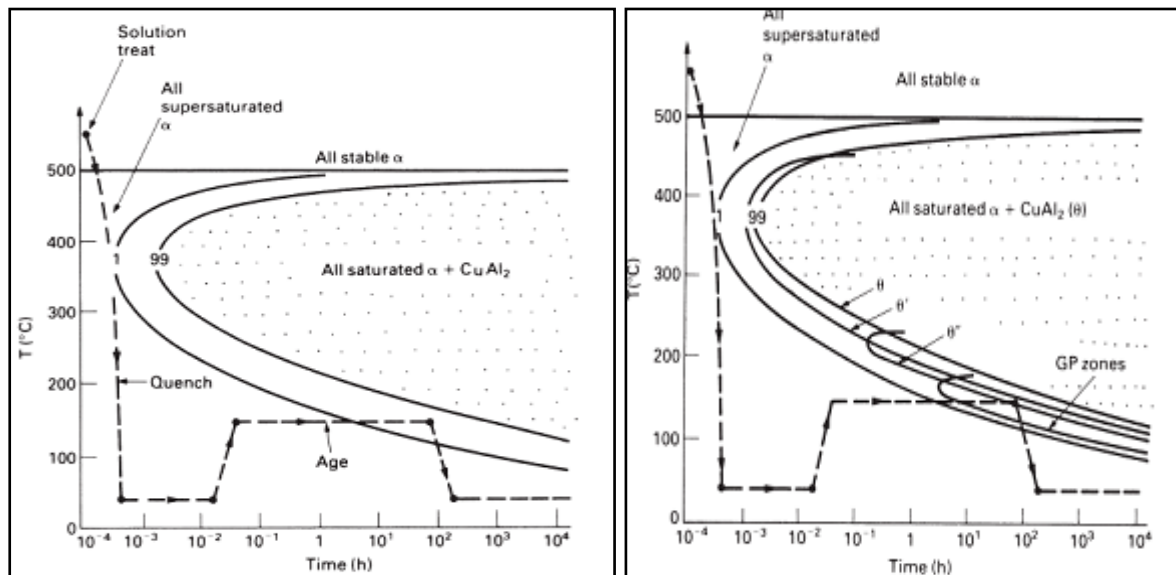


Figure I.3 : Diagramme TTT d'un alliage d'aluminium à 4% de Cu [9].

I.5.4. 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 durcissants, 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. Ces particules, qui se forment lors de la décomposition eutectique pendant la solidification, contiennent souvent du fer ($\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ et $(\text{Fe},\text{Mn})\text{Al}_6$), présent initialement dans le matériau sous forme d'impureté. Ces particules peuvent atteindre $30\ \mu\text{m}$ et ne peuvent pas être remises en solution. Outre ces particules insolubles, la plupart des alliages d'aluminium contiennent aussi des particules intermétalliques grossières partiellement solubles, de même taille que les précédentes. Elles sont généralement composées de zinc, de magnésium ou de cuivre, combinés avec de l'aluminium. [4]

Dans le particulier de l'alliage 2024 (tableau I.4), sept types de particules sont distinguées. Il s'agit de Al_2Cu (phase θ), Al_2CuMg (phase S), Mg_2Si , Al_2Mn , 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 thermo-mécaniques, offrant des chemins préférentiels à la propagation des fissures. Mais, comme nous le verrons par la suite, leur présence est surtout néfaste en terme 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 $0,5\ \mu\text{m}$ de longueur ne peuvent plus être complètement dissous. Leur fraction volumique, leur taille ainsi que leur distribution peuvent être néanmoins modifiées au cours de 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 intragranulaires voire intragranulaires. En effet, le diagramme de phases du binaire AL-Cu (figure I.4) 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.

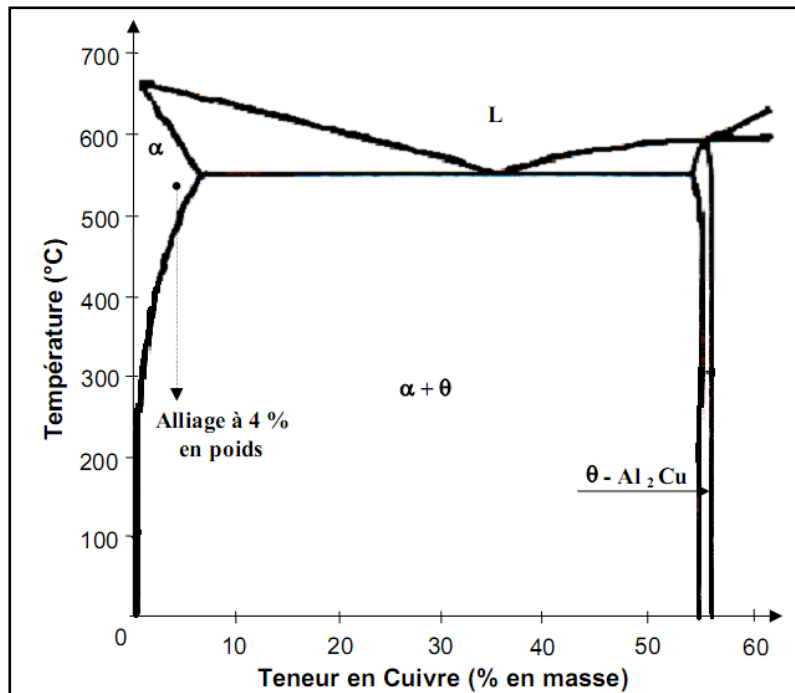


Figure I.4 : Diagramme de phase Al-Cu entre 0 et 60% massique d'élément cuivre.

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, 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 sont de 93% de phase α et de 7% d'Al₂Cu. 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.

Ainsi, les microstructures obtenues à température ambiante dans un alliage Al- 4% Cu par refroidissement lent à partir de 550°C (a) ou par refroidissement rapide à partir de 550°C (b) varient de manière considérable comme le montre la figure I.5. [4]

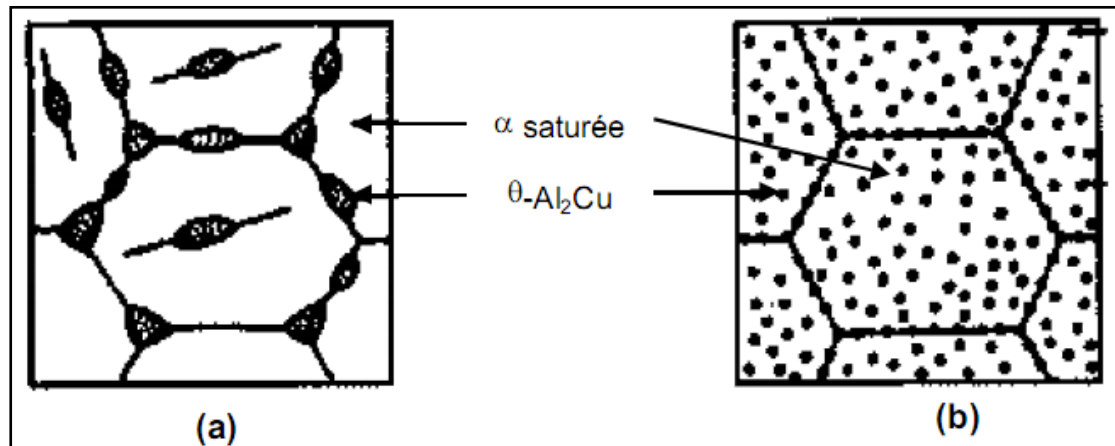


Figure I.5 : Microstructure d'un alliage Al- 4% Cu obtenue soit par refroidissement lent (a), soit refroidissement rapide (b).

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 les 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. [11]

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 : [4]

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, 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 cotés de ces disques (épaisseur environ 1 nm) sont aussi cohérents mais présentent une forte déformation. [9]

θ'' . Parallèlement à cela, d'autres zones GP se dissolvent et le cuivre ainsi libéré est incorporé par diffusion aux précipités θ'' qui grossissent. 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 cotés des disques ne le sont pas 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. Les faces des disques sont cohérentes avec la matrice mais les cotés de ces disques ne le sont plus (diamètre environ 1 μm).

La phase d'équilibre correspond aux précipités θ -Al₂ Cu qui germent aux joints de grains et aux interfaces θ' /matrice. Les précipités θ' se dissolvent et le cuivre est transféré vers la phase θ qui précipite. La phase θ -Al₂ Cu est complètement 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 distribution, mais surtout la composition chimique de ces précipités durcissants influencent nettement les mécanismes de corrosion intergranulaire.

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

Solution solide sursaturée $\alpha \rightarrow$ Zones Guinier Preston $\rightarrow S' \rightarrow$ 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 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 \rightarrow Zones GPB $\rightarrow S'' + S' \rightarrow S' + S \rightarrow S$.

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.6. 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 2017 en fonction du temps de vieillissement ou de la température de revenu est éloquent (figure I.6). [9]

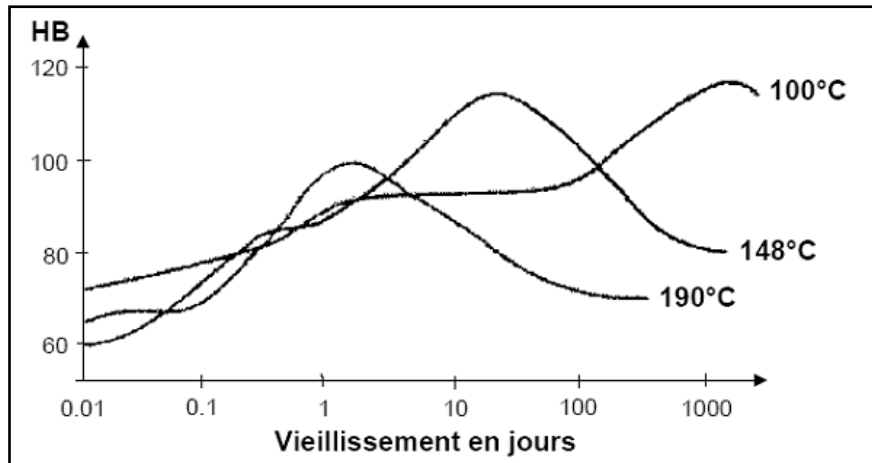


Figure I.6 : Dureté brinell d'un alliage 2017 en fonction du temps de vieillissement à différentes températures. [9]

I.7. Evolution de la dureté :

L'évolution de la dureté des alliages d'aluminium est pratiquement toujours conditionnée par les mêmes étapes dans le durcissement de la structurale.

Ces 3 étapes successives sont l'état sous-vieilli, bien vieilli et sur-vieilli (figure I.7). [10]

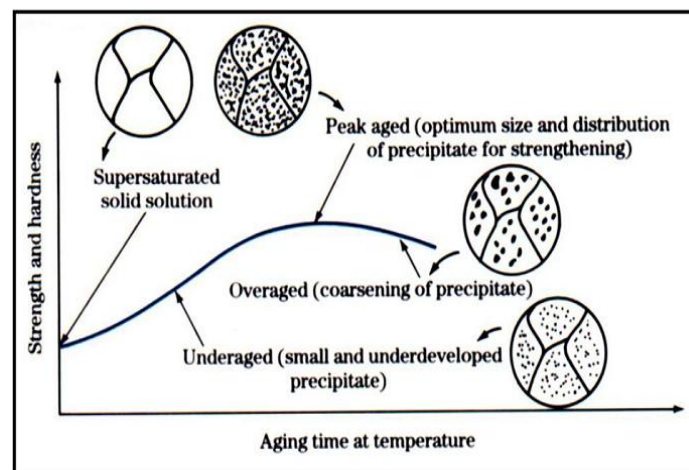
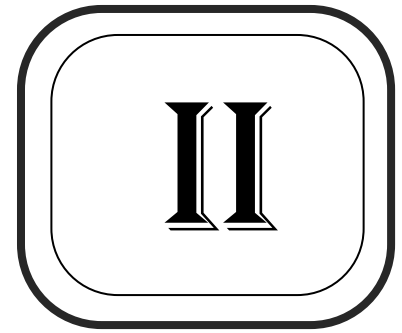


Figure I.7 : Evolution schématique de la dureté et de la résistance mécanique d'un alliage à durcissement structural pendant le vieillissement. [10]

Une augmentation continue est prononcée de la dureté, et est corrélée avec l'augmentation de la dureté et de la température de revenu. [10]

CHAPITRE



Corrosion De L'aluminium Et Ses Alliages

Introduction

Le phénomène de corrosion est connu depuis longtemps, mais son étude scientifique a dû attendre les essais de De La Rive, à l'université de Grenoble, et ceux de Faraday (1791-1867) sur l'électricité et la pile de courant en 1830. Ces chercheurs ont découvert que la corrosion des métaux était un phénomène électrochimique. Cependant, cette explication ne s'applique pas à toutes les formes de corrosion, ni à la compréhension de la corrosion humide. Par exemple, la corrosion sèche fait intervenir la réaction chimique du milieu extérieur directement sur le matériau. Elle est typique de la corrosion par les gaz et se rencontre à haute température. [12]

Sur le plan thermodynamique, la cause fondamentale de toutes les réactions mises en jeu en corrosion, est la diminution de l'énergie libre du système. En effet, les métaux ou leurs alliages ne sont généralement pas thermodynamiquement stables dans leurs environnements et tendent ainsi à retourner à leur état naturel de minerais sous formes d'oxydes, de sulfures, de carbonates, etc. [13]

II.1. Corrosion en solution aqueuse :

Parmi ces nombreux atouts, c'est la légèreté et l'excellente résistance à la corrosion généralisée qui sont à l'origine du développement de l'aluminium dans de nombreuses applications industrielles (aéronautique, automobile, architecture, emballage...). La figure II.1 présente le diagramme d'équilibre potentiel – pH dans l'eau à 25 °C de l'aluminium. Ce diagramme renseigne sur l'état de l'aluminium pur dans l'eau en fonction du pH et du potentiel auquel il se trouve. [14]

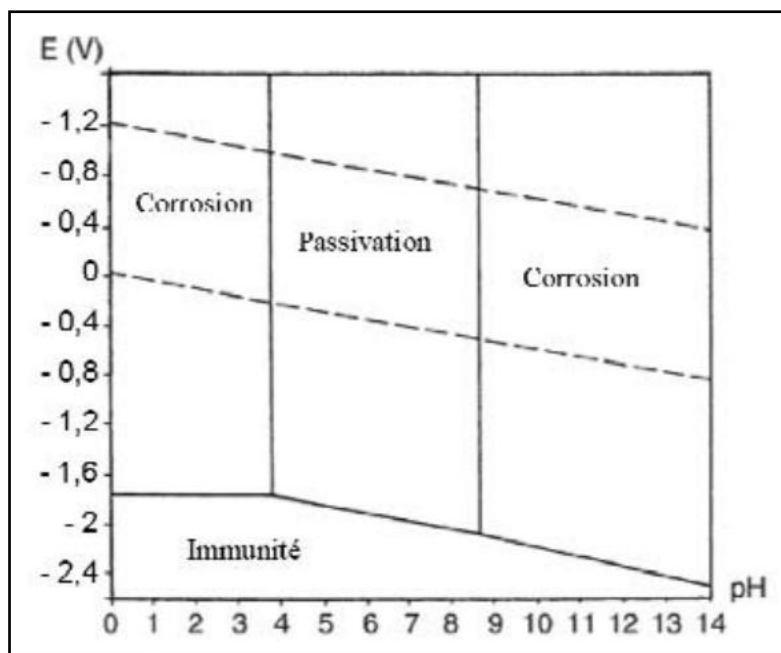
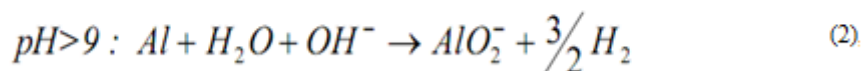
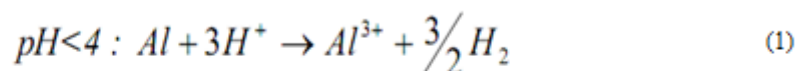


Figure II.1 : Diagramme de Pourbaix du système Al-H₂O à 25°C. [15]

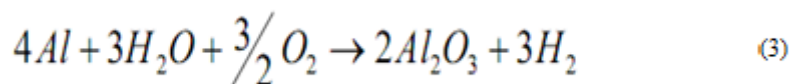
Il apparaît quatre domaines définissant trois états possibles de l'aluminium dans l'eau à 25°C :

➤ La corrosion ou dissolution de l'aluminium, correspondant à un degré d'oxydation . Ce domaine est défini pour des valeurs de pH inférieures à 4 et supérieures à 9. L'importante concentration en H⁺ ou en OH⁻ permet respectivement les réactions électrochimiques (1) et (2):



La concentration en espèces dissoutes est par définition supérieure à 10⁻⁶ M.

➤ Le domaine de passivation est compris entre les pH 4 et 9, et est déterminé par la stabilité de l'oxyde ou hydroxyde d'aluminium au degré d'oxydation. Les faibles concentrations en H⁺ et OH⁻ ne permettant pas les réactions (1) et (2), la formation du film d'oxyde est la réaction prédominante :



La concentration en espèces dissoutes est par définition inférieure à 10^{-6} M.

➤ L'immunité est le domaine de stabilité de l'aluminium au degré d'oxydation zéro. Il correspond à des potentiels très négatifs, qu'il n'est pas possible d'atteindre en solution aqueuse. La concentration en espèces dissoutes est par définition inférieure à 10^{-6} M.

Les diagrammes de Pourbaix ne tiennent compte que des équilibres thermodynamiques et en aucun cas des aspects cinétiques. Ils ne rendent donc pas compte des vitesses de corrosion. [15]

II.2. Films d'oxyde d'aluminium :

L'aluminium est un métal actif qui se recouvre en quelques millisecondes de son oxyde. Cette première couche correspond, comme il est représenté en figure II.2, à la couche dite barrière pour ses propriétés peu conductrices (semi-conducteur de gap 3 eV). Il s'agit de la forme native, alumine corindon de formule chimique Al_2O_3 , formée à l'air et non hydratée. D'après la réaction I.3, c'est la réduction de l'oxygène dissout qui favorise la croissance de ce film d'oxyde. Une deuxième couche peut donc se former « au dessus » de la précédente ; elle correspond à une couche d'oxyde hydratée. L'hydratation par une molécule d'eau correspond à la boehmite (Al_2O_3, H_2O). La bayerite et hydrargillite (ou gibbsite), sont elles trihydratées ($Al_2O_3, 3H_2O$) et correspondent aux formes les plus stables en solution aqueuse.

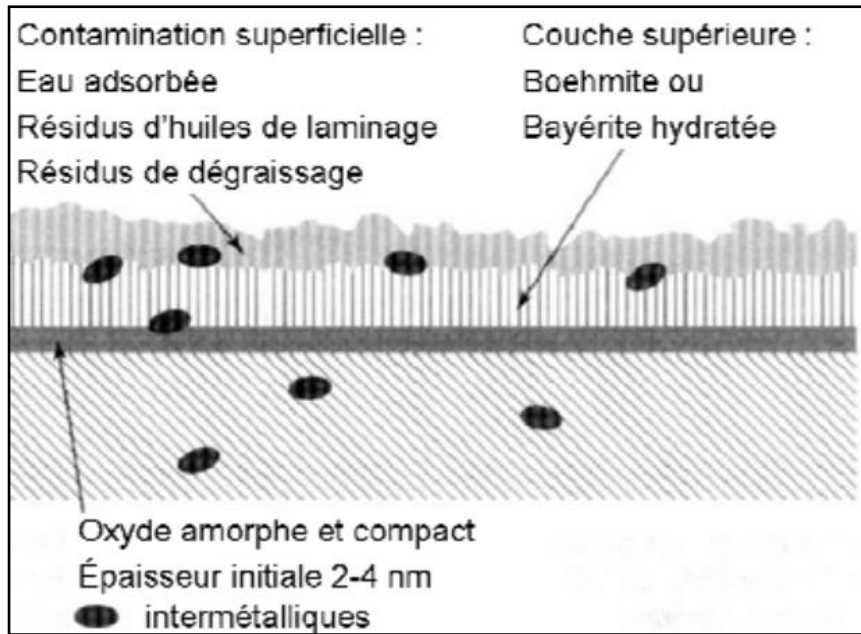


Figure II.2: Couches et adsorption sur le film d'oxyde d'aluminium. [16]

Le comportement électrochimique de l'aluminium est donc lié à celui de son oxyde et notamment à sa stabilité. Il en va de même pour les alliages d'aluminium, dont le film d'oxyde peut présenter certaines hétérogénéités induites ou non par les éléments d'alliages. Dans les domaines de pH inférieurs à 4 et supérieurs à 9, on parle de corrosion généralisée ou uniforme, qui se caractérise par une perte uniforme d'épaisseur sur toute la surface. En revanche, dans le domaine de pH compris entre 4 et 9, dit de passivation, l'expérience montre que l'aluminium et notamment ses alliages peuvent subir une autre forme de corrosion dite « localisée ».

II.3. Les formes de corrosion de l'aluminium et de ses alliages :

La corrosion d'aluminium peut se manifester sous plusieurs formes plus ou moins visibles à l'œil nu : corrosion généralisée ou uniforme, corrosion par piqûres, corrosion sous contrainte..., la prédominance d'une forme de corrosion dépendra d'un certain nombre de facteurs inhérents au métal, au milieu et aux conditions d'emploi. Il n'y a pas de forme de corrosion spécifique de l'aluminium et ses alliages.

II.3.1. Corrosion uniforme ou généralisée :

L'aluminium mis à nu se recouvre instantanément d'une couche d'oxyde de 5 à 10 nm d'épaisseur et sa résistance à la corrosion dépend de la stabilité de cette couche d'oxyde vis-à-vis du milieu corrosif. La corrosion généralisée se caractérise par une diminution d'épaisseur uniforme sur toute la surface du métal : la couche d'oxyde étant dissoute d'une façon régulière par le corrosif. Dans une atmosphère naturelle, rurale ou marine, la vitesse de corrosion de l'aluminium est extrêmement faible, voire insignifiante. Elle ne dépasse pas 5 $\mu\text{m}/\text{an}$. D'une manière générale, la résistance à la corrosion généralisée de l'aluminium dépend du pH du milieu corrosif, la corrosion ne pouvant pratiquement se produire que dans les milieux acides avec $\text{pH} < 4$ et dans les milieux basiques avec $\text{pH} > 9$. Mais en fait, pour un pH donné, la vitesse de corrosion dépend fortement des ions présents dans la solution. Il existe des exceptions aux limites de pH à l'intérieur desquelles on peut utiliser l'aluminium : ainsi l'aluminium résiste à la corrosion dans l'acide nitrique concentré ($\text{pH} = 1$) et dans l'ammoniaque ($\text{pH} = 13$). [17]

II.3.2. Corrosion localisée :

La corrosion localisée découle toujours de la corrosion uniforme, par couplage galvanique entre les zones hétérogènes. Il suffit alors d'une petite anode et d'une grande cathode pour générer des vitesses de pénétration locales très importantes. Ces hétérogénéités locales peuvent être préexistantes dans le métal ou dans le milieu corrosif. Contrairement à la corrosion uniforme, on distingue clairement les endroits anodiques et cathodiques figure II.3.

Ce type de corrosion ne peut être mesuré par la perte de poids ou de la diminution de l'épaisseur. Pour se faire on doit réaliser des observations métallographiques, et des mesures électrochimiques. [18]

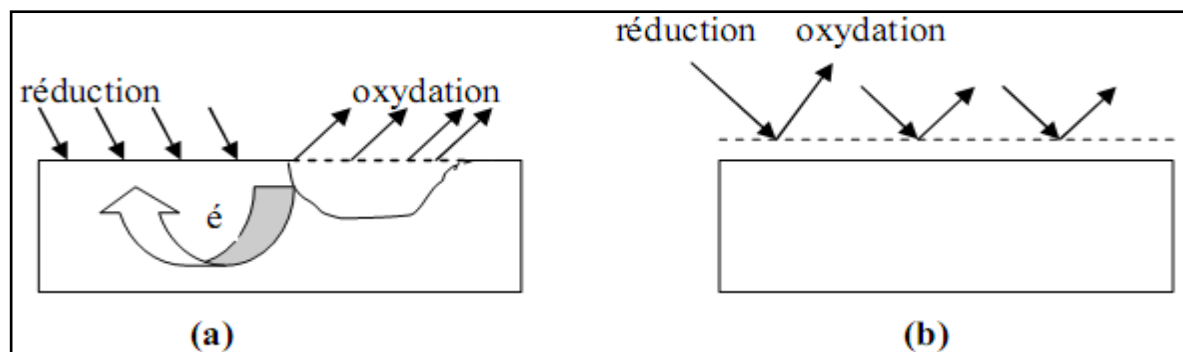


Figure II.3: Corrosion localisée (a) et Corrosion uniforme (b) d'un métal. [18]

Nous distinguons plusieurs types de corrosion localisée que nous pouvons schématiser comme suit :

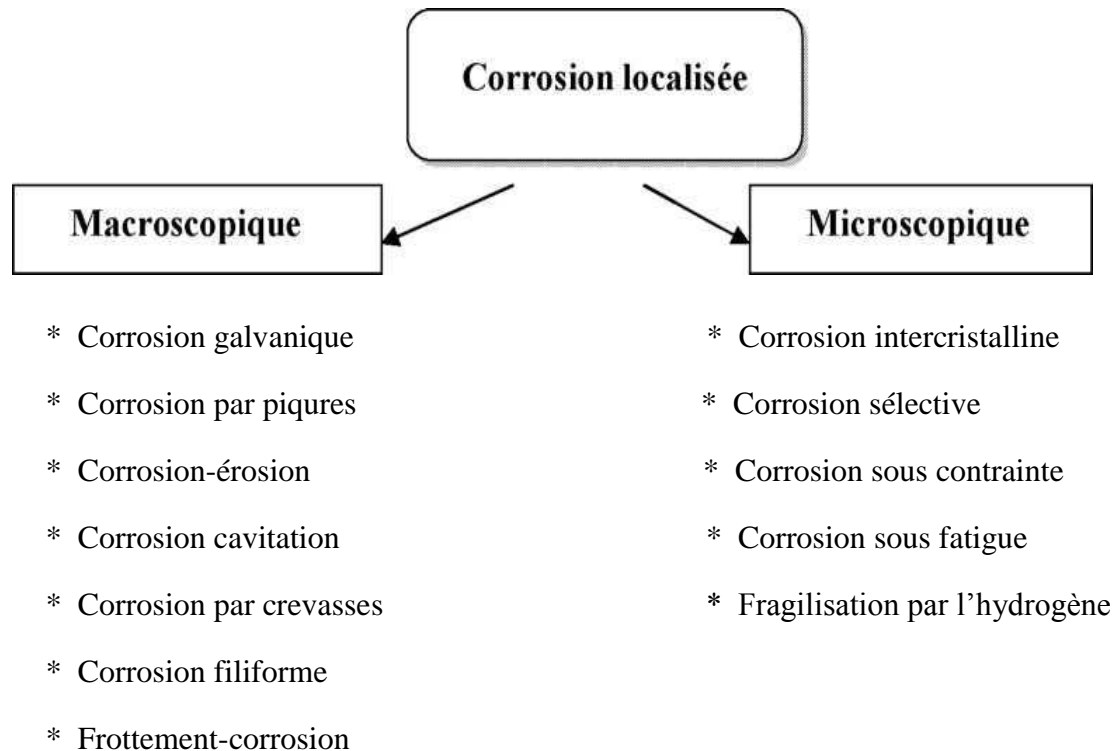


Figure II.4: Les différentes formes de la corrosion localisée. [19]

II.3.2.1. Corrosion par piqures :

La piquuration est une forme de corrosion localisée qui se traduit par la formation, sur la surface de 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. La corrosion par piqure est considérée comme l'un des principaux mécanismes de dégradation des alliages d'aluminium. La résistance à la corrosion de l'aluminium et de ses alliages est due à la formation, à sa surface, d'une couche d'oxyde naturelle (Al_2O_3) continue, uniforme et très peu conductrice qui bloque les réactions d'oxydo-réduction. La tenue à la piquuration dépend de la stabilité électrochimique du film et de la capacité de la surface à se repasser. Ces deux propriétés sont fortement influencées par le pH et les espèces chimiques présentes dans le milieu. Pour des pH proches de la neutralité, cette couche est stable (peu soluble) mais la présence d'ions halogénures associés à des espèces oxydantes telles que les protons ou l'oxygène dissous de la solution cette corrosion de ce métal passivable est déclenchée. [20]

Dans cette solution concentrée en Cl^- , une couche de complexe chlorurée se forme au fond des piqures à la place de la couche passive. Cette couche de complexe soluble est une condition nécessaire à la poursuite de la propagation.

Les ions Al^{3+} générés aux sites anodiques actifs vont s'hydrolyser dans le milieu neutre, ce qui consomme des ions OH^- et acidifie la solution à l'intérieur de la piqure, puis précipitent dans le milieu neutre extérieure en formant un volumineux chapeau d'aluminium dessus de la piqure.

Les deux phénomènes, formant une solution agressive (acide et riche en chlorures) à l'intérieur des piqures actives, contribuent à entretenir l'activité des piqures, pour cette raison on dit que le phénomène de corrosion par piqures sur l'aluminium est un phénomène autocatalytique.

Par contre, les bulles d'hydrogène, formées par l'autocorrosion de l'aluminium dans la piqure au contact de la solution agressive, contribuent avec la diffusion, à limiter la formation d'une solution agressive concentrée à l'intérieur des piqures actives.

La propagation des piqures s'arrête quand le courant de corrosion décroît et ne peut plus renouveler assez vite la couche de complexe chlorurée en fond de piqures. Le complexe est alors dissous et remplacé par la couche passive, la solution agressive à l'intérieur de la piqure va se diluer, c'est la fin de la propagation, la mort de la piqure.

II.3.2.1.2. Caractérisation de la corrosion par piqures

Contrairement à la corrosion uniforme, la vitesse de corrosion par piqures ne peut être évaluée ni par la variation de poids ni par la mesure de l'hydrogène dégagé. Ces mesures n'ont en effet pas de sens car une piqure très profonde et isolée se traduit par une faible diminution de poids, alors que de très nombreuses piqures superficielles peuvent entraîner une diminution de poids notable.

La corrosion par piqures est évaluée selon trois critères :

- ✓ La densité, c'est-à-dire le nombre de piqures rapporté à l'unité de surface.
- ✓ La vitesse d'approfondissement.
- ✓ La probabilité de piqures. [3]

II.3.2.2. Corrosion galvanique :

La corrosion galvanique est une forme de corrosion localisée dans la zone de contact entre deux matériaux de potentiels électrochimiques différents. Ce phénomène, pour survenir, nécessite outre un contact électrique entre les deux matériaux (courant électronique), un contact électrolytique (courant ionique). Ceci peut être observé par mise en contact de l'aluminium avec un métal plus noble comme l'acier par exemple, au sein d'un électrolyte ou atmosphère humide. C'est aussi le cas en général des alliages, contenant des phases intermétalliques de potentiel électrochimique différent de celui de la matrice. On parle alors de phénomènes de microcouplage galvanique. La corrosion galvanique provoque la dissolution accélérée de l'élément le moins noble du couple, par polarisation anodique de ce dernier.

II.3.2.3. Corrosion filiforme :

La corrosion filiforme peut être observée pour les matériaux revêtus (protection par peinture) ou recouvert d'un film épais et peu adhérent, comme c'est le cas pour le magnésium par exemple. Elle s'initie au niveau d'un défaut du revêtement et progresse sous forme de filaments. La propagation est due à une hétérogénéité du milieu entre la tête active et la queue inerte d'un filament. Elle est expliquée soit par des processus de dissolution anodique soit de délaminage cathodique.

II.3.2.4. Corrosion caverneuse :

La corrosion caverneuse est due à la formation d'une pile à aération différentielle entre un milieu confiné (appelé « crevasse » ou « caverne ») et la solution extérieure. L'aluminium et en général les alliages d'aluminium sans cuivre sont peu sensibles à la corrosion caverneuse. [15]

II.3.2.5. Corrosion intergranulaire :

La corrosion intergranulaire est un mode de corrosion structurale qui se propage dans le métal en attaquant soit les joints de grains, soit les zones adjacentes aux joints de grains (figure II.6). Ce mode de corrosion résulte de la présence, aux joints de grains, d'une phase continue et anodique par rapport au cœur du grain. Cette phase peut être due à la présence de précipités intergranulaires

anodiques comme les précipités Al_3Mg_2 présents dans les alliages de la série 5XXX ou à un appauvrissement d'éléments nobles à la périphérie du grain. La corrosion intergranulaire se résume alors à un couplage galvanique entre le cœur du grain et la zone anodique. Elle apparaît lorsque la différence entre les potentiels des deux phases est d'au moins 50 à 100 mV ; le potentiel global de l'alliage est alors compris entre les potentiels des deux phases. Si le potentiel de l'échantillon est supérieur à celui de la phase la plus noble, il y a coexistence des phénomènes de corrosion intergranulaire et de corrosion par piqûre [22].

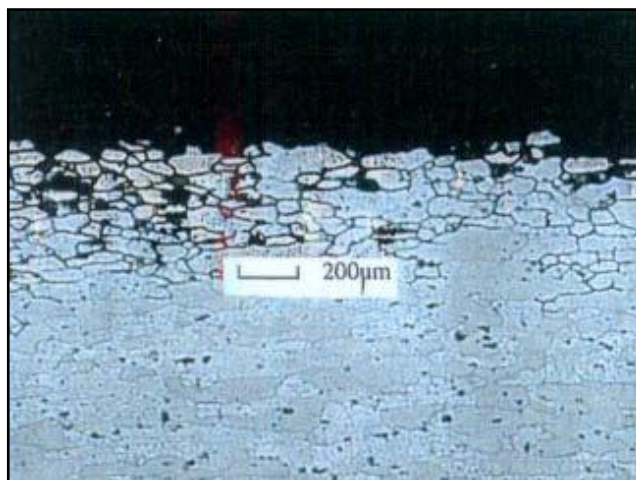


Figure II. 6 : Corrosion intergranulaire [22].

II.3.2.6. Corrosion sous contrainte

Est un mode d'endommagement de matériaux exposés à un environnement corrosif et soumis à une contrainte mécanique. Ce mode de corrosion est caractérisé par la propagation de perpendiculairement à la contrainte mécanique et en général le long des joints de grains dans le cas des alliages d'aluminium [21].

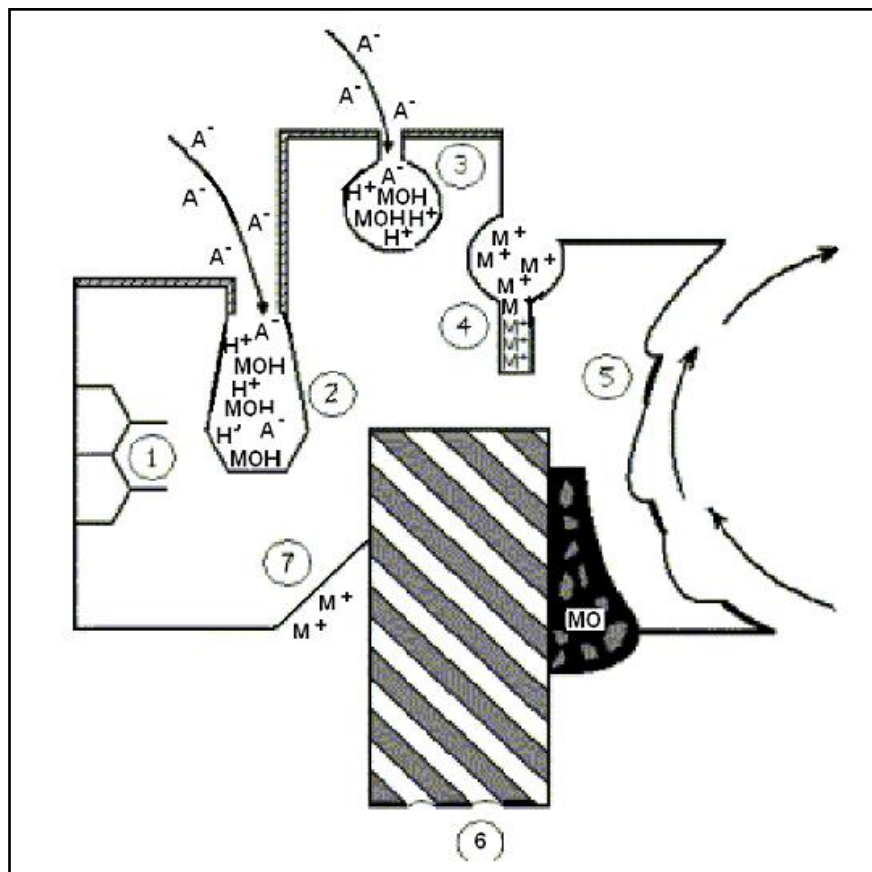
La propagation de ces fissures de corrosion sous contrainte peut être décrite selon deux mécanismes : la propagation électrochimique et la fragilisation par l'hydrogène.

➤ Le premier mécanisme est relativement intuitif, la contrainte jouant le rôle d'accélérateur de la corrosion intergranulaire détaillée précédemment. La dissolution anodique des joints de grains ou zones adjacentes est accentuée par la contrainte mécanique qui empêcherait notamment une repassivation en pointe de fissure par concentration des contraintes et déformation plastique.

➤ Un second mécanisme mettrait en jeu la fragilisation par l'hydrogène. Les

réactions de dissolution de l'aluminium et de tout métal dans l'eau, produisent de l'hydrogène (produit de la réaction cathodique de réduction de l'eau). En pointe de fissure, l'hydrogène peut s'insérer dans le métal sous forme atomique. Diffuser et s'accumuler dans les zones de déformation plastique ou il est plus soluble. L'hydrogène va ensuite accentuer la décohésion intergranulaire et favoriser la propagation des fissures de corrosion sous contrainte [23].

II.3.3. Représentation schématique de quelques types d'attaque localisée :



A^- : halogène (généralement Cl^-), M : Métal, MOH : hydroxyde métallique.

1: corrosion intergranulaire, 2:corrosion par piqures, 3: corrosion par effet de crevasse,
 4: corrosion par pile de concentration, 5: corrosion érosion, 6: corrosion sélective ;
 7: corrosion par couplage galvanique.

Figure II.7: Représentation schématique de quelques types d'attaque localisée [24].

II.4. Influence des éléments d'alliages sur la corrosion de l'aluminium :

Il est souvent attribué à l'aluminium le comportement électrochimique de l'alliage (caractère passivable, sensibilité à la corrosion localisée, etc.). Cependant la tenue à la corrosion des alliages d'aluminium est classifiée en fonction des éléments additionnés au métal. La formation de particules intermétalliques ou la ségrégation de secondes phases dans l'alliage matriciel ou autour des fibres (cas du silicium) sont responsables, soit d'une dégradation accélérée de l'aluminium, soit, au contraire, d'un ralentissement de la cinétique de corrosion du matériau. Ainsi la figure II.8 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.

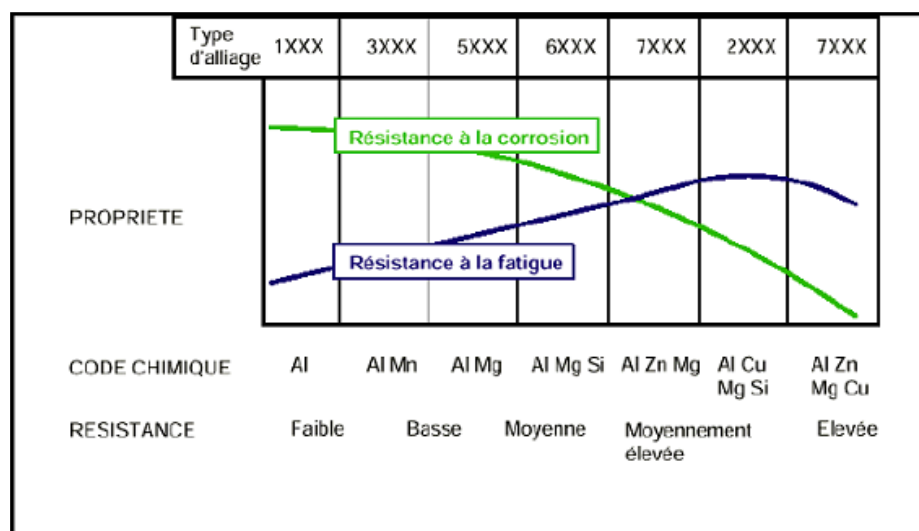
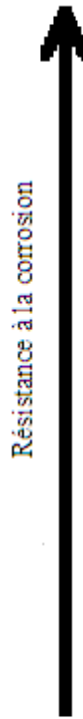


Figure II.8 : Effet des éléments d'addition sur la résistance à la corrosion et à la fatigue des alliages d'aluminium. [25].

Depuis le début du XXe siècle, de nombreuses études ont porté sur l'influence de la plupart des éléments chimiques sur les propriétés, notamment de corrosion, de l'aluminium. Différents tests ont été mis en place pour mesurer l'importance relative de chacun : observation des états de surface géométrique et physico-chimique de l'alliage, détermination de la localisation des zones corrodées (joints de grains, etc.), mesure de perte de masse dans un électrolyte, mesure du potentiel de corrosion de l'alliage, effet du pourcentage d'un élément ajouté sur le potentiel de corrosion de l'aluminium pur. Elles ont permis d'établir un classement

qualitatif de la résistance à la corrosion d'un alliage en fonction de la nature de ses constituants minoritaires et des impuretés d'élaboration, comme le fer (tableau II.1)



Série	Éléments d'alliage	Particules intermétalliques ou secondes phases	Formes de corrosion généralement observées
5000	Mg	Al_3Mg_2 , Al_3Mg_5	Piqures, généralisée, sous contrainte (pour les forts taux en magnésium)
1000	Aucun	Al_3Fe , Al_6Fe , $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}_2$	Piqures, 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	Piqures, généralisée
3000	Mn	Al_6Mn , Al_6MnFe	Piqures, généralisée
4000	Si	Si	
7000	Zn, Mg Ajout de Cu	MgZn_2	Piqures, généralisée, sous contrainte, feuilletant, intergranulaire (avec Cu)
2000	Cu	CuFeMnAl_6 , Al_2Cu , Al_2CuMg	Piqures, généralisée, sous contrainte (sans traitement), feuilletant, inter granulaire.

Tableau II.1 : Classement des alliages d'aluminium en fonction de leur résistance à la corrosion. [25]

Les alliages au magnésium ont une excellente tenue à la corrosion marine. Ils sont utilisés dans l'accastillage. Le manganèse (série 3000) a pour effet d'améliorer les caractéristiques mécaniques et la résistance à la corrosion [25].

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.

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

- En solution solide, suivant leur solubilité dans le métal.

- En précipités intermétalliques avec les autres éléments présents dans le métal.

Dans ce dernier cas les particules intermétalliques ont un comportement plus ou moins noble par rapport à l'aluminium, selon leur composition (tableau II.2). La corrosion des alliages est fortement liée aux potentiels de corrosion de ces composés, car ils sont une source de microgalvanisme (micropiles) et influent sur la piquuration de l'aluminium (attaque localisée). La mesure des potentiels de corrosion des particules intermétalliques est cependant difficile en raison de leur petite taille (<100 μm).

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.2 : Potentiel de corrosion de quelques particules intermétalliques. [25]

Dans les alliages à base de magnésium et/ou de silicium (précipités intermétalliques anodiques), dont le potentiel de corrosion est plus faible que celui de l'aluminium, les précipités d' Al₃Mg₂ et de Mg₂Si sont plus corrodables que la matrice. Leur dissolution aux joints des grains confère aux alliages des séries 5000 et 6000 une meilleure résistance à la corrosion que les alliages contenant des particules cathodiques.

L'addition d'éléments d'alliage modifie ainsi fortement le potentiel de corrosion dans le sens anodique ou cathodique. Pour chacun, les principales variations sont fonction de la teneur de l'élément dans l'alliage (figure II.9).

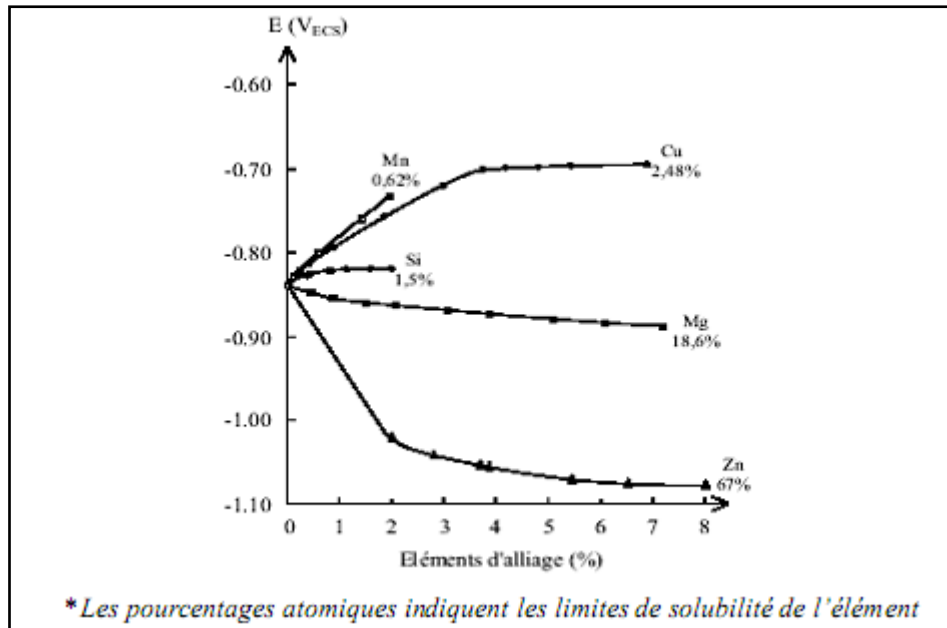
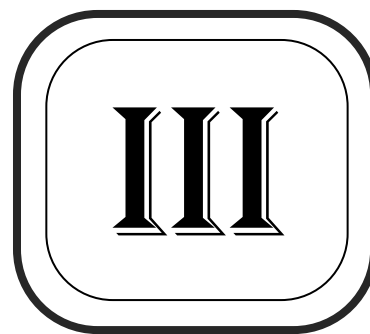


Figure II.9 : Evolution du potentiel de corrosion de l'aluminium en fonction de l'enrichissement en éléments d'addition.[25]

Ce sont les alliages au cuivre de la famille 2000 qui ont les potentiels de dissolution les moins électronégatifs. Les valeurs des potentiels de dissolution des principaux alliages peuvent varier d'un auteur à l'autre de 50 à 100 mV pour même alliage.

CHAPITRE



Partie Expérimentale

Le présent chapitre est consacré à la description du déroulement des essais conduits sur les matériaux sujets de l'étude. Dans le cadre d'étude de cette partie nous allons illustrer les différentes étapes de préparation des échantillons, les traitements thermiques, l'étude micrographique, l'étude de l'évolution de la dureté en fonction de l'état structural des échantillons, l'étude de l'évolution de la corrosion en fonction de l'état structural des échantillons.

III.1. Matériaux de l'étude :

Les matériaux étudiés dans ce travail sont des alliages d'aluminium de la série 2xxx, à savoir l'alliage 2024 T3 (norme américaine).

En fonction des éléments d'addition nous disposons de trois échantillons différents. On remarque que c'est les éléments Cu, Mg, Mn...été, qui sont les principaux éléments contenus dans les trois alliages étudiés.

L'analyse de composition chimique par spectrométrie, a donné les résultats suivants :

Eléments	Al%	Cu%	Mg%	Mn%	Fe%	Si%
échantillon E1	Base	4.75	0.95	0.42	0.34	0.28
échantillon E2	Base	4.63	0.33	0.25	0.20	0.23
échantillon E3	Base	4.12	0.15	0.19	0.08	0.17

Tableau III.1 : Composition chimique (%massique) du matériau de l'étude.

Les éprouvettes sont tirées à partir de barreaux cylindriques de diamètre de 18 mm, coupées sous forme de disques de 5 mm d'épaisseur (figure III.1).

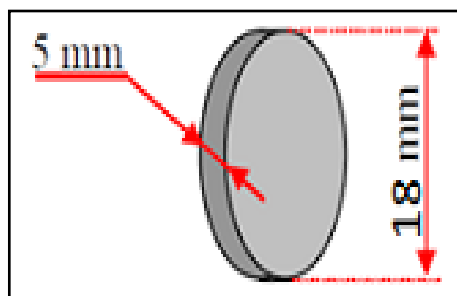


Figure III.1: Dimensions des l'éprouvettes étudiées.

Les trois types des échantillons ont été divisés en trois lots.

- Le 1^{er} lot concerne les échantillons non traités.
- Les échantillons du 2^{ème} lot ont subi un traitement d'homogénéisation.
- Les échantillons du 3^{ème} lot ont subi un traitement de durcissement structural.

III.2. Traitements thermiques:

Deux traitements thermiques sont appliqués séparément sur les différents échantillons.

a. Le traitement d'homogénéisation :

Le traitement d'homogénéisation est fait dans un four électrique à la température de (495°C) pendant 12 heures, suivi un refroidissement à l'air libre. La figure suivante représente le traitement appliqué. Les températures d'homogénéisation dépendent essentiellement de la nature de l'alliage.

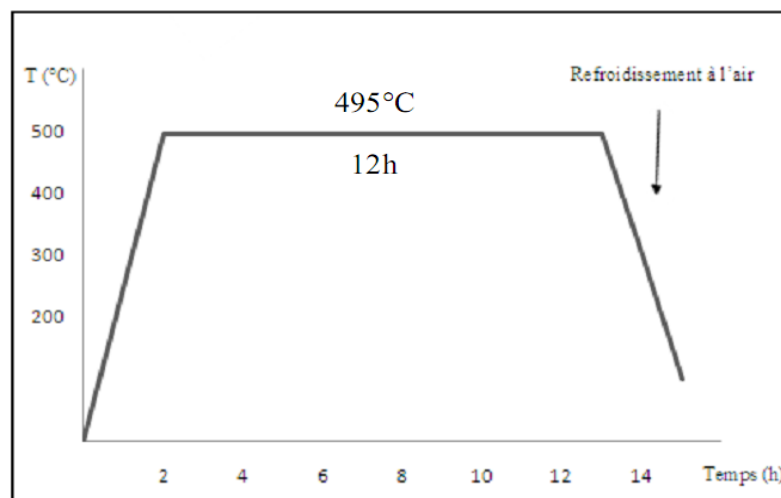


Figure III.2 : Schéma du traitement d'homogénéisation appliqué.

La durée du traitement d'homogénéisation est généralement fonction de la section des produits, qui elle-même est souvent en relation avec l'importance des ségrégations et sursaturations présentes à l'état brut de coulée. Les durées habituelles sont de l'ordre de 5 à 48 h et donc d'autant plus longues que la section du produit est plus importante. Il faut distinguer à ce sujet le temps nécessaire pour atteindre la température effective d'homogénéisation (variable suivant les dimensions et la forme du produit, la charge des fours, leur conception et leur puissance) du temps de séjour à la température désignée : c'est le temps de séjour à la température d'homogénéisation qui doit être considéré comme seul efficace [2].

b. Le durcissement structural :

Le traitement de durcissement se fait en trois étapes comme le montre la figure III.4.

➤ La mise en solution : La durée de mise en solution devait être suffisante pour mettre en solide la plus grande quantité possible d'éléments intermétalliques. Il n'est théoriquement pas utile de dépasser cette valeur de maintien, d'après les formes et la composition chimique de nos échantillons. La mise en solution est faite à la température de $(500^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C})$ pendant une heure dans le four.

➤ Une trempe à l'eau est ensuite effectuée : la solution solide est alors une solution sursaturée.

➤ Le revenu : le traitement de revenu est fait à la température de $(180^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C})$ pendant 13 heures, ensuite refroidissement à l'air.

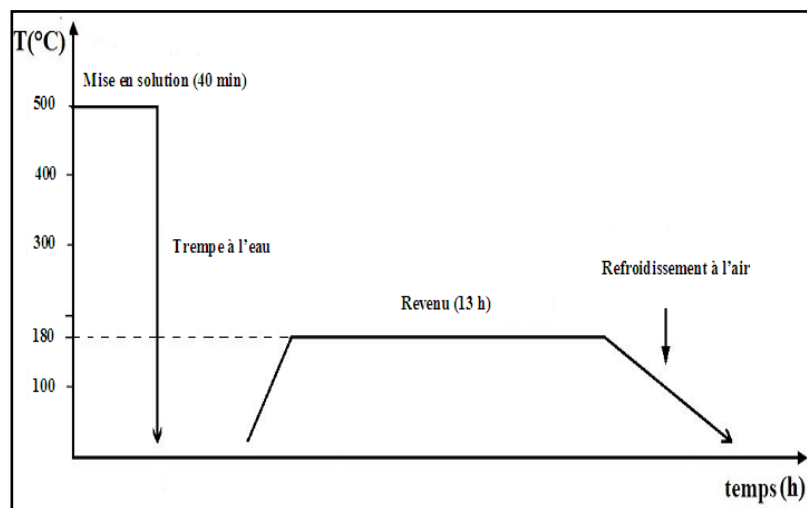


Figure III.3: Schéma du traitement de durcissement structural appliqué

III.3. Préparation des échantillons:

La micrographie optique a pour but la mise en évidence de la microstructure de l'échantillon observé. L'obtention de la surface d'examen nécessite une série d'opérations allant du prélèvement des échantillons à l'attaque chimique. Les observations micrographiques sont effectuées par un microscope optique.

➤ **Enrobage à froid** : Consiste à mettre l'échantillon dans un moule et ajouter le mélange résine – durcisseur ; et ensuite laisser la résine se solidifier pendant quelques minutes. Cette étape permet d'avoir une surface plane et une meilleure manipulation des échantillons pendant le polissage.

➤ **Polissage** : Il permet d'obtenir une surface plane, non rugueuse et d'éliminer la couche d'oxyde superficielle. Le polissage a été effectué en deux étapes :

➤ Polissage grossier (abrasion) : on a fait passer les échantillons enrobés sur des papiers abrasifs de granulométrie décroissante de 100, 120, 180, 200, 400, 600, 800, 1000.

➤ Polissage de finition : il a été réalisé sur du papier feutre à l'aide d'une suspension d'alumine de 0,3 et 0,05 μm (figure III.2).



Figure III.4 : Photo des polisseuses

➤ **Attaque chimique** : L'attaque chimique donne des différences de relief ou coloration, entre les différents constituants ou entre les cristaux différemment orientés d'une même phase. Après polissage mécanique et de finition, on a utilisé la solution KELLER qui est composée de :

- 2,5 ml acide nitrique HNO_3 .
- 1,5 ml acide chloridrique HCl .
- 1 ml acide fluoridrique HF .
- 95 ml eau H_2O .

III.4. Caractérisations Microscopiques :

Les moyens employés pour observer la morphologie et la microstructure sont la microscopie optique (MO) et la microscopie électronique à balayage (MEB) ainsi que la microsonde électronique, couplée au MEB,

III.4.1. La microscopie optique :

Le but principal de l'observation est de la mise en évidence de la structure des différents échantillons. Nous avons fait l'observation micrographique des échantillons après l'attaque chimique par un microscope optique connecté avec un micro-ordinateur muni d'une caméra numérique et on prend des images par le logiciel «*Archimed*» qui permet de lire et sauvegarder les images sur le micro-ordinateur. Ce microscope optique permet d'agrandir l'image jusqu'à 1000 fois.

III.4.2. La Microscope électronique à balayage :

Le microscope électronique à balayage (MEB) est utilisé afin d'observer plus finement l'état de surface des matériaux et rendre compte des précipités grossiers présents dans les divers matériaux. Le principe de l'imagerie MEB consiste à composer une image de surface à partir des électrons secondaires éjectés du matériau sous l'effet du faisceau primaire. L'énergie de ces électrons dépend directement de l'énergie des électrons primaires et du numéro atomique de l'élément qui interagit avec le faisceau primaire.

L'appareil utilisé ici est un microscope électronique à balayage (MEB) sis au laboratoire du CDTA à alger. Cet appareil permet aussi de faire des analyses chimiques des diverses phases présentes à la surface du matériau. Elles sont effectuées à partir de l'énergie des photons émis par excitation du matériau par le faisceau d'électrons (analyse EDX). L'énergie des photons est directement liée au numéro atomique de l'élément qui l'émet.

III.4.3. Diffraction des rayons X :

La technique d'analyse par diffraction de rayons X repose sur l'interaction élastique d'un faisceau monochromatique de photons X avec la matière cristallisée. La diffraction résultante aboutit à l'obtention d'un diffractogramme et permet la détermination des distances réticulaires des plans de diffraction. La loi de Bragg définit la relation entre la longueur d'onde du faisceau incident (λ), la distance interréticulaire repéré par les indices

de Miller (d_{hkl}) et l'angle de diffraction (θ), l'entier naturel n représentant l'ordre de diffraction.

$$n \lambda = 2 d_{hkl} \sin(\theta)$$

L'appareillage utilisé est un diffractomètre SIEMENS D5000. Il est couplé à un ordinateur réalisant l'automatisation des balayages angulaires et des enregistrements. La source de rayon X est constituée d'un tube scellé à anticathode de cuivre ($\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$) couplé à un monochromateur arrière en graphite afin de filtrer le raie K_{β} du cuivre et éventuellement la fluorescence de l'échantillon.

III.5. Tests d'immersion dans les milieux corrosifs :

Les séries d'échantillons ont été polis et immergés dans la solution corrosive de HCl à deux concentrations 0.5 % et 1.5% pour des durées différentes de 3, 5, 7 et 10 jours respectivement afin d'étudier l'évolution de la corrosion en fonction du temps et du milieu d'immersion. Cette corrosion a été évaluée par la microscopie optique et la microscopie électronique à balayage (MEB).

- La 1^{ère} série est immergée dans HCl à 0.5% pendant des temps différentes de 3, 5, 7, 10 jours.
- La 2^{ème} série est immergée dans HCl à 1.5% pendant des temps différentes de 3, 5, 7, 10 jours.

III.6. Essais de dureté :

Les essais de dureté consistent à enfoncer un pénétrateur dans le métal. La charge est constante et on mesure la dimension de l'empreinte qui est d'autant plus grande que le métal est mou. La dureté H s'exprime par le rapport de la force sur la surface de l'empreinte.

$$H = \frac{F}{S}$$

Les essais les plus classiques sont les essais BRINEL, VICKERS et ROCKWELL.

Essais de dureté Vickers :

L'essai consiste à imprimer dans la pièce à essayer un pénétrateur en forme de pyramide droite à base carrée d'angle de sommet 136° sous une charge F et à mesurer la diagonale d de l'empreinte laissée sur la surface après l'enlèvement de la charge.

On mesure les deux diagonales d_1 et d_2 de l'empreinte considérée comme une pyramide droite et on lit cette information à la charge appliquée par la formule qui relie la charge et le diamètre moyen de la diagonale de l'empreinte, d'après la norme (NF A 03-154) :

$$HV = \frac{2 \cdot P \cdot \sin\left(\frac{136^\circ}{2}\right)}{d^2} \Rightarrow HV = 1854.4 \frac{P}{d^2}$$

Avec :

P : Charge appliqué.

d : Valeur moyenne de la diagonale de l'empreinte.

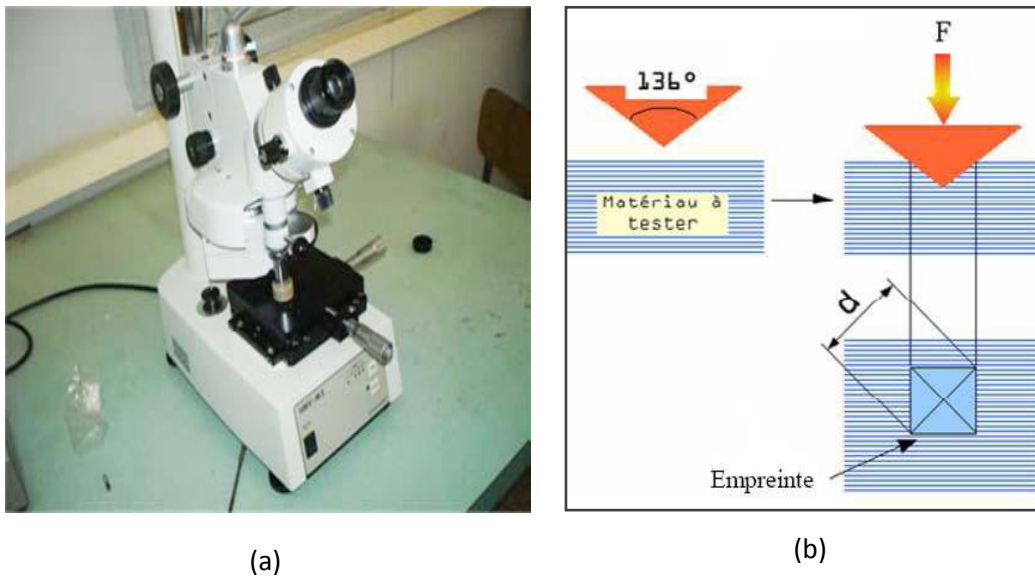


Figure III.5 : (a) le microduromètre, (b) principe de l'essai Vickers.

L'analyse d'image permet l'étude des échantillons à l'échelle microscopique. Les deux grands types d'utilisation sont l'analyse quantitative et la reconnaissance. Dans le premier cas, c'est l'exploitation des données numériques, portant aussi bien sur la taille, la densité, la couleur, la forme des objets ou l'organisation des structures, qui est primordiale.

Dans le second cas, c'est l'identification des formes. Les formes peuvent être identifiées soit à partir de mesures, comme en analyse quantitative, soit à partir de transformations d'images suivies uniquement d'un dénombrement pour tester la présence ou non de la figure recherchée.

Après observation par le microscope optique, nous prenons les images obtenues sur l'ordinateur puis on les traite avec un logiciel de traitement d'image. Pour faire ce traitement on utilise le logiciel « image J ».

Image j : est un logiciel libre de traitement et d'analyse d'images. Le « J » indique que le programme a été écrit en Java, ce qui en fait un logiciel utilisable sur différents systèmes d'exploitation. Image j permet de dénombrer des particules, de mesurer diverses grandeurs (distances, surfaces), d'extraire des coordonnées de contours. Dans notre cas on utilise ce logiciel pour avoir le taux surfacique de la corrosion.

A chaque application correspond un programme d'analyse d'images, qui comporte quatre étapes essentielles :

- L'acquisition de l'image.
- La sélection des zones d'intérêt.
- La mesure.
- L'interprétation des résultats.

CHAPITRE



Partie Résultats et Discussions

Dans ce chapitre nous présenterons les caractérisations métallographiques des échantillons ainsi que tous les résultats d'analyses (la microscopie optique, MEB, EDAX, la diffraction des rayons X ainsi que la microdureté, perte de masse et taux de corrosion).

En fonction du mode opératoire et des techniques expérimentales effectuées dans cette partie, les analyses se font en trois étapes avant et après la corrosion.

- L'analyse des échantillons à l'état brut,
- L'analyse des échantillons ayant subi un traitement d'homogénéisation,
- L'analyse des échantillons ayant subi un durcissement structural.

IV.1. Microstructure :

La bibliographie fait état de l'effet de la morphologie des grains sur la sensibilité des alliages d'aluminium. La morphologie des alliages d'aluminium est étudiée par observation microscopique après attaque des joints de grains par immersion dans le réactif de Keller.

- **Etat brut :**

La microstructure de l'état brut des échantillons des alliages montre qu'il y a une distribution non-uniforme de la taille des grains. Elle met aussi en évidence la présence de quelques précipités à l'intérieur des grains.

- **Etat homogénéisé :**

L'homogénéisation des échantillons à ($495^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$) pendant 12 heures produit une microstructure homogène, avec une distribution uniforme de taches sombres pouvant être des précipités stables à haute température.

- **Etat durci :**

Le traitement a été fait en trois étapes :

Une mise en solution qui consiste à chauffer à une température supérieure à la courbe de solidus dans le diagramme d'équilibre, et à faire entrer ainsi les éléments d'alliage en solution. La mise en solution a été faite à la température de ($495^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$) pendant 40 min;

Finalement, une trempe à l'eau à la température ambiante, dans le but d'après d'empêcher la séparation des éléments d'addition (Cu, Mg, Si, ...etc), de sorte que l'alliage contienne à la température ambiante un cristal mixte homogène ou bien une solution solide

sursaturée qui se trouve à l'état instable. Ce cristal a tendance à prendre l'état stable par décomposition et il en résulte des transpositions dans le réseau cristallin et un effet de durcissement.

Toutefois, ce retour à l'équilibre de la solution solide sursaturée peut être très lent à la température ambiante par suite des faibles vitesses de réaction : cette évolution peut être accélérée par des maintiens à une température supérieure, qui constituent les traitements de revenu et qui se traduisent généralement par un durcissement plus important de l'alliage.

Ce traitement de revenu a été fait pendant 13 h à la température de $(180^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C})$.

Les microstructures des échantillons sont représentées dans les figures suivantes :

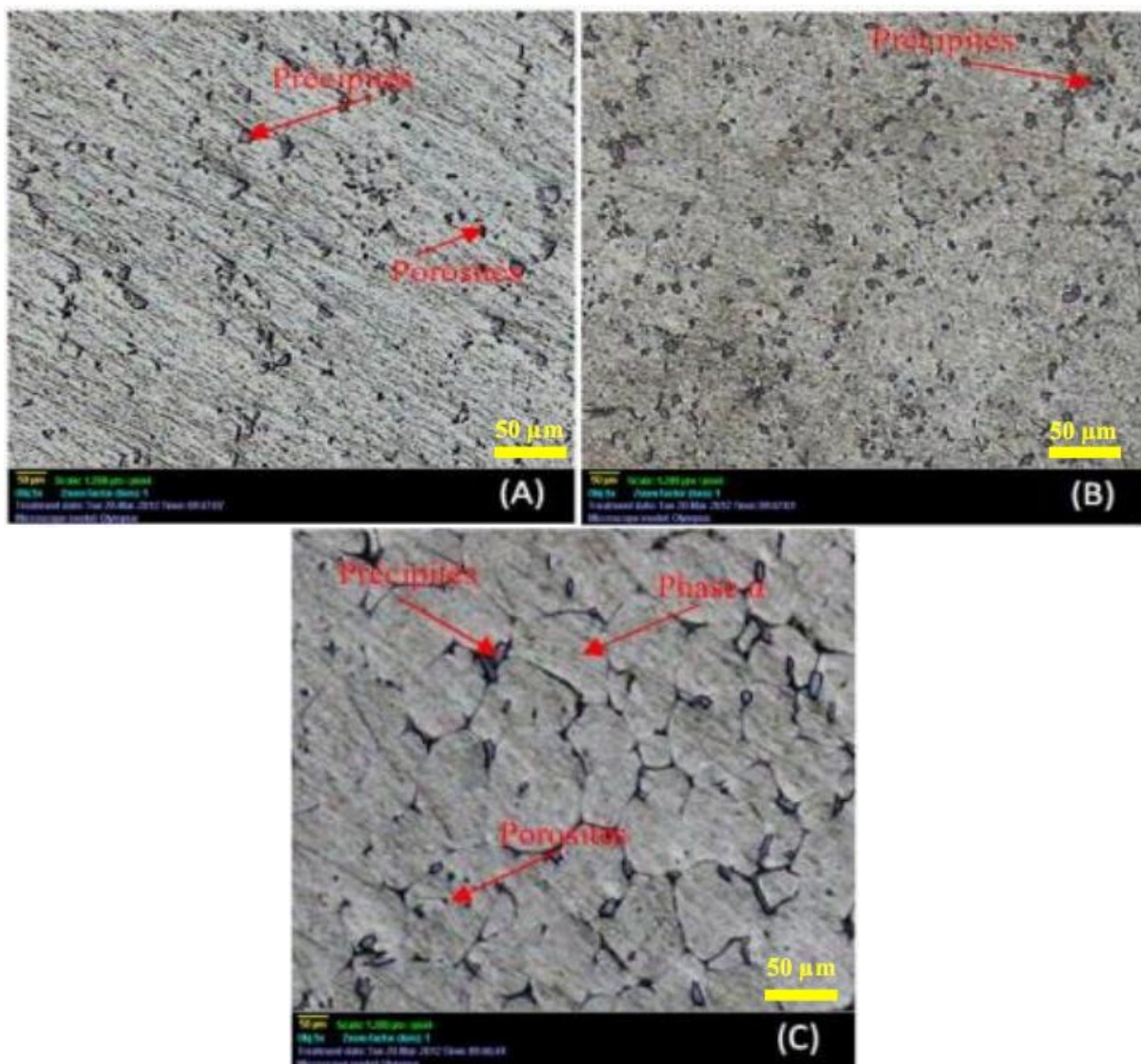


Figure IV.1: Microstructure dans l'échantillon E1 ; (A) brut E1 B, (B) homogénéisé E1H, (C) durcissement structurale E1DS.

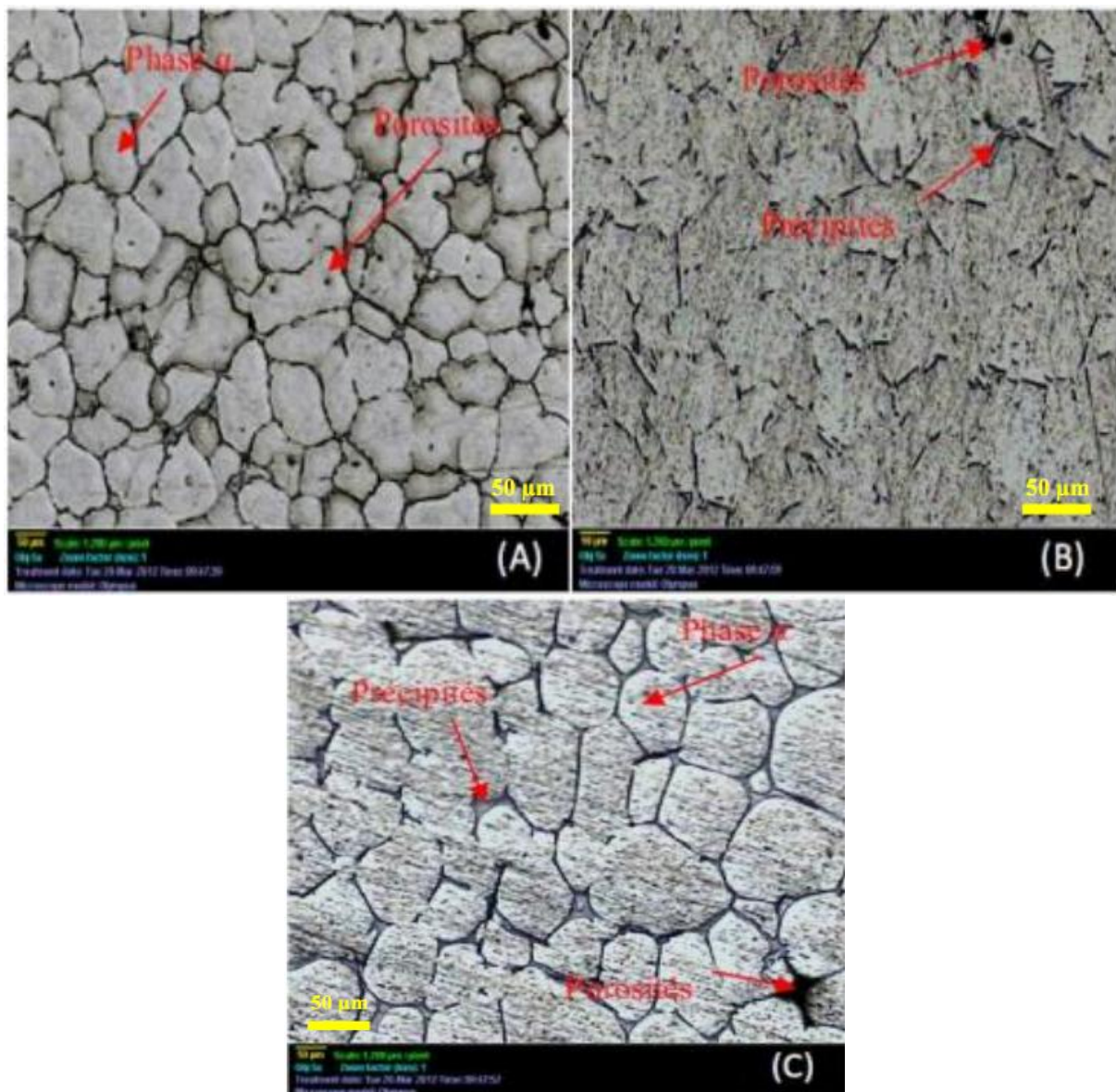


Figure IV.2: Microstructure dans l'échantillon E2 ; (A) brut E2 B, (B) homogénéisé E2 H, (C) durcissement structural E2 DS.

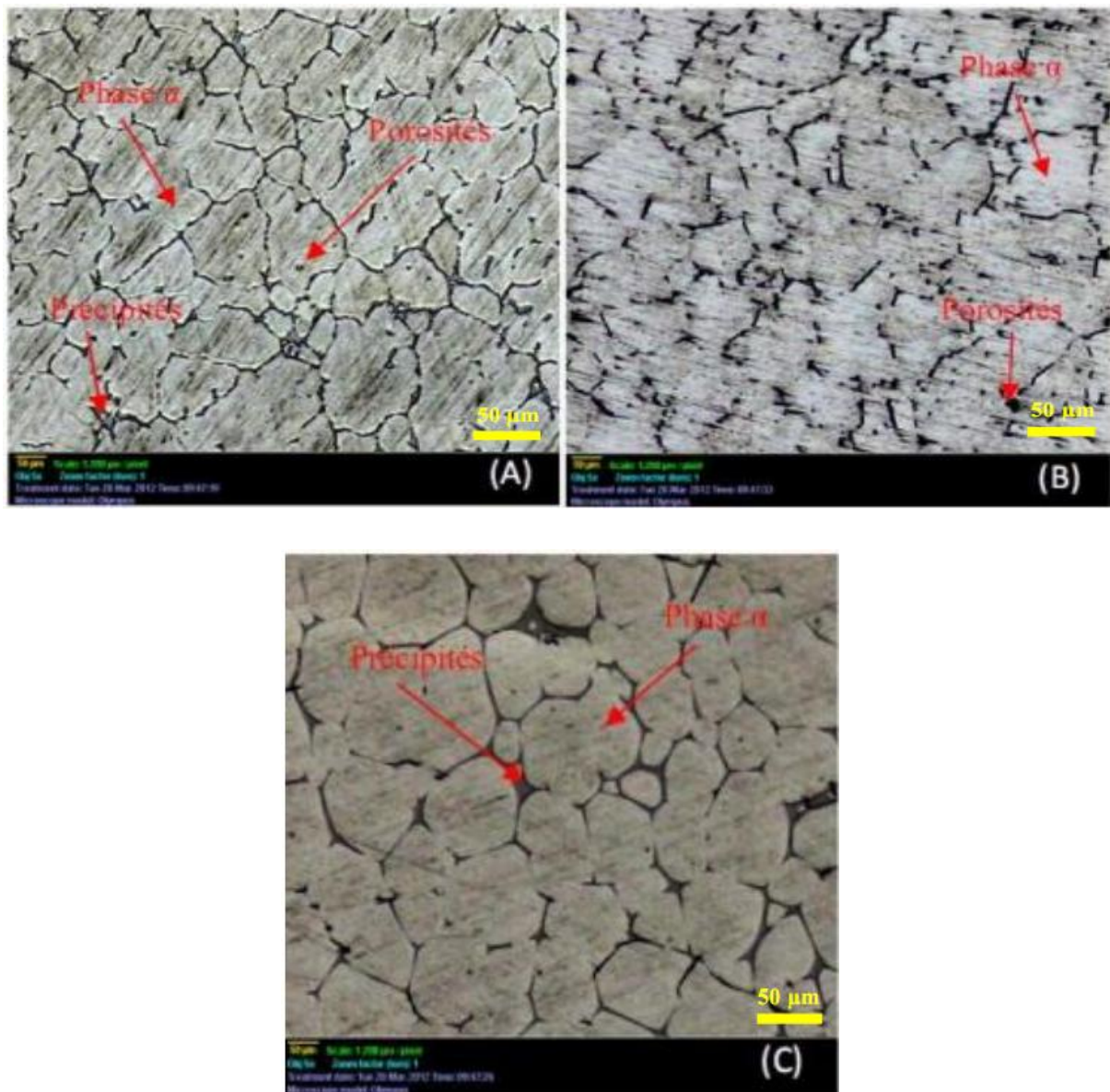


Figure IV.3: Microstructure dans l'échantillon E3 ; (A) brut E3 B, (B) homogénéisé E3 H, (C) durcissement structural E3 DS.

L'Analyse de la microstructure montre une phase α (matrice blanche) et les grains noirs aux joints de grains comme étant des précipités Al_2CuMg . Quant aux petites particules sur la matrice du grain, elles sont considérées comme étant de fins précipités de type Al_2Cu . Les grosses particules (couleur grises) sont considérées comme des précipités Al_2Cu insolubles (non remis en solution).

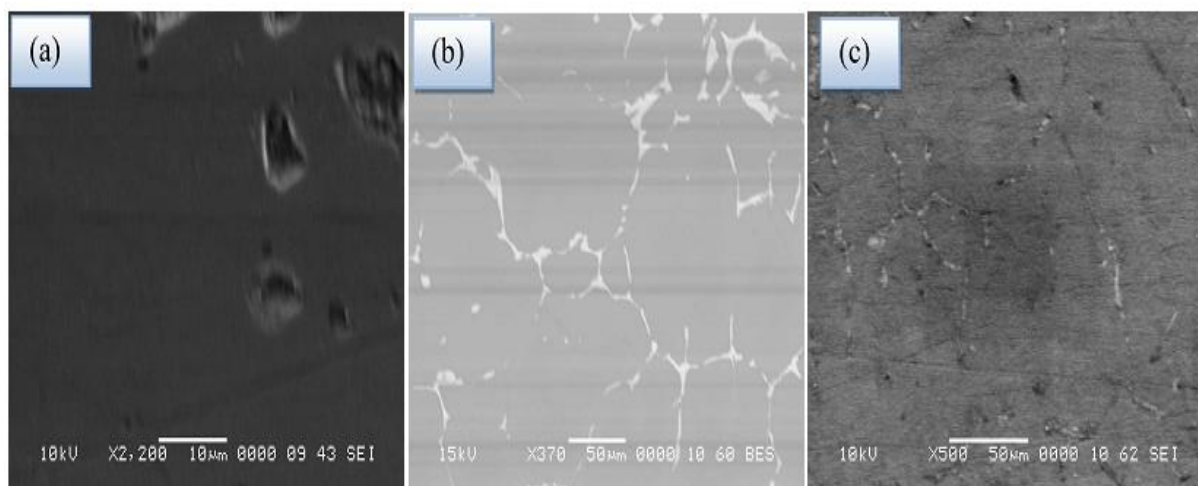


Figure IV.4: Images au microscope électronique à balayage des échantillons (a) E1, (b) E2, (c) E3.

Afin de connaître la nature des phases observées au microscope optique il convient d'utiliser la diffraction des rayons X.

IV.2. Résultats de l'essai de microdureté :

La mesure de la microdureté a été effectuée à l'aide d'un microduromètre de marque SHIMATZU HMV-M3. L'essai de microdureté a été effectué sur les trois échantillons. Afin d'étudier l'influence des éléments d'additions ainsi que l'effet des traitements thermiques sur l'évolution des échantillons. Celle-ci a été réalisée d'abord sur les échantillons bruts, et puis après le traitement d'homogénéisation et enfin après le traitement de durcissement structural respectivement.

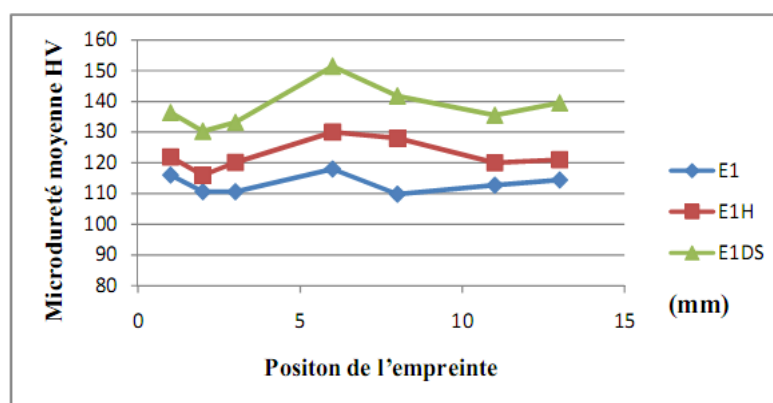


Figure IV.5: Distribution de la microdureté de l'échantillon (E₁).

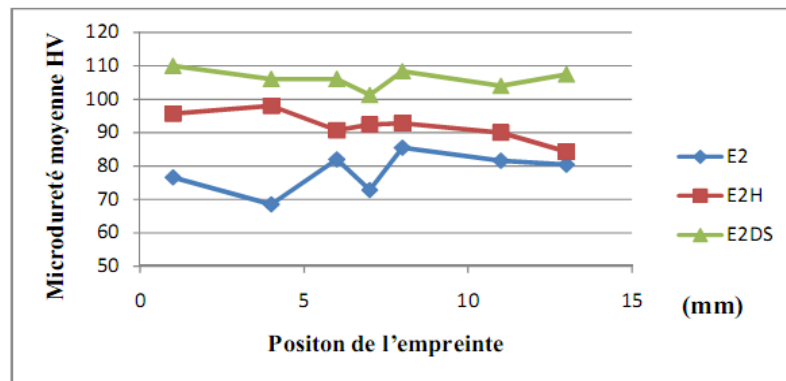


Figure IV.6: Distribution de la microdureté de l'échantillon (E₂).

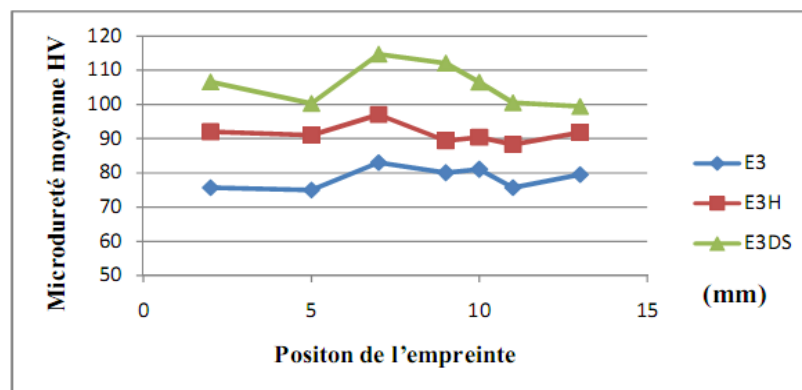


Figure IV.7: Distribution de la microdureté de l'échantillon (E₃).

En analysant les trois courbes du profil de dureté, on peut remarquer :

Les valeurs de la microdureté augmentent après le traitement d'homogénéisation pour les échantillons brut aux trois échantillons (E1, E2, E3). On voit aussi que les valeurs de la microdureté augmentent après le traitement de durcissement structural pour les échantillons homogénéisés.

On voit clairement que la microdureté augmente avec l'augmentation la teneur des éléments d'additions.

Les effets de l'homogénéisation peuvent être plus ou moins complexes suivant l'alliage auquel ils s'appliquent et également suivant les conditions de traitement de cet alliage. D'une façon générale, plusieurs types d'évolution aisément observables dans les alliages d'aluminium peuvent être retenus à savoir :

- la dissolution de phases intermétalliques en excès,
- le nivellement des concentrations dans la solution solide,
- la coalescence de phases intermétalliques déjà présentes,

- la précipitation de nouvelles phases intermétalliques.

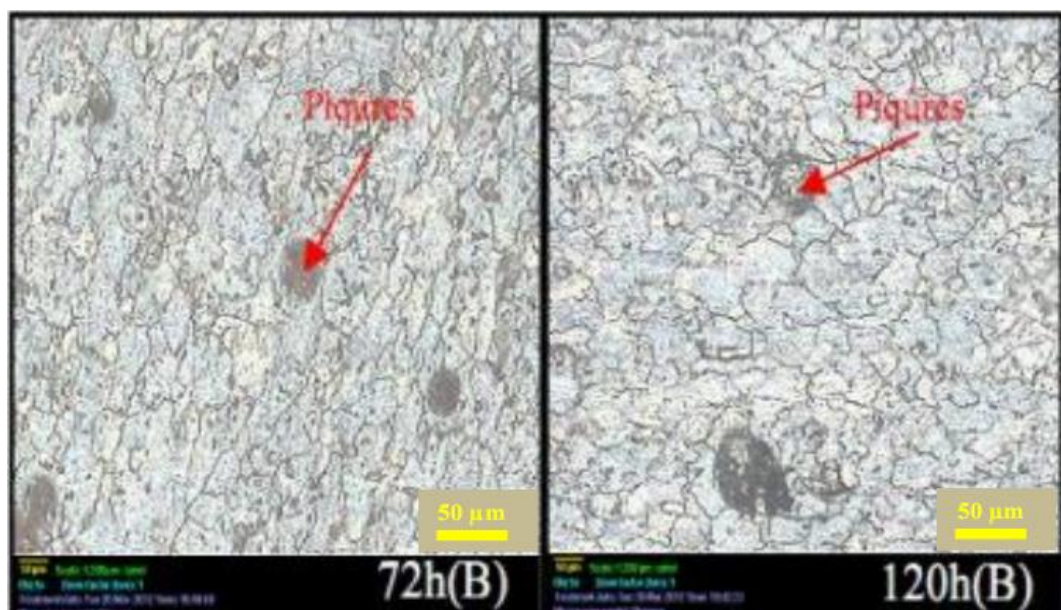
On constate qu'à l'état brut de coulée, la majorité du cuivre est rassemblée dans les espaces inter-dendritiques sous forme de précipités Al_2Cu et Al-Cu-Mg-Si , si bien que la teneur à l'intérieur du grain est très faible. Après une homogénéisation de 13 h à 495°C , on observe qu'une partie importante des composés intermétalliques est mise en solution et que, par suite, la teneur en cuivre au cœur des dendrites est voisine de 4 %.

L'addition de magnésium à l'alliage Al-Cu entraîne une augmentation appréciable des caractéristiques mécaniques lors de la maturation ou du revenu.

Les premières phases de la précipitation se traduisent par la présence de zones de GPB cylindriques de 2 à 5 nm de diamètre. Au cours du revenu, on voit apparaître tout d'abord la phase de transition $S'-\text{Al}_2\text{CuMg}$ sous forme d'aiguilles cohérentes avec la matrice et parallèles aux directions. Lorsque les conditions de revenu sont plus poussées, les aiguilles de phase S' se transforment en lattes de phase d'équilibre $S-\text{Al}_2\text{CuMg}$ qui présente un réseau orthorhombique.

IV.3. Résultats des tests d'immersion :

Dans cette partie, nous allons présenter les résultats des tests d'immersion des échantillons (E1, E2, E3) dans deux milieux acide HCl 0.5% et 1.5%, nous avons utilisé trois échantillons qui sont différents par leur état brut, homogénéisé et durcissement structural, et que les temps d'immersion sont de 72, 120, 168, 240 h successivement.



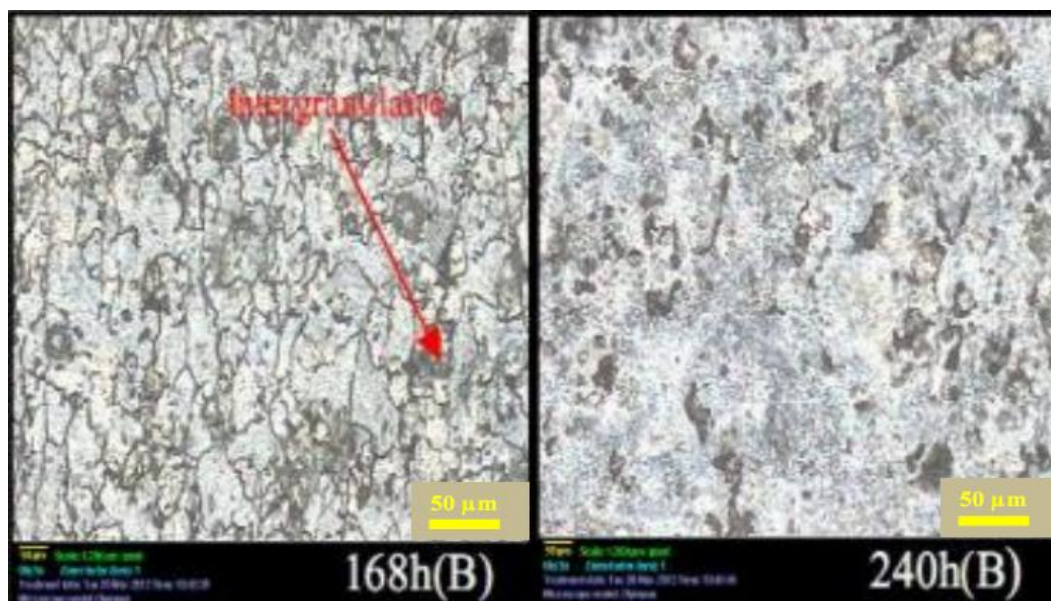


Figure IV.8: microstructure d'échantillon E1B après les tests d'immersion à milieu HCl 0.5%

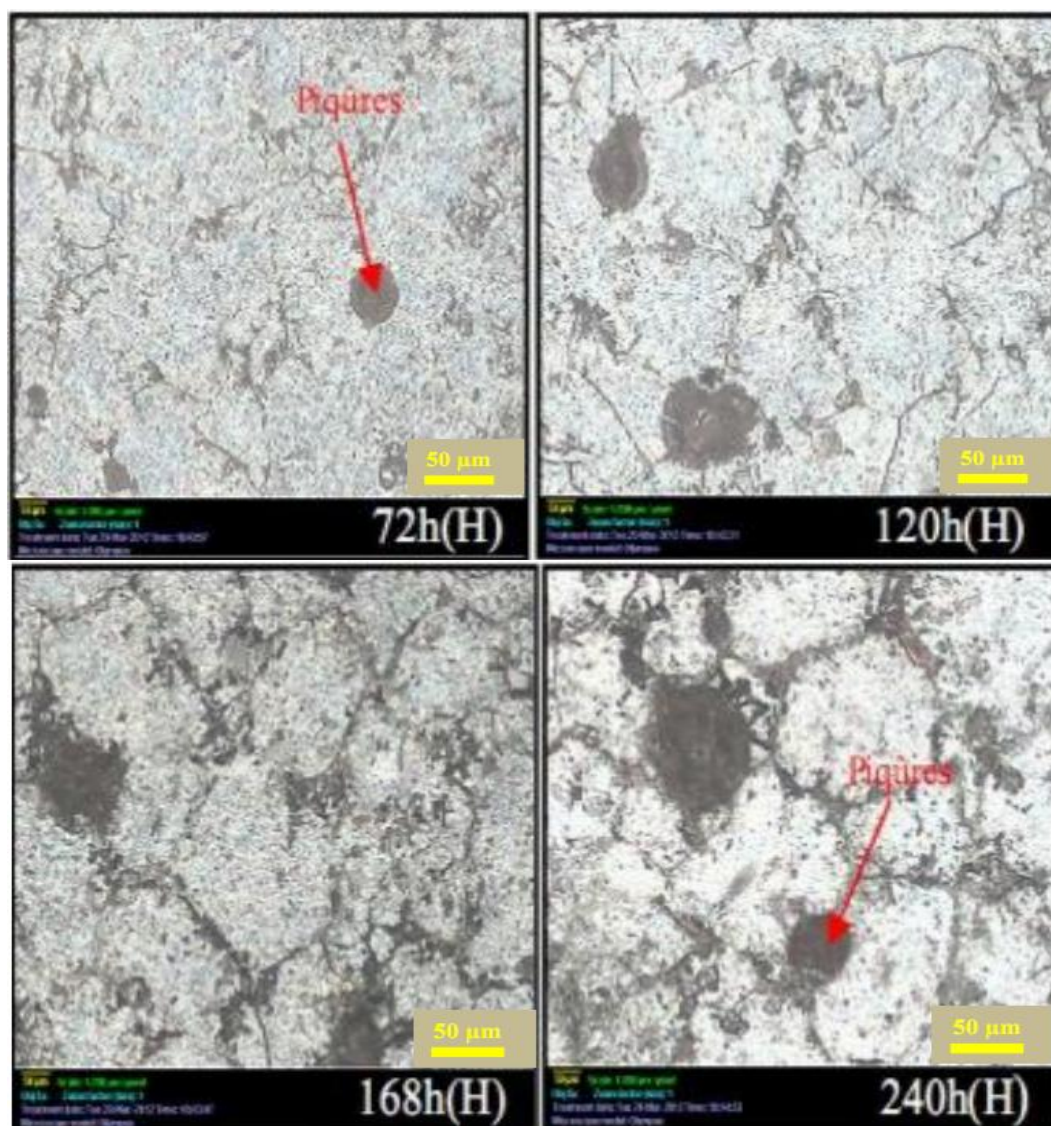


Figure IV.9: microstructure d'échantillon E1H après les tests d'immersion à milieu HCl 0.5%.

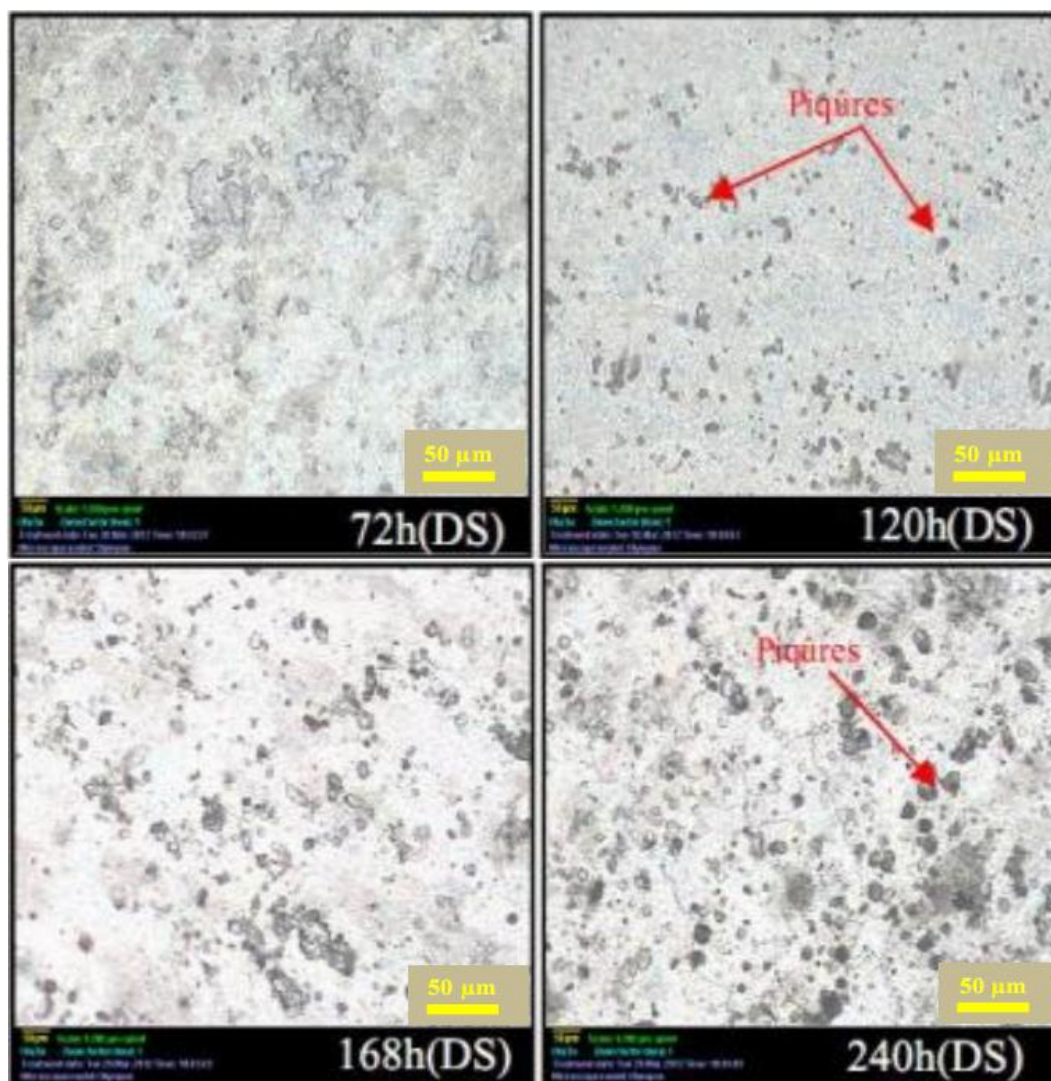
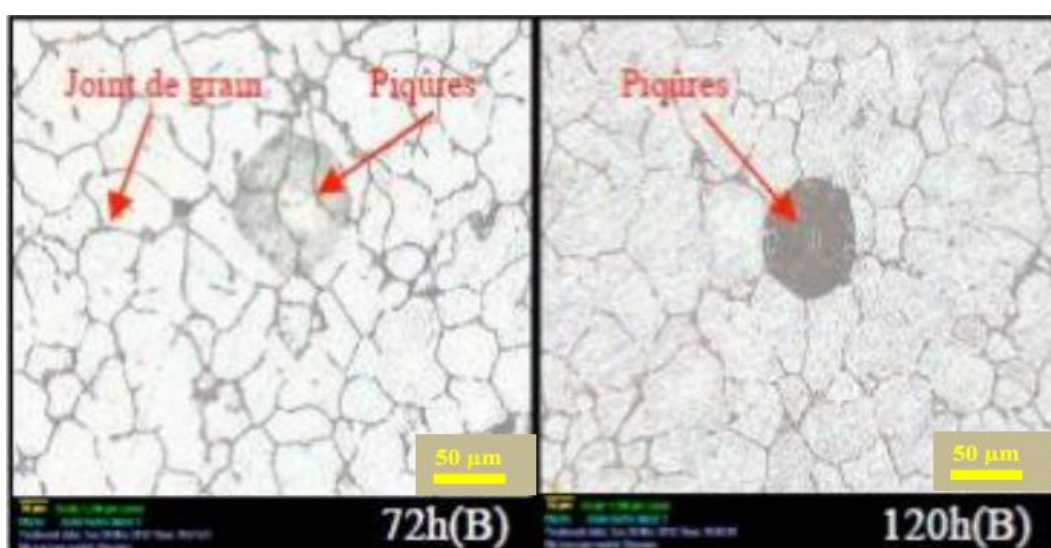


Figure IV.10: microstructure d'échantillon E1DS après les tests d'immersion à milieu HCl 0.5%.



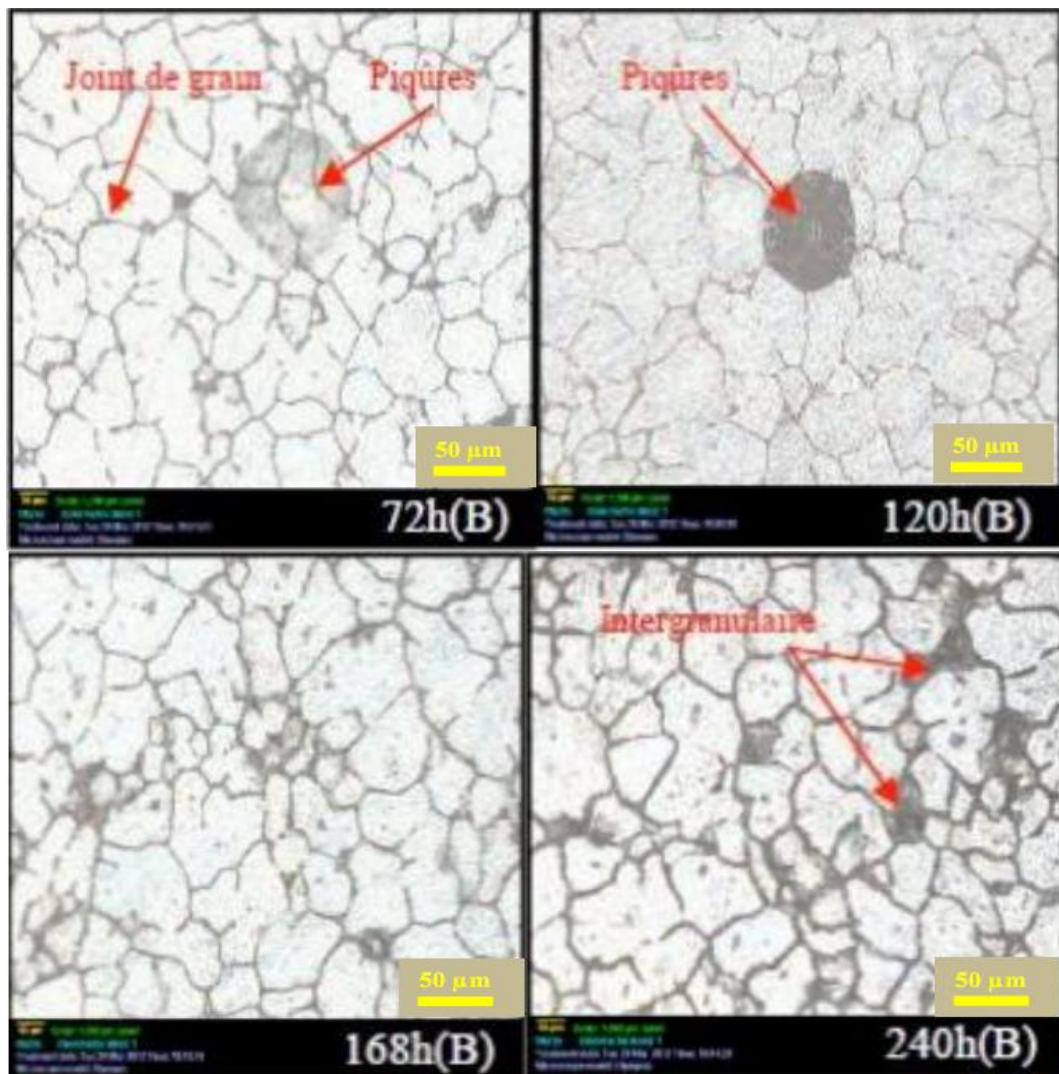
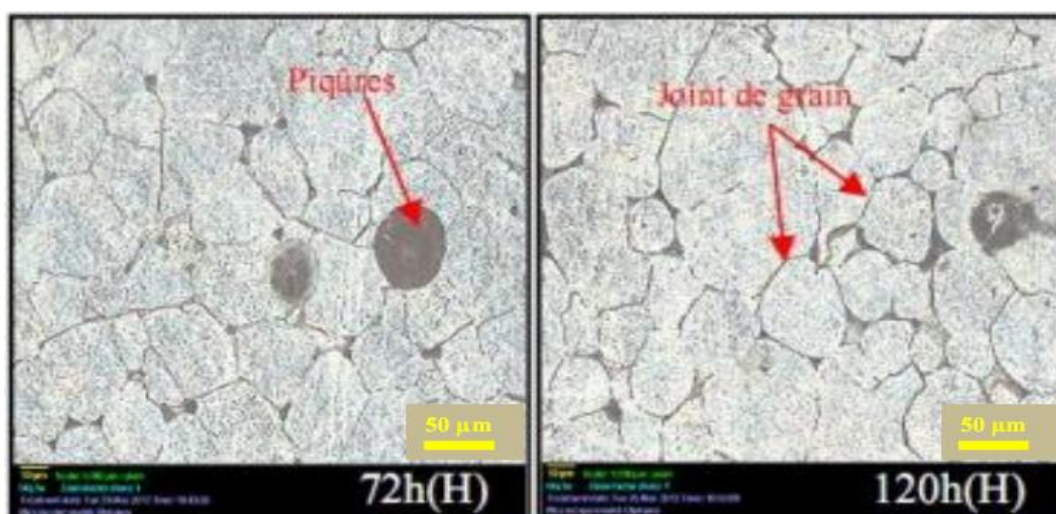


Figure IV.11: microstructure d'échantillon E2 B après les tests d'immersion à milieu HCl 0.5%.



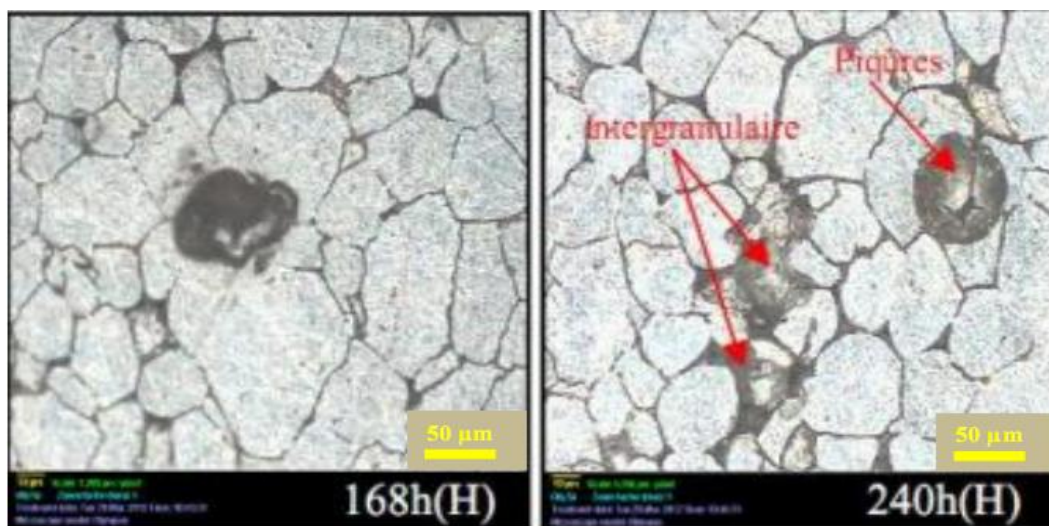


Figure IV.12: microstructure d'échantillon E2 H après les tests d'immersion à milieu HCl 0.5%.

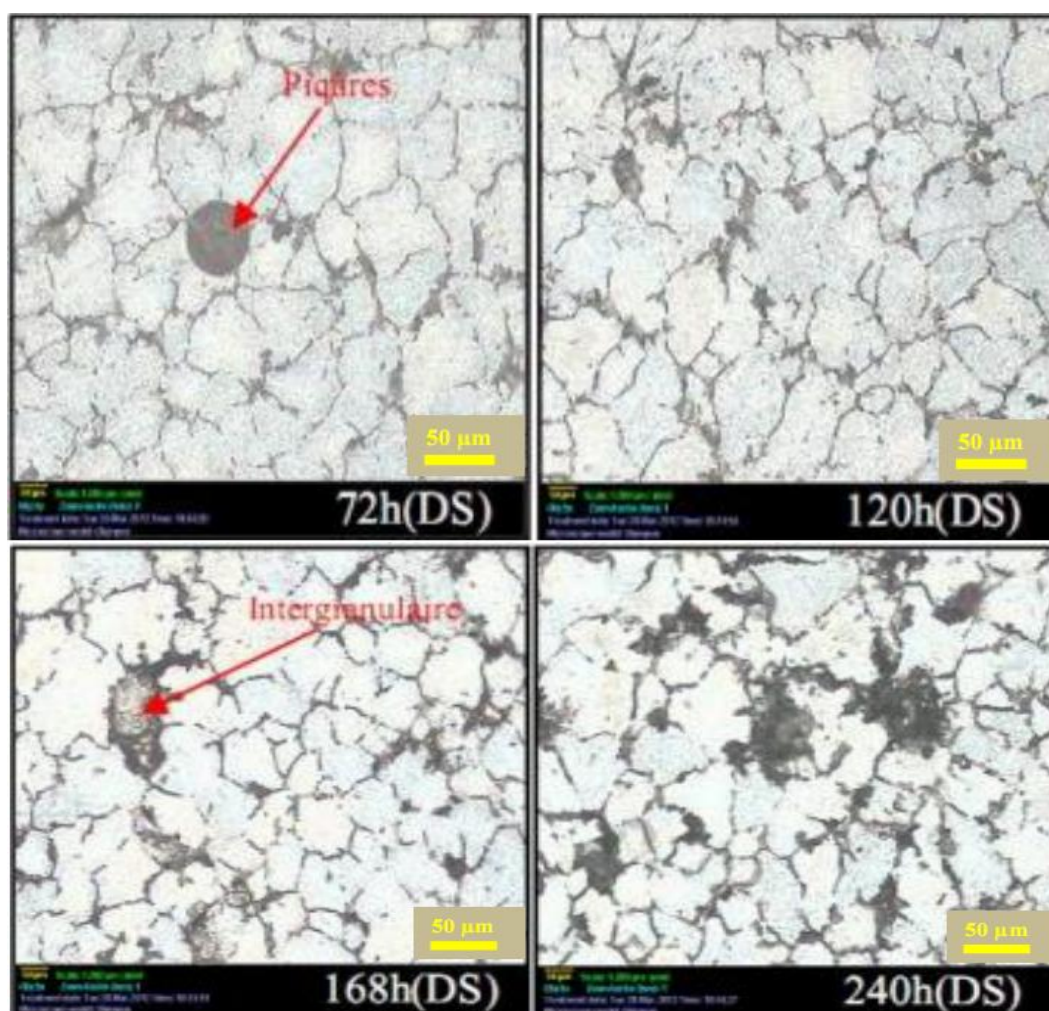


Figure IV.13: microstructure d'échantillon E2 DS après les tests d'immersion à milieu HCl 0.5%

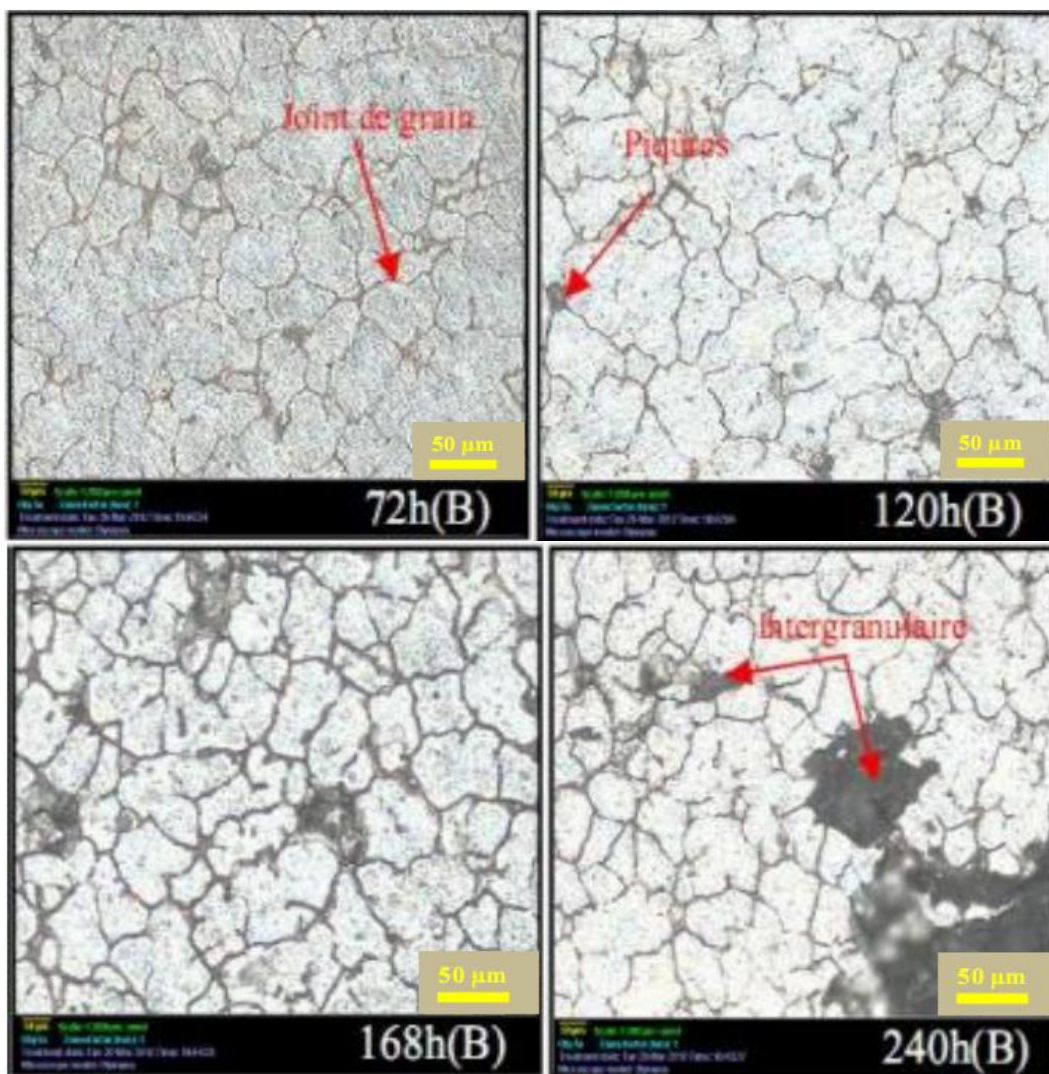
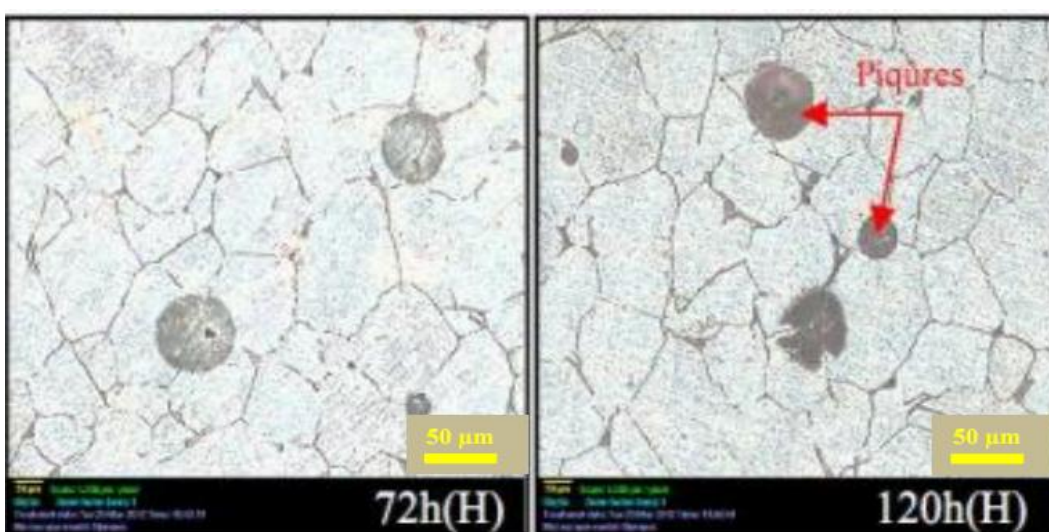


Figure IV.14: microstructure d'échantillon E3B après les tests d'immersion à milieu HCl 0.5%.



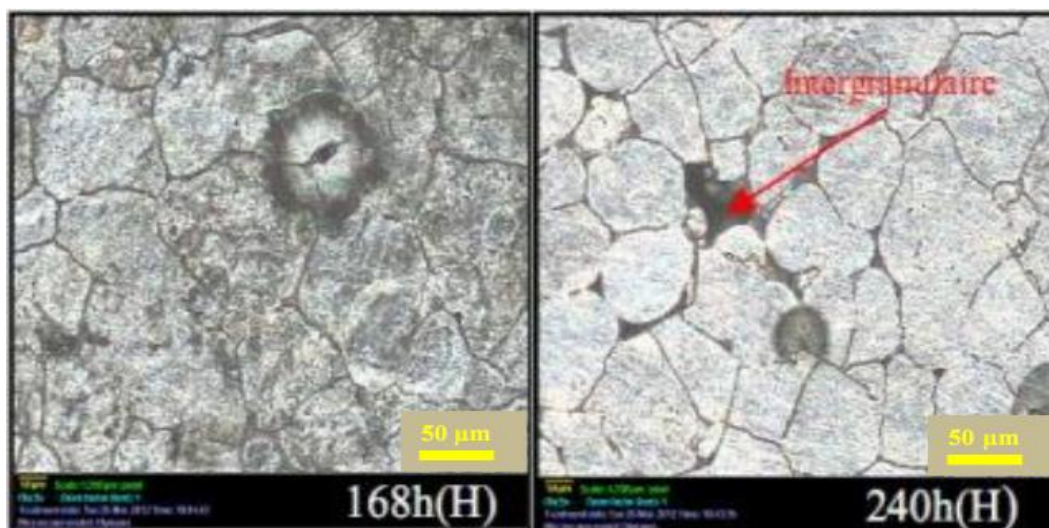


Figure IV.15: microstructure d'échantillon E3 H après les tests d'immersion à milieu HCl 0.5%.

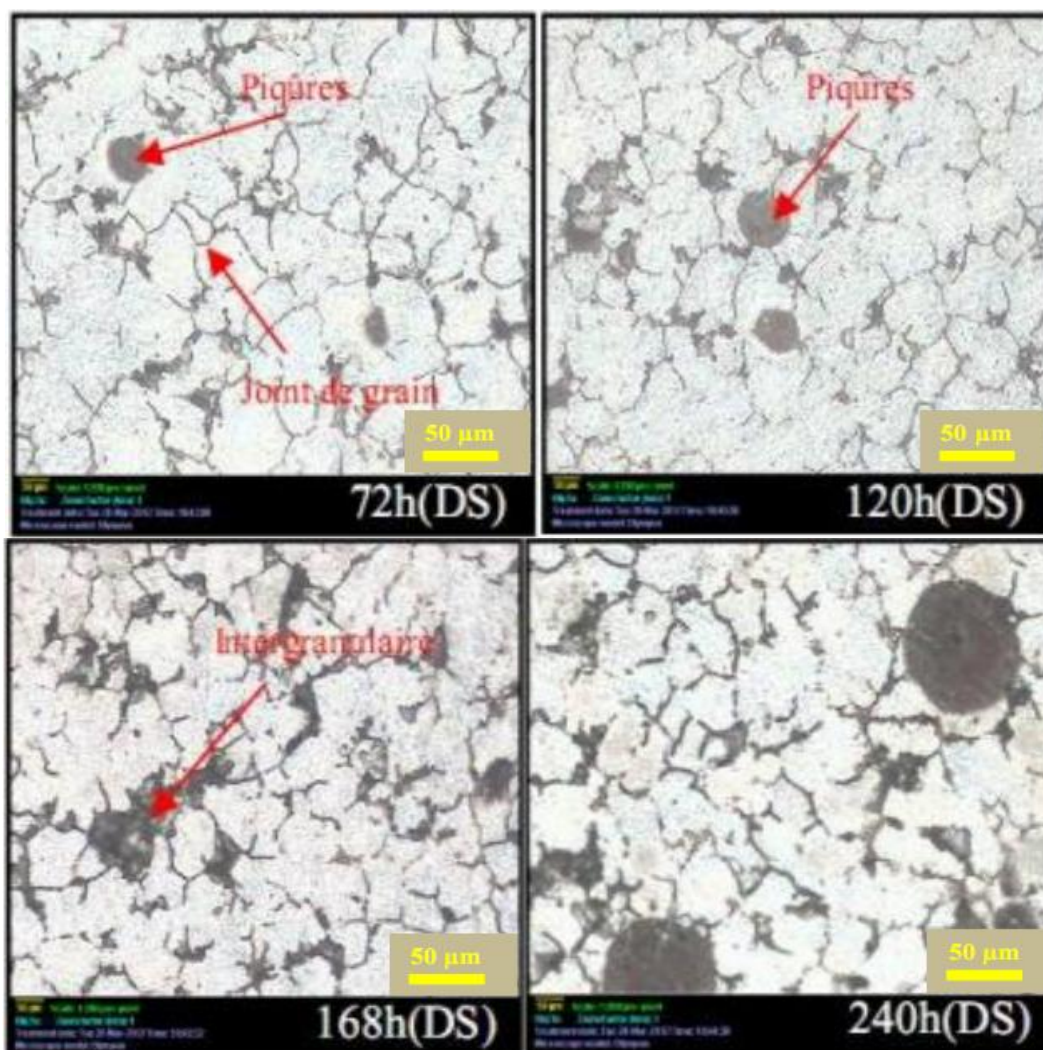


Figure IV.16: microstructure d'échantillon E3 DS après les tests d'immersion à milieu HCl 0.5%.

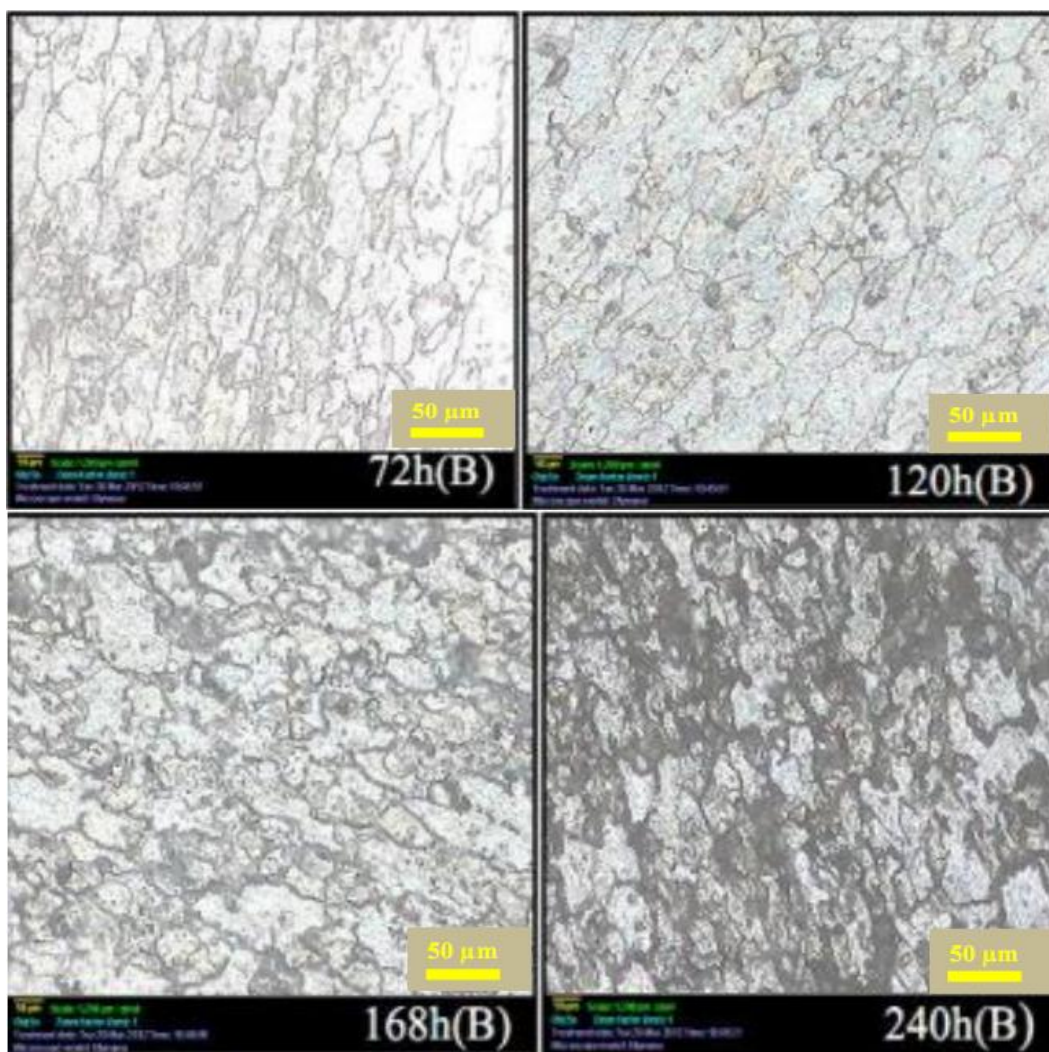
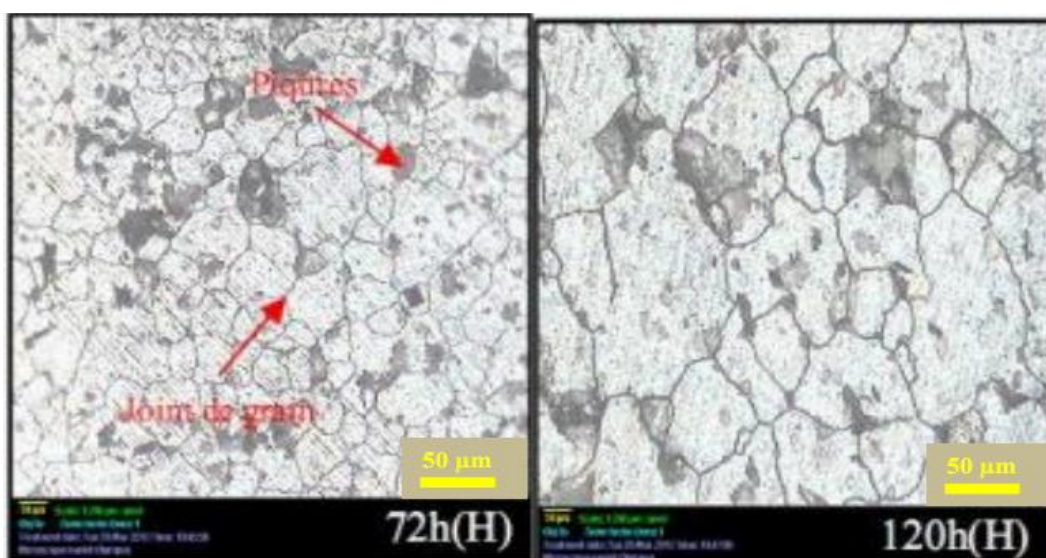


Figure IV.17 : microstructure d'échantillon E1 B après les tests d'immersion à milieu HCl 1.5%.



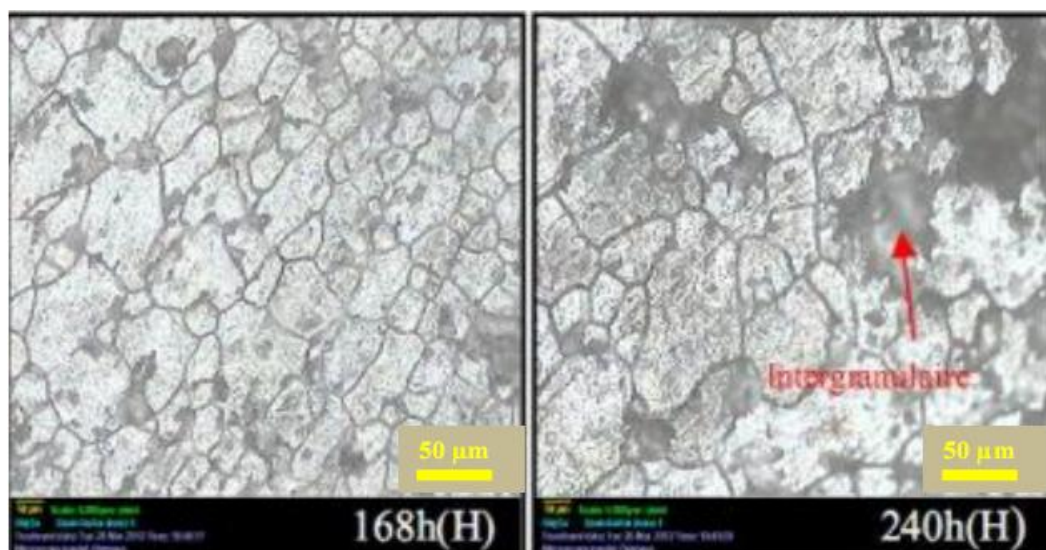


Figure IV.18 : microstructure d'échantillon E1 H après les tests d'immersion à milieu HCl 1.5%.

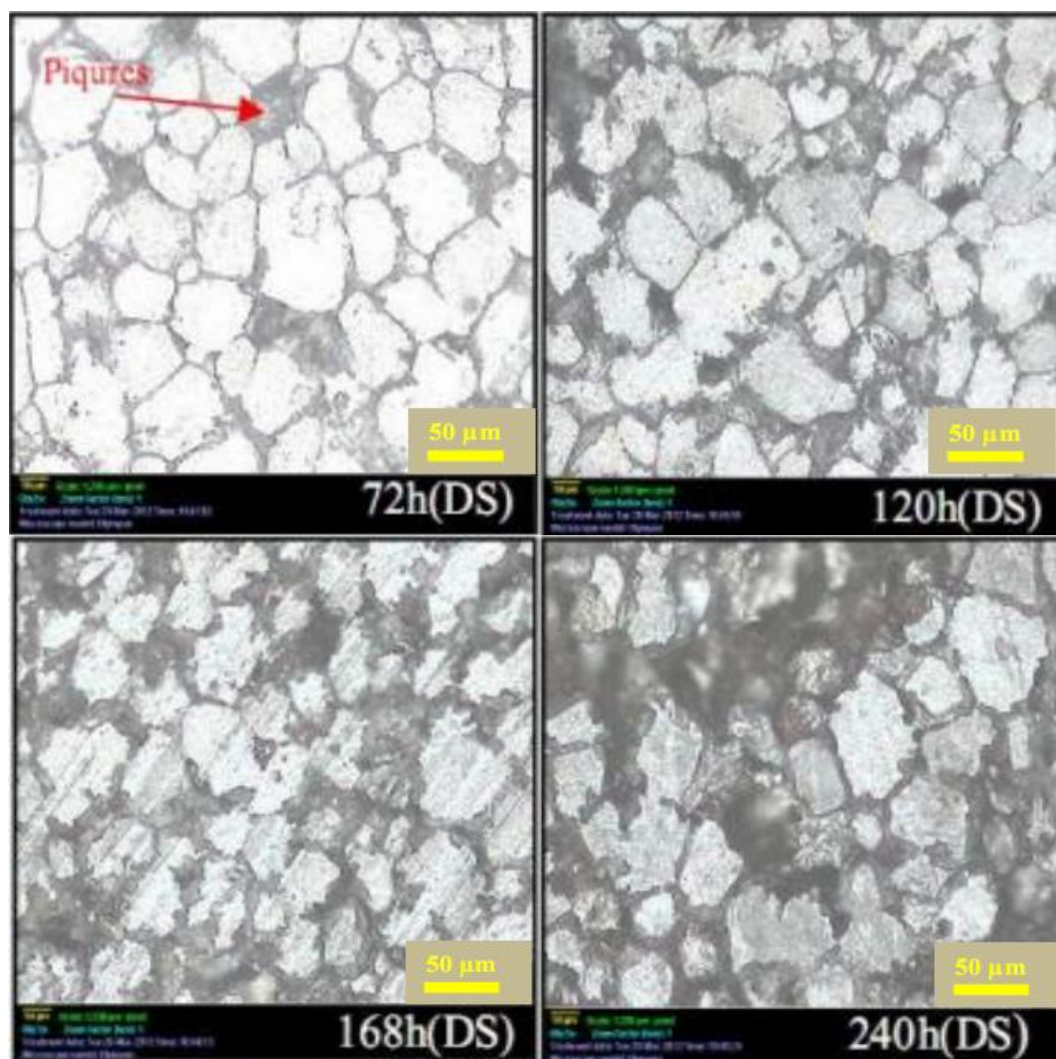


Figure IV.19 : microstructure d'échantillon E1 DS après les tests d'immersion à milieu HCl 1.5%.

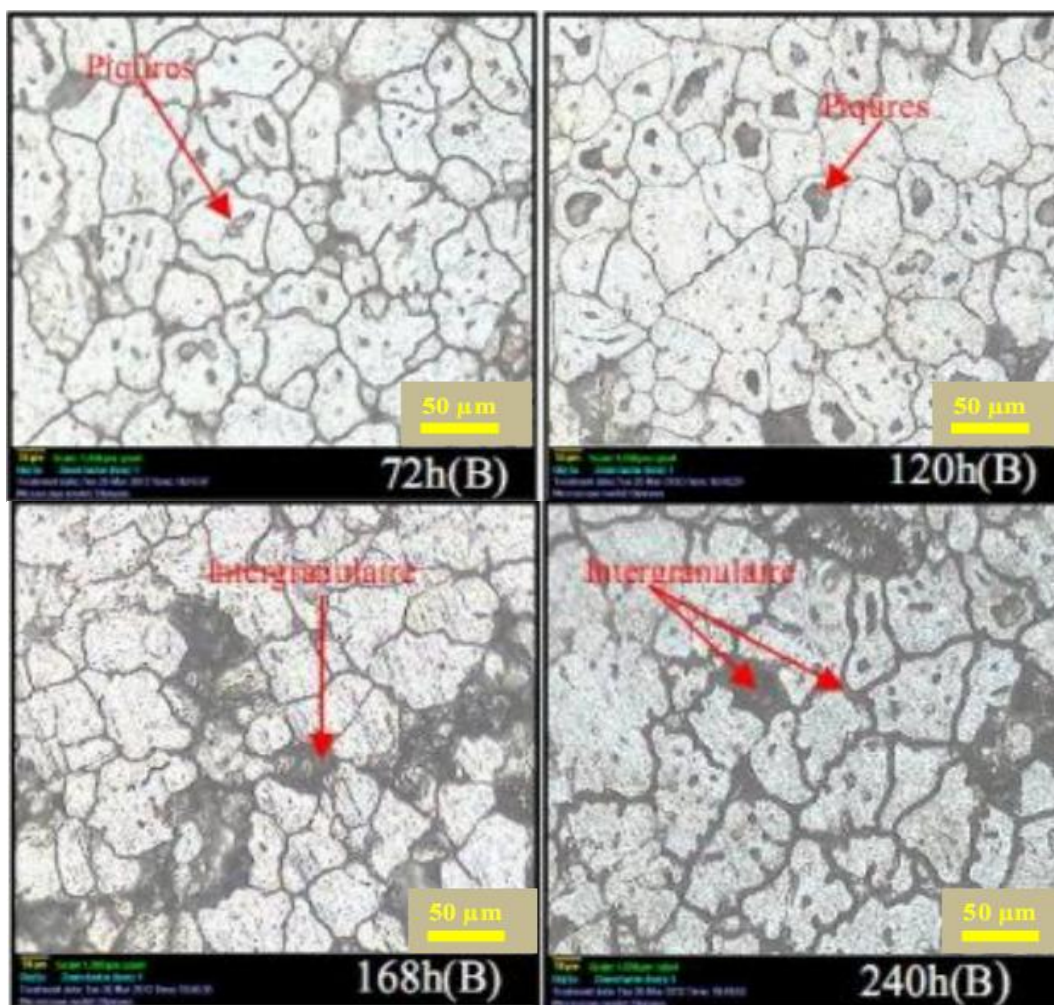
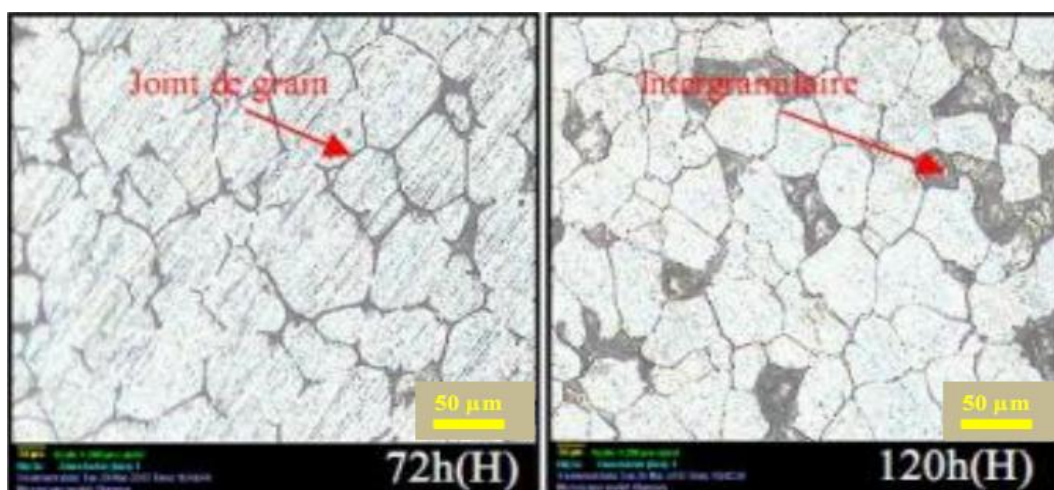


Figure IV.20 : microstructure d'échantillon E2 B après les tests d'immersion à milieu HCl 1.5%.



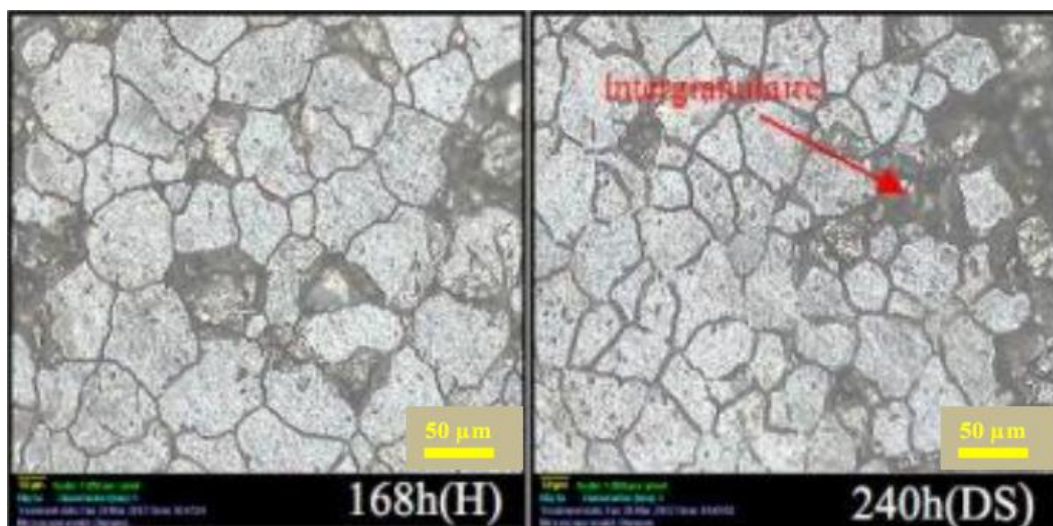


Figure IV.21 : microstructure d'échantillon E2 H après les tests d'immersion à milieu HCl 1.5%.

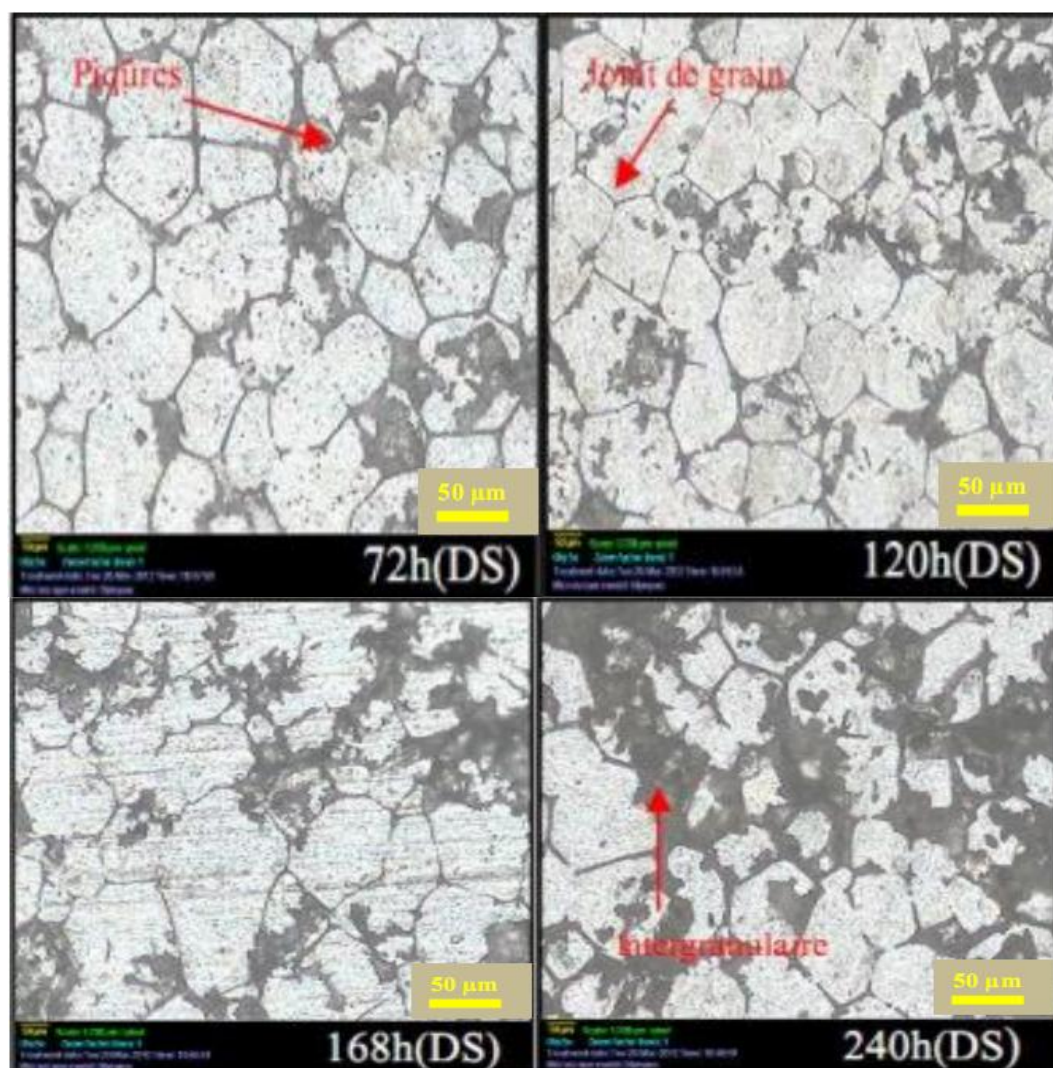


Figure IV.22 : microstructure d'échantillon E2 DS après les tests d'immersion à milieu HCl 1.5%.

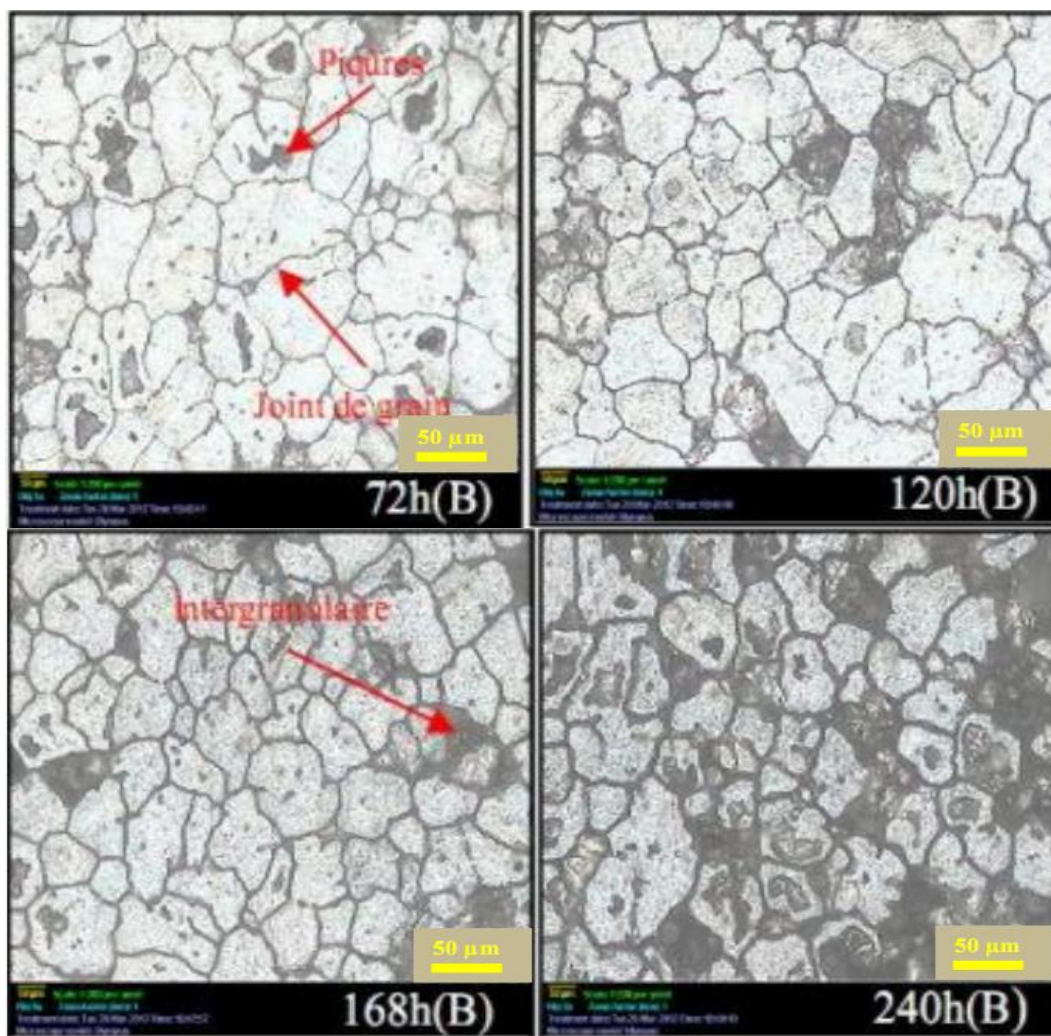
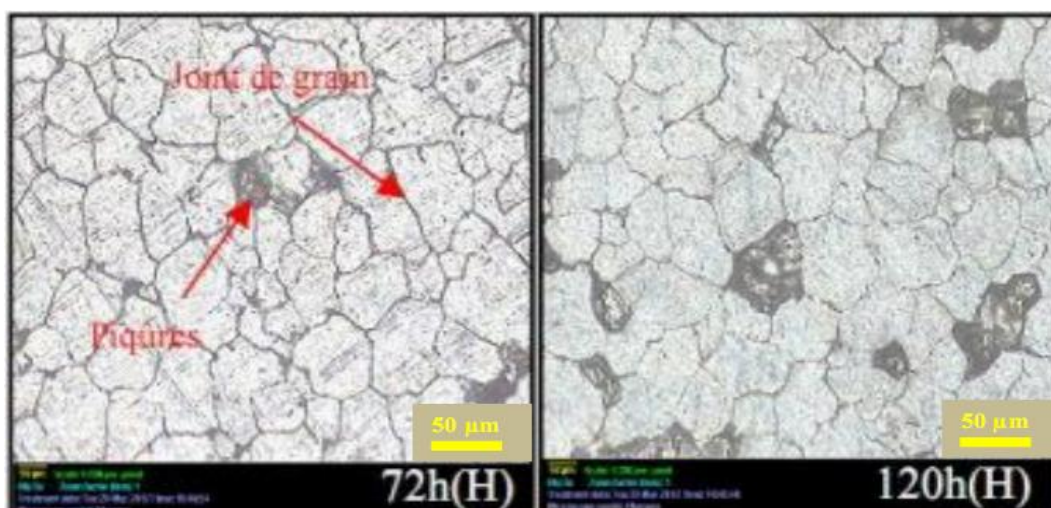


Figure IV.23: microstructure d'échantillon E3 B après les tests d'immersion à milieu HCl 1.5%.



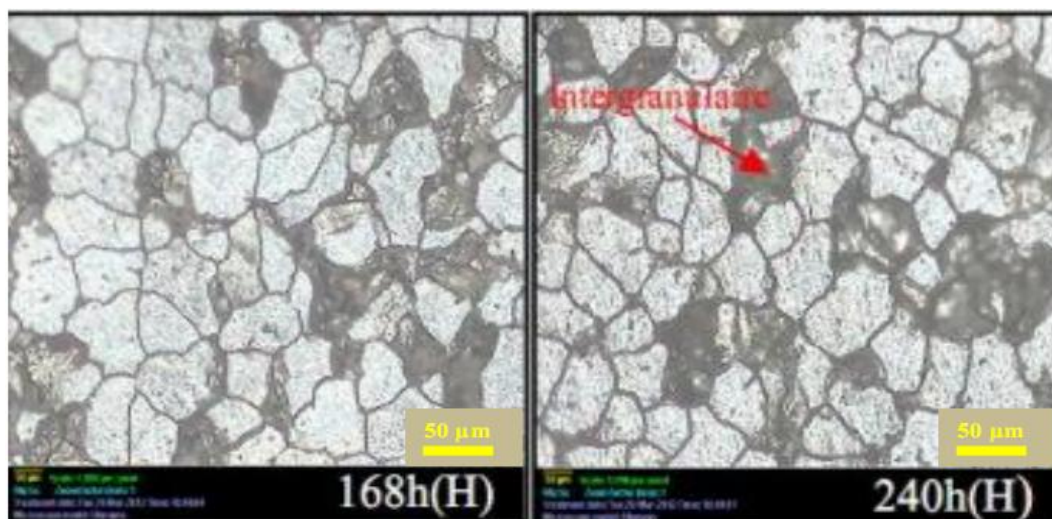


Figure IV.24: microstructure d'échantillon E3 H après les tests d'immersion à milieu HCl 1.5%.

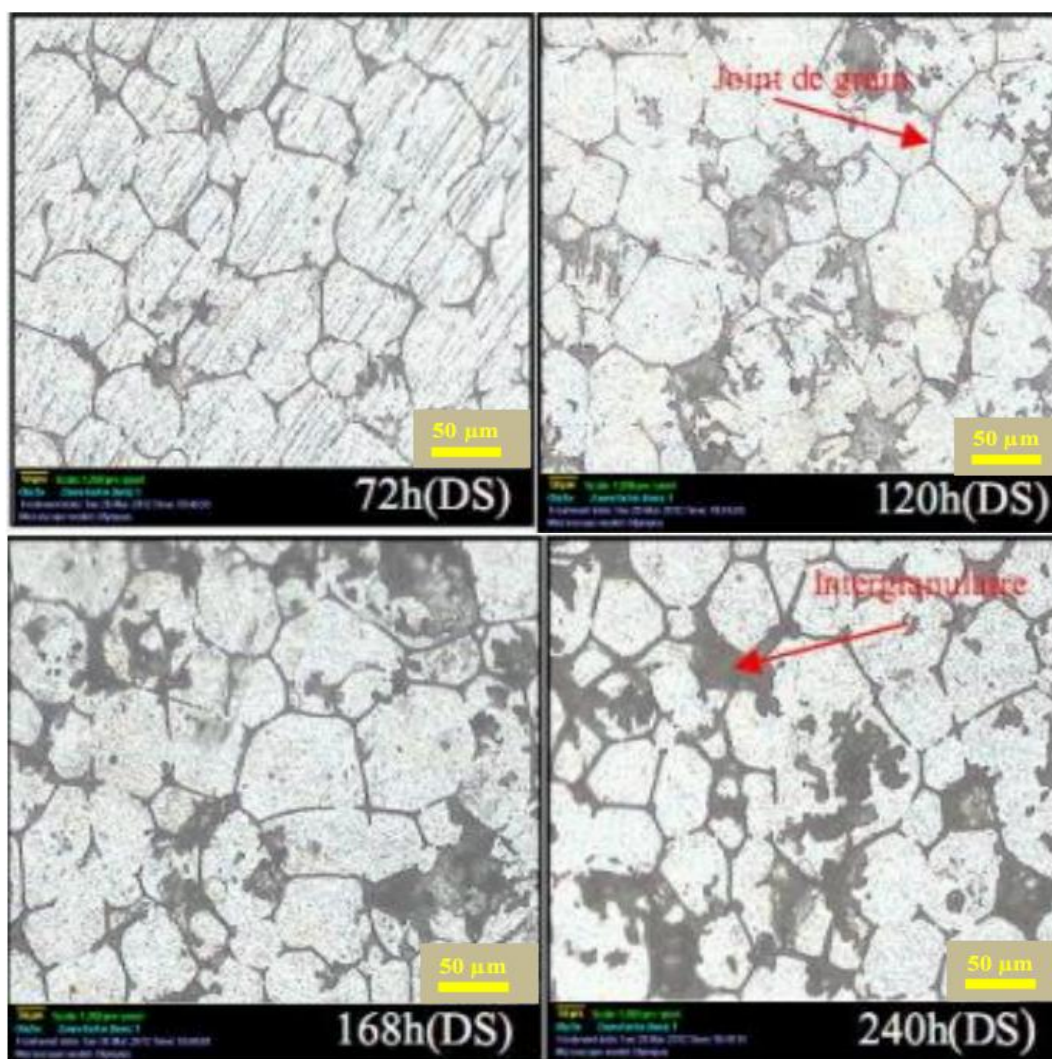


Figure IV.25: microstructure d'échantillon E3 DS après les tests d'immersion à milieu HCl 1.5%.

Après les tests d'immersion on peut remarquer :

L'alliage 2024 est sensible à la corrosion, des observations en microscopie optique mettent en évidence la présence de piqûres et de la corrosion intergranulaire.

Ces phénomènes de couplage entre les particules intermétalliques et la matrice adjacente aux particules peuvent effectivement être à l'origine de l'apparition de corrosion localisée, telle la corrosion par piqûre. En effet, même s'il est vrai que la germination des piqûres peut provenir de l'attaque et de la destruction locale du film passif indépendamment de la présence éventuelle d'inclusions ou de particules, elle peut aussi résulter de la dissolution complète de particules instables mettant ainsi le métal à nu ou être la conséquence d'interactions entre la matrice, certaines particules et la zone adjacente à ces particules appauvrie en éléments d'alliages.

Dans le cas particulier de l'alliage 2024, différentes particules ont été observées :

Des particules intermétalliques grossières contenant pour certaines Al, Cu, Fe, Mn et pour d'autres Al, Cu, Mg qui occupent environ 3,8 % de la surface.

Des dispersoïdes présents aux joints de grains et dans la matrice, riches en Al, Cu et Mn.

Des précipités durcissants du type Al_2CuMg .

Ainsi, la précipitation de ces particules durcissantes riches en cuivre ($\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$) semble conduire à des phénomènes de couplages galvaniques très importants. Lorsque la précipitation des composés intermétalliques se produit préférentiellement dans les joints de grains, elle s'accompagne de la formation d'une zone adjacente aux joints de grains appauvrie en éléments d'alliage et la plupart du temps totalement dépourvue des précipités durcissants. Par exemple, la formation aux joints de grains du composé $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$, au comportement cathodique vis-à-vis de la matrice adjacente, entraîne la dissolution de cette zone appauvrie en cuivre. Ces phénomènes conduisent à une corrosion de type intergranulaire.

Les défauts de corrosion intergranulaire ne correspondent pas à l'évolution d'un même défaut pour différentes durées d'immersion mais à différents défauts observés sur différents échantillons. Ces images ont été retenues car elles sont représentatives de l'ensemble des observations réalisées. On observe clairement que la taille des défauts augmente avec la durée d'immersion. La propagation de la corrosion intergranulaire correspond à une augmentation de la longueur mais également de la largeur des défauts de corrosion.

Nous obtenons en définitif trois phases différentes des gros précipités Al_2Cu aux joints des grains, l'intérieur des grains avec la fine précipitation cohérente et la zone dénudée en précipités aux joints des grains.

La corrosion intergranulaire est directement liée 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.

IV.4. Caractérisation par microscopie électronique et diffraction X :

Les résultats des tests d'immersion ont aussi fait l'objet d'une observation au Microscope Electronique à Balayage (MEB), couplée à des analyses EDAX. Après observation, la structure cristallographique de ces alliages a été réalisée par diffraction des rayons X. Les micrographies relatives à ces différents résultats sont présentées ci-après, en ayant pris soin de choisir les zones les plus affectées.

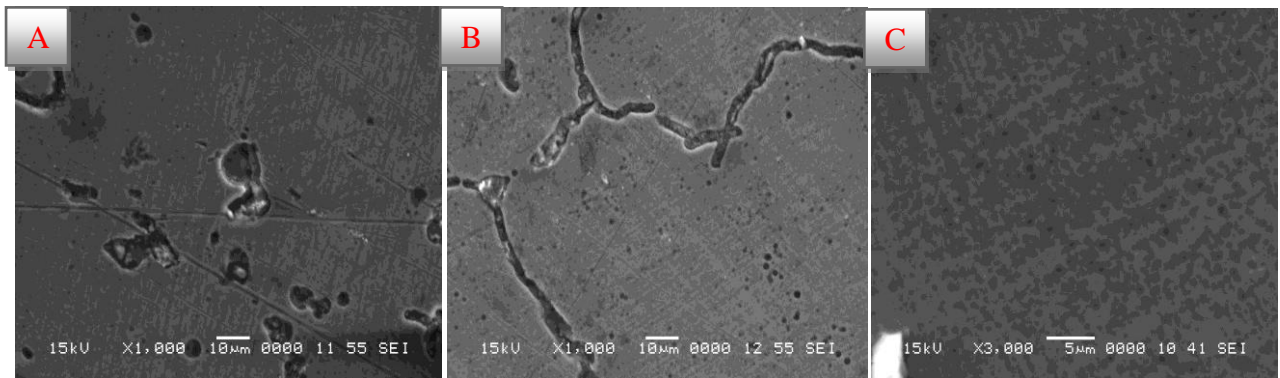


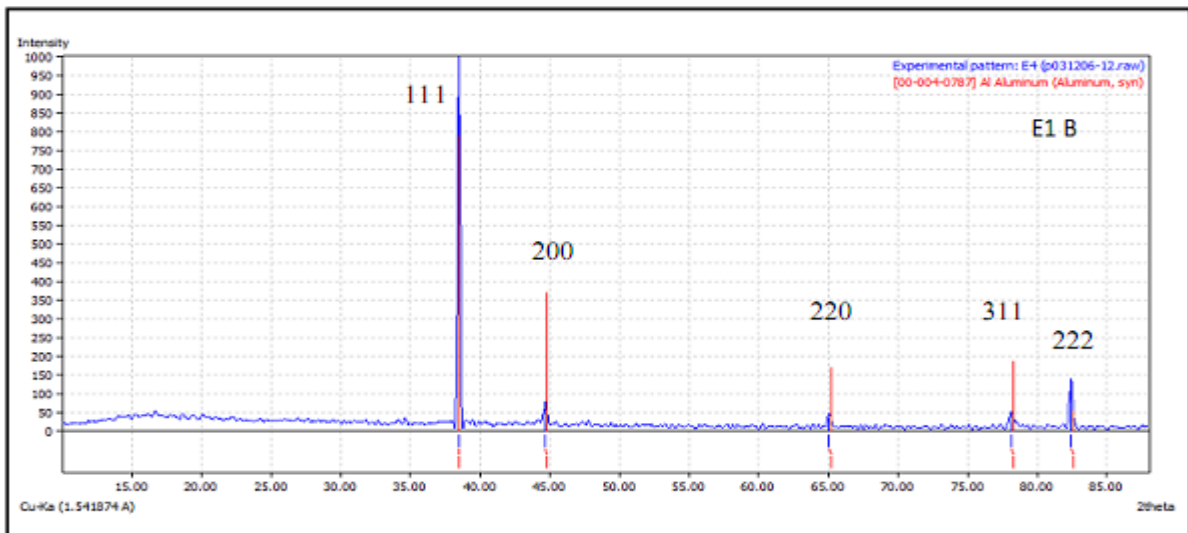
Figure IV.26: micrographie obtenue au MEB après les tests d'immersion en milieu HCl 0.5%. (E1 brut (A), E2 homogénéisé (B), E3 durcissement structural (C)).

La Figure IV.14 présente une micrographie obtenue au MEB de la microstructure dans les trois échantillons. Des analyses par EDAX ont permis d'identifier la composition chimique des différentes phases en présence. Ces phases sont riches en éléments Al, Cu, et Mg, elles peuvent être identifiées comme étant la phase σ (Al_2CuMg).

La diffraction des rayons X (DRX) est le moyen le plus adapté pour mettre en évidence les phases présentes dans les matériaux; elle est très sensible à toute perturbation de la périodicité du réseau cristallin.

Les diagrammes de diffraction des rayons X des alliages étudiés à l'état brut sont représentés dans la figure IV.15 (a). Les pics présents correspondent à la structure C.F.C. de la matrice α -aluminium. L'intensité reportée est une intensité relative. Les résultats obtenus par DRX des échantillons à l'état brut montrent que le pic le plus intense c'est le pic (111) de l'aluminium.

Les spectres de diffraction X, obtenus à partir d'échantillon E3 durcissement structural sont représenté dans la figure IV.15 (b). Ils apparaissent presque identiques à ceux obtenus dans le cas des échantillons à l'état brut, mais il y'a apparition d'autres réflexions de la structure c.f.c. de la matrice α -aluminium, et la figure IV.15 (c) pour l'échantillon homogénéisé les pics présente les phases Al et Al_2Cu , Al_2CuMg .



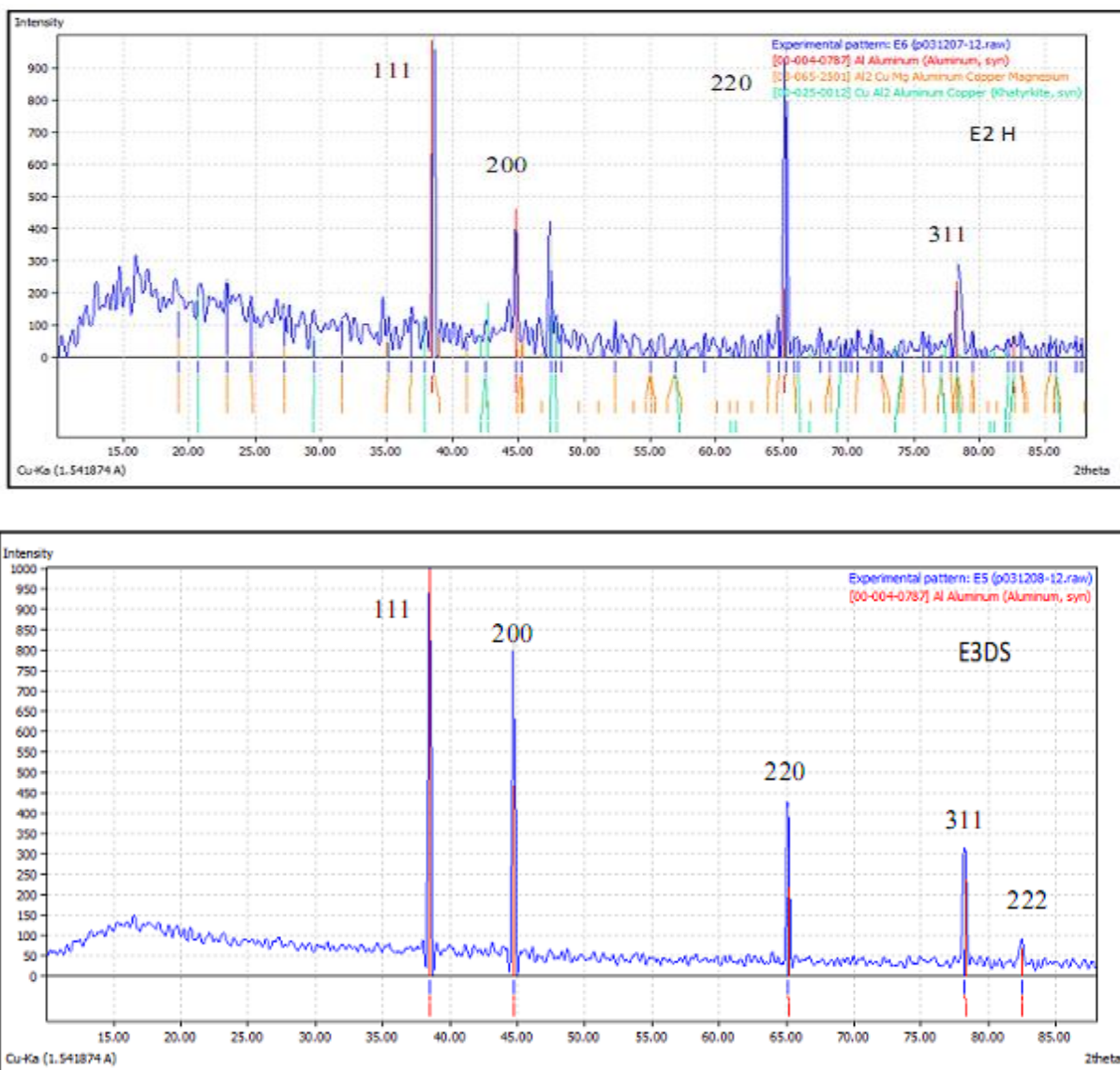


Figure IV.27: spectres de diffraction des rayons X dans les échantillons :(a) E1 brut, (b) E2 homogénéise, (c) E3 durcissement structural.

IV.5. Taux de corrosion :

On calcule avec logiciel de traitement d'image « Image J » le taux de corrosion pour chaque échantillon. Les résultats obtenus sont indiqués dans les figures suivantes.

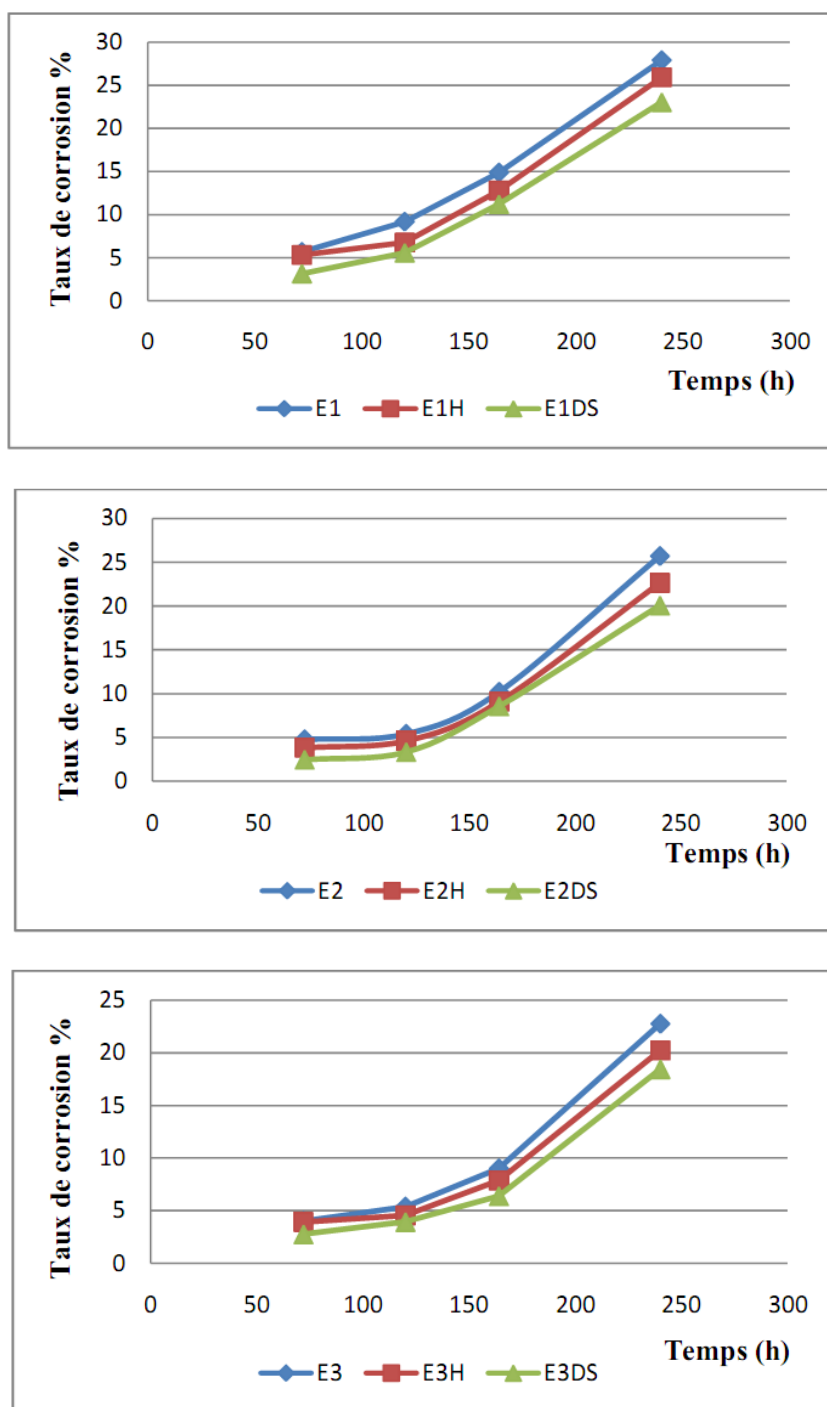


Figure IV.28: Evolution du taux de corrosion dans les trois échantillons en fonction du temps d'immersion à milieu HCl 0.5%.

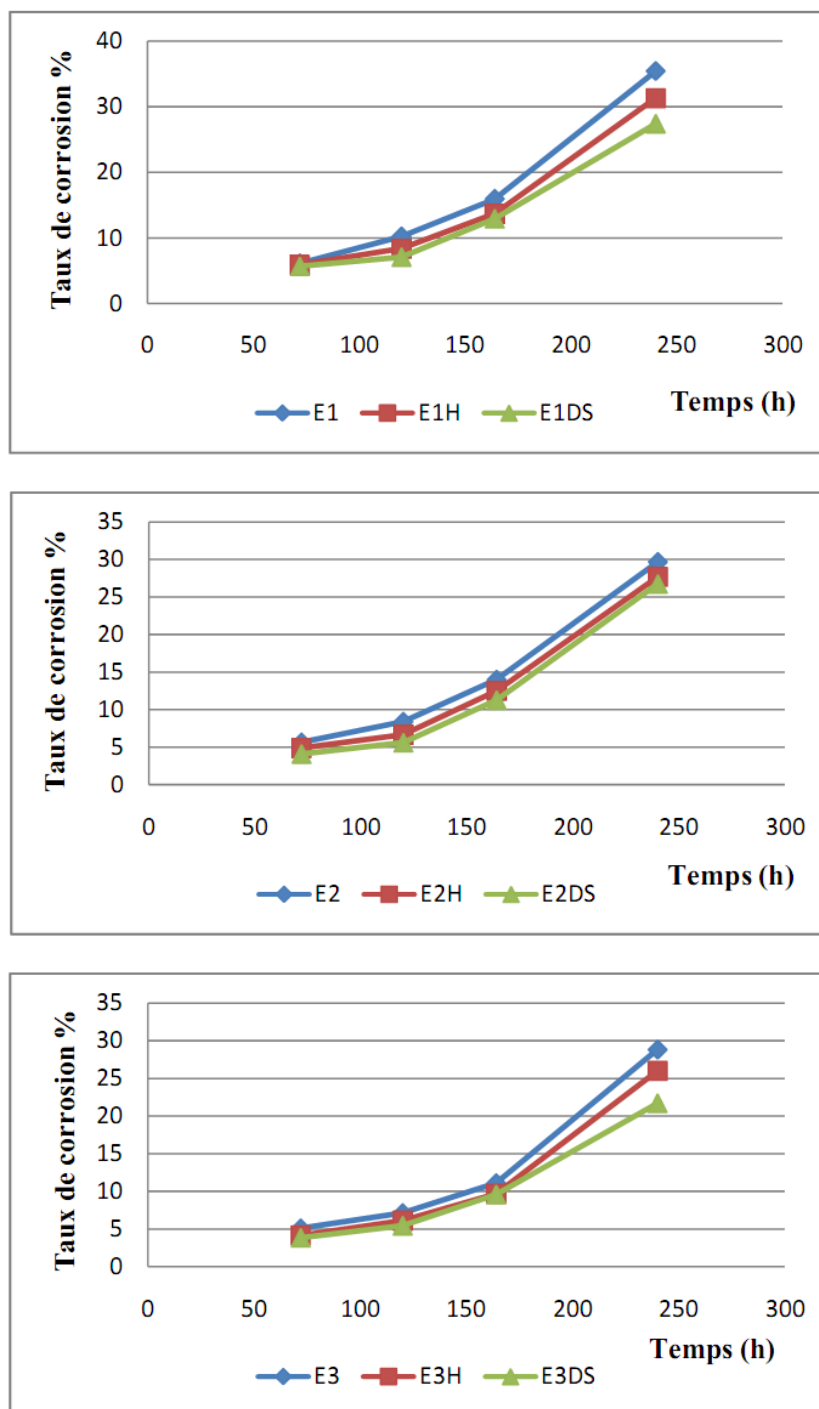


Figure IV.29 : Evolution du taux de corrosion dans les trois échantillons en fonction du temps d'immersion à milieu HCl1.5%.

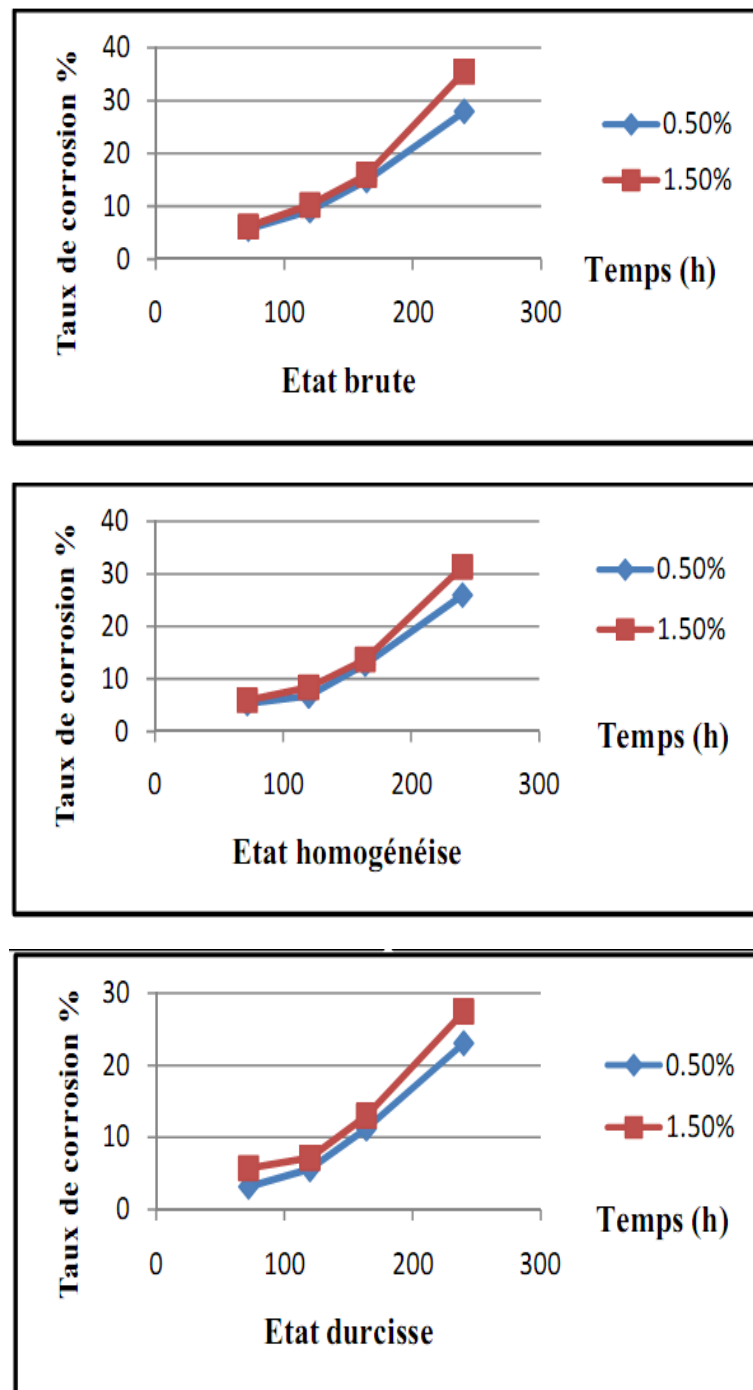


Figure IV.30: Evolution du taux de corrosion dans l'échantillon (E1) en fonction du temps d'immersion.

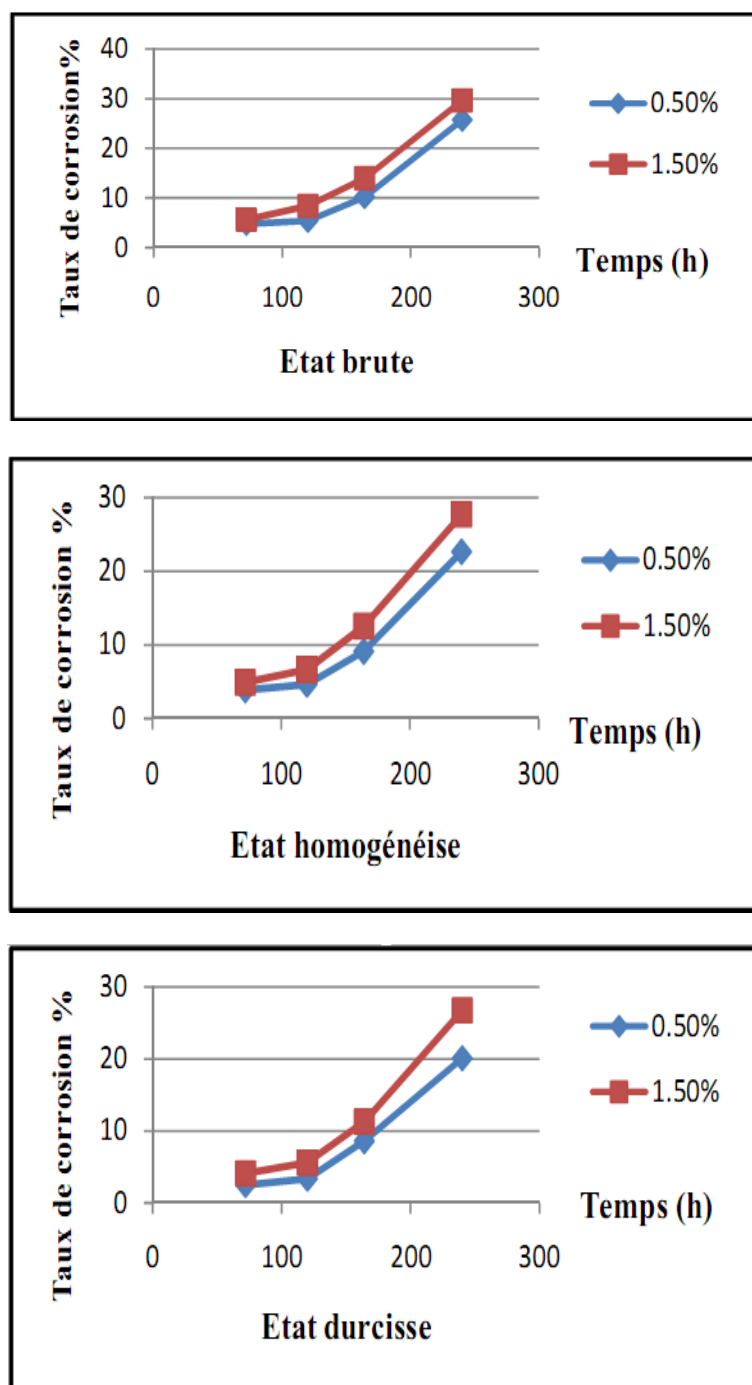


Figure IV.31 : Evolution du taux de corrosion dans l'échantillon (E2) en fonction du temps d'immersion.

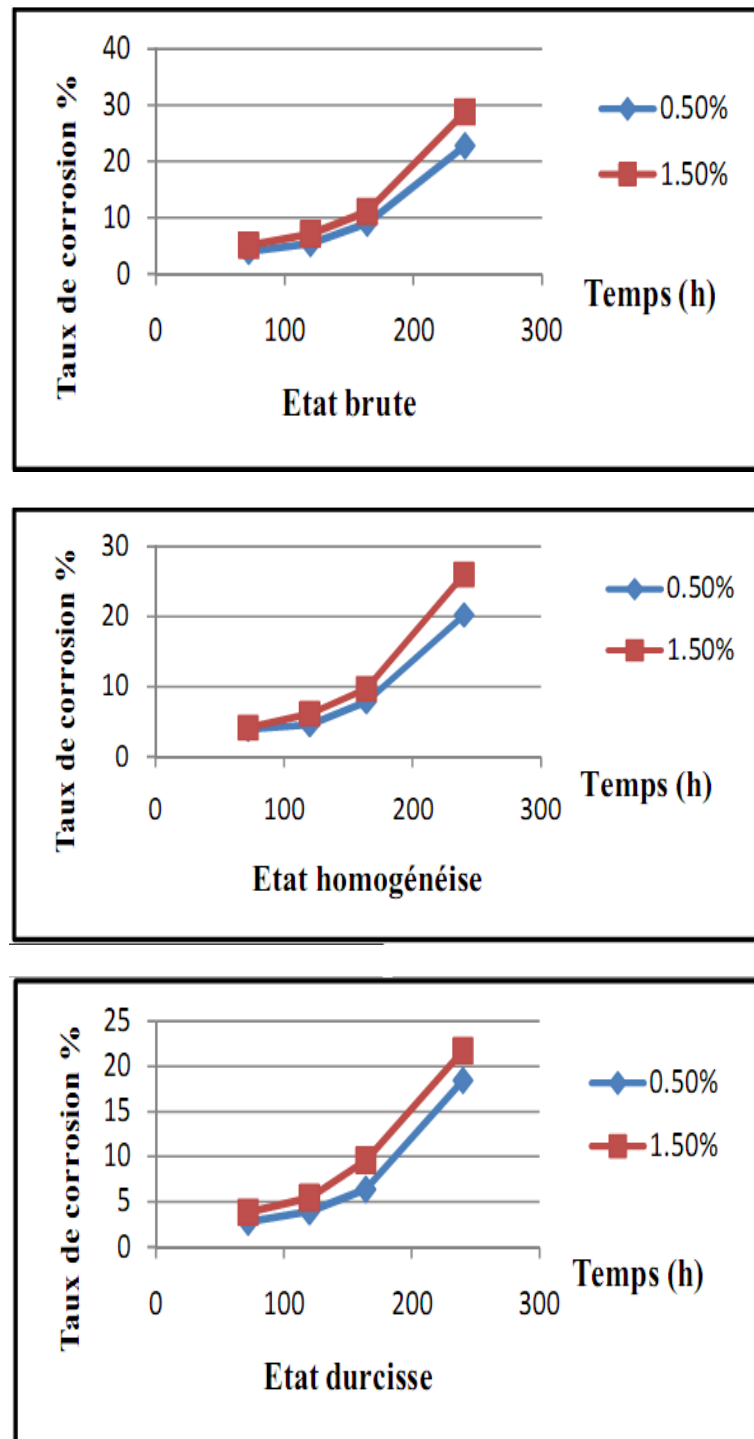


Figure IV.32 : Evolution du taux de corrosion dans l'échantillon (E3) en fonction du temps d'immersion.

On peut remarquer que le taux de corrosion augmente avec le temps d'immersion pour les deux milieux. Aussi, le taux de corrosion pour les échantillons immergés dans la solution HCl 1.5% est plus important que celui dans la solution HCl 0.5% à tout temps.

La nature chimique du milieu agressif est l'un des paramètres qui déterminent la sensibilité à la corrosion intergranulaire et par piqûres de l'alliage 2024 T3. Autrement dit, les milieux agressifs qui sont utilisés contiennent tous des ions chlorures. Il a été établi depuis longtemps que l'ion chlorure possède un fort pouvoir de pénétration dans le film d'oxyde compte tenu de sa petite taille et de sa mobilité.

Le taux de corrosion de l'échantillon brut est très important par rapport aux autres à cause de plusieurs facteurs tels que les défauts de fonderie ou de l'hétérogénéité de la concentration en éléments d'alliage ou des porosités, et pour état homogénéisé les échantillons ont subi les processus suivants :

- Élimination des hétérogénéités de la concentration en éléments d'alliage.
- Diminution des nombres des défauts est donc amélioration des propriétés mécanique du matériau d'où diminution du taux de corrosion.
- L'alliage a des précipités grossiers.

Dans le cas du durcissement structural, le taux de corrosion est un peu important par rapport au matériau homogénéisé à cause des précipités fins du matériau durci.

IV.6. Perte de masse :

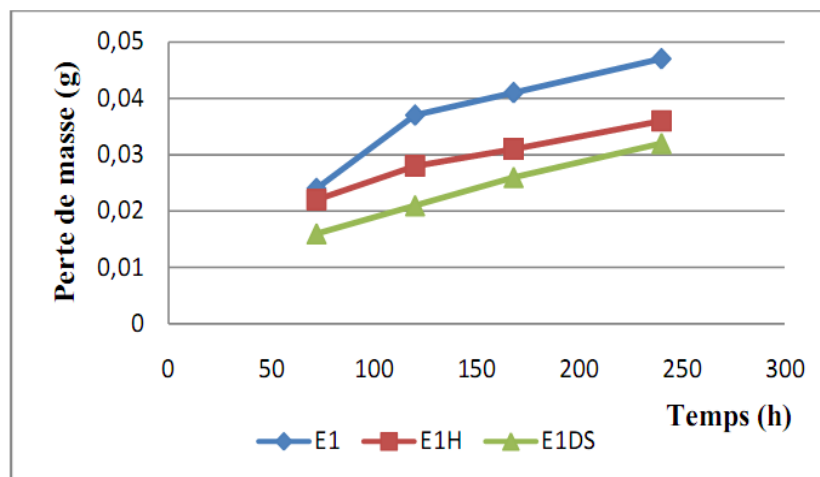
Les essais de perte de masse consistent à immerger des échantillons dans deux milieux acides HCl, l'un a une concentration de 0.5% et l'autre à 1.5% et à calculer sa perte de masse suite à cette exposition dans le milieu agressif considéré. Les échantillons ont été immergés pendant 72, 120, 168 et 240 heures puis pesés sans les produits de corrosion.

Pour tous les échantillons, la surface exposée au milieu agressif est la même. Avant immersion, les échantillons ont été polis au papier SiC jusqu'au grade 2000. Les mesures sont reportées dans le tableau IV.1.

HCl 0,5%	72 h	120 h	168 h	240 h	HCl 1,5%	72 h	120 h	168 h	240 h
E1	0.024g	0.037g	0.041g	0.047g	E1	0.038g	0.06g	0.071g	0.094g
E1H	0.022g	0.028g	0.031g	0.036g	E1H	0.036g	0.044g	0.045g	0.075g
E1DS	0.016g	0.021g	0.026g	0.032g	E1DS	0.024g	0.026g	0.031g	0.07g
E2	0.02g	0.026g	0.03g	0.04g	E2	0.031g	0.042g	0.065g	0.083g
E2H	0.018g	0.023g	0.028g	0.035g	E2H	0.024g	0.033g	0.044g	0.068g
E2DS	0.015g	0.02g	0.025g	0.031g	E2DS	0.022g	0.023g	0.035g	0.063g
E3	0.017g	0.02g	0.022g	0.029g	E3	0.028g	0.04g	0.061g	0.079g
E3H	0.014g	0.019g	0.021g	0.027g	E3H	0.023g	0.031g	0.042g	0.065g
E3DS	0.012g	0.014g	0.019g	0.026g	E3DS	0.021g	0.023g	0.032g	0.061g

Tableau IV.1: tableau récapitulatif des pertes de masses après essais d'immersion dans deux milieux HCl 0.5% et 1.5%.

Les valeurs présentées dans le tableau ont permis de tracer les courbes présentées dans la figure IV.21 pour la solution HCl 0.5% et dans la figure IV.22 pour la solution HCl 1.5%.



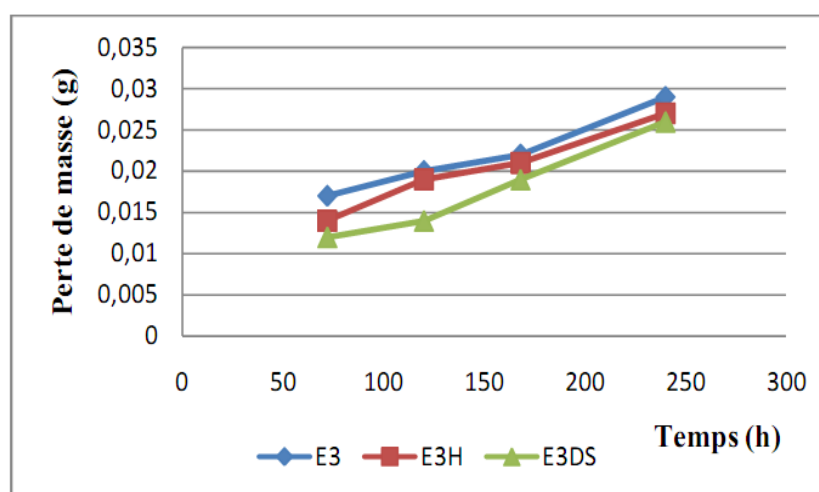
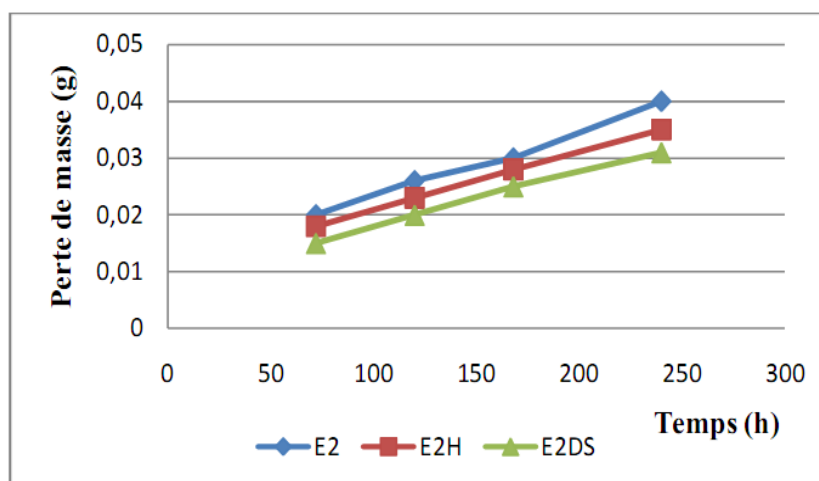
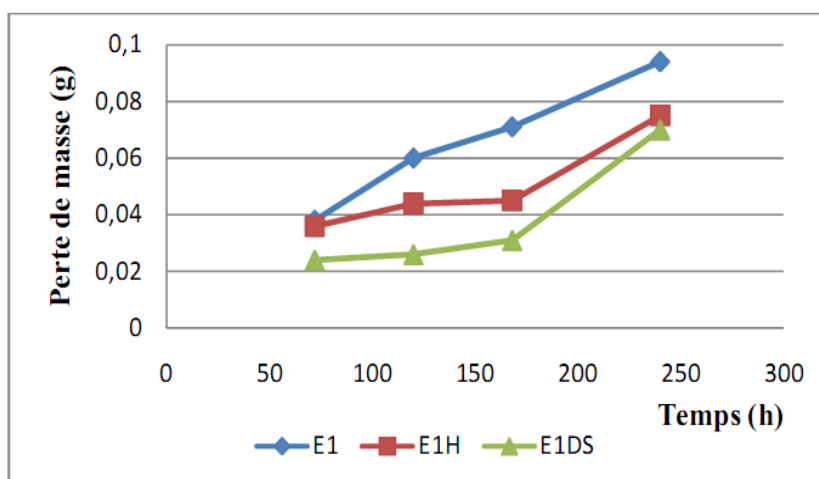


Figure IV.33 : Evolution de la perte de masse dans les trois échantillons en fonction du temps d'immersion dans le milieu HCl 0.5%.



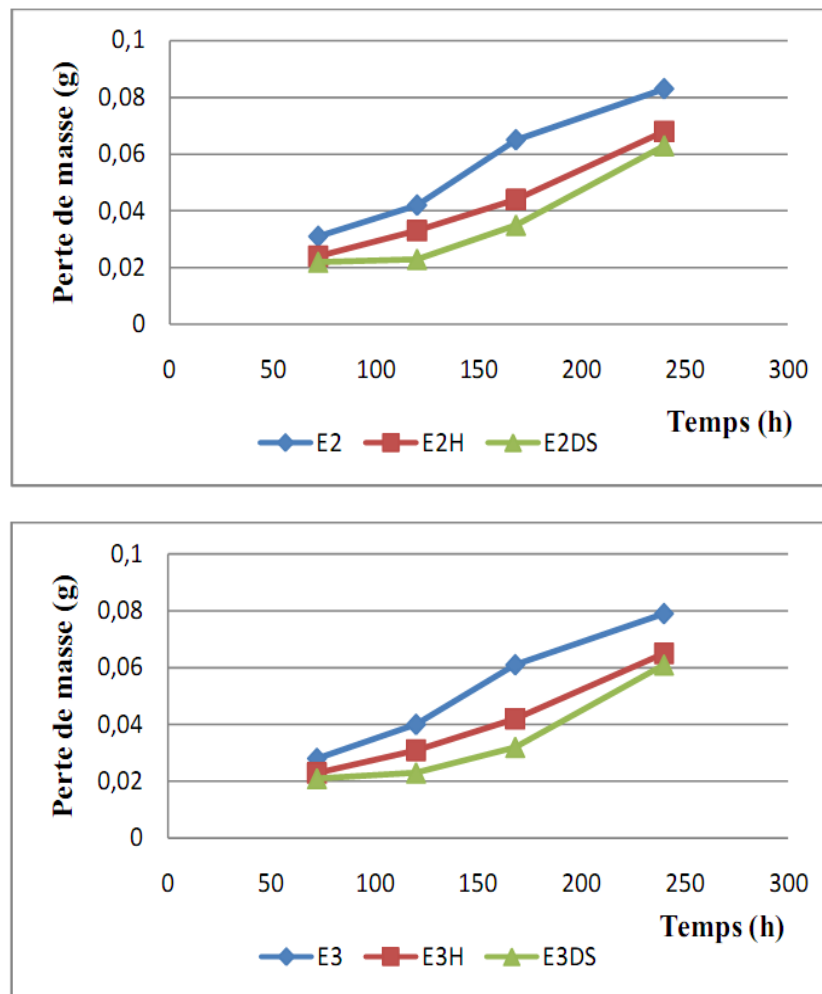


Figure IV.34 : Evolution de la perte de masse dans les trois échantillons en fonction du temps d'immersion dans le milieu HCl 1.5%.

On remarque que la perte de masse avec la concentration des 2 milieux est significative et varie en fonction du type d'échantillon considéré. On a constaté une généralisation de la corrosion avec l'augmentation de la concentration en ions chlorures.

Pour conclure, l'ensemble des résultats montrent que, pour une concentration en HCl donnée, la profondeur moyenne corrodée ainsi que la densité de défauts de corrosion intergranulaire augmentent lorsque le temps d'immersion augmente.

Par ailleurs, les résultats obtenus semblent mettre en évidence une diminution du nombre de sites corrodés lorsque la concentration en HCl augmente. L'augmentation de la concentration en ions chlorures se traduit aussi par une augmentation de la profondeur moyenne des défauts pour un temps d'immersion donné même si la réduction du nombre de sites d'attaque induit des imprécisions sur la détermination des longueurs.

Conclusion générale :

La littérature est riche en travaux décrivant, d'une part la microstructure des alliages Al-Cu, et d'autre part leur comportement en corrosion. De nombreuses études ont été menées pour caractériser et expliquer la sensibilité de l'alliage 2024 à la corrosion intergranulaire plus ou moins profonde suivant les conditions de maintien dans le milieu réactif. Il semble toutefois que l'effet chimique soit plus important que l'effet de structure.

Ce travail avait pour but d'étudier le comportement d'alliage d'aluminium dans un milieu acide. Pour cet effet, nous avons testé différents alliages à base d'aluminium dans un milieu acide HCl à deux concentrations différentes : 0.5% et 1.5%. L'influence du traitement d'homogénéisation et de durcissement structural est également étudiée, les résultats obtenus montrent que :

- ✓ **l'effet des traitements thermiques sur les trois échantillons d'alliages d'aluminium :**
 1. On peut remarquer que les valeurs de la microdureté augmentent après le traitement d'homogénéisation pour tous les échantillons ;
 2. On voit aussi que les valeurs de la microdureté augmentent après le traitement de durcissement structural pour les échantillons homogénéisés ;
 3. On voit clairement que la microdureté augmente avec l'augmentation des éléments d'additions.

- ✓ **Le taux de corrosion** de l'échantillon brut est plus important par rapport aux autres à cause de plusieurs facteurs tels que les défauts de fonderie ou de l'hétérogénéité de la concentration en éléments d'alliage ou de porosités. Dans le cas du durcissement structural, le taux de corrosion est moins important par rapport au matériau homogénéisé à cause des précipités fins du matériau durci.

- ✓ **Les essais d'immersions :** Les temps d'immersion longs ont montré que la cinétique de propagation de la corrosion localisée pouvant se décrire en considérant deux étapes :
 1. une période de propagation lente pendant les 120 premières heures d'immersion ;
 2. une période de propagation rapide ensuite.

Références Bibliographiques

[1]: <http://joho.monsite.orange.fr/> l'aluminium et ses alliages prof. 2006.

[2]: **C. VARGEL**

Le comportement de l'aluminium et de ses alliages. Dunod technique, Paris 1979

[3]: **C. VERGEL**

Corrosion de l'aluminium. Dunod, Paris 1999.

[4]: **J. IDRAC**

Comportement électrochimique d'alliages modèles binaires aluminium-cuivre. Thèse doctorat, Institut National Polytechnique Toulouse, France 2005.

[5]: **CAHIER IBS**

Classification des alliages d'aluminium, vue Métallurgie 49-Spécial soudage, Avril 2003.

[6]: **R. DEVELAY**

Traitements thermiques des alliages d'aluminium. Technique de l'ingénieur, M 1290 (2000).

[7]: **C. AUGUSTIN**

Prévision des cinétiques de propagation des défauts de corrosion affectant les structures en alliage d'aluminium 2024. Thèse doctorat, Institut National Polytechnique Toulouse, France 2008.

[8]: **G. BOISIER**

Nouvelles voies d'inhibition de la corrosion de l'alliage d'aluminium 2024 plus respectueuses de l'environnement : applications aux couches d'anodisations colmatées. Thèse doctorat, Institut National Polytechnique Toulouse, France 2008.

[9]: **S. OUALLAM**

Etude du soudage TIG et laser Nd-YAG de l'alliage d'aluminium 2024 T3. Mémoire de Magister, Ecole Nationale Polytechnique, Alger 2009

[10]: **V. CASTELHANO.**

Études des différentes techniques induisant le durcissement des alliages d'aluminium les plus courants, en particulier évolution des microstructures et des propriétés mécaniques. Conservatoire national des arts et des métiers, Paris, France. (2001).

[11]: **M.F. ASHBY, H. JONES**

Matériaux 2. Microstructure et mise en œuvre. Dunod 1997.

[12]: P. BOURDET.

Développement d'une méthode de simulation du comportement en fatigue de pièces minces en alliage d'aluminium soumises à de la corrosion par piqûres. L'Institut National des Sciences Appliquées de Toulouse, (2007).

[13]: E. TRIKI.

Phénomènes de la corrosion, première école maghrébine de corrosion, Hammamet, (1990).

[14]: M. POURBAIX.

Atlas des équilibres électrochimiques. Gauthier-Villars et Cie Ed, 1963.

[15]: L. LACROIX.

Mécanismes de corrosion localisée de l'alliage d'aluminium 2024 apport de la microscopie à force atomique (afm) couplée au mode kelvin (kfm) et des alliages modèles. Thèse doctorat, l'Institut National Polytechnique de Toulouse, (2008).

[16]: H. DUNLOP ET M. BENMALEK.

Role and characterization of surfaces in the aluminium industry. 9^{ème} Entretien du Centre Jacques Cartier, Ecole Polytechnique de Montréal, 1996.

[17]: K. SORAY.

Elaboration et étude de la corrosion des alliages Al-Zn et Al-Zn-Sn dans une solution à 3% en poids de NaCl. Thèse Magistère. Université Mouloud Mammeri de Tizi Ouzou.

[18]: D. LANDOLT.

Corrosion et chimie de surface des matériaux, traité des matériaux 12, Edition Presses Polytechniques et universitaires Romandes, 1993.

[19]: K. ROUIBAH.

Mémoire de magistère Contribution à l'étude du comportement électrochimique du couple galvanique acier au carbone/anodes de zinc dans l'eau de mer naturelle, 2003.

[20]: J. FRIEDEL.

Crystallographica « les dislocations » Volume 10, Part 7 (July 1957).

[21]: M. REBOUL et R. DEVELAY.

Corrosion des alliages d'aluminium. Techniques de l'Ingénieur. COR325, (2005).

[22]: E.L.DIN-STIRBU.

Comportement à la corrosion des alliages d'aluminium utilisés dans l'industrie automobile pour la fabrication de radiateur de chauffage. Thèse doctorat. Université de Pitesti de Institut National des Sciences Appliquées, Lyon –France, (2005).

[23]: M. R. BAYOUMI.

The mechanics and mechanisms of fracture in stress corrosion cracking of aluminum alloys. Engineering Fracture Mechanics, 1996.

[24]: S. AMAMI.

La Corrosion électrochimique. Science des matériaux, 2005.

[25]: R. MEHIBEL.

Étude de l'efficacité inhibitrice de quelques nouveaux inhibiteurs, dits non polluants, sur la corrosion de deux types d'alliages d'aluminium. Thèse Magistère. Université de Skikda, 2008.