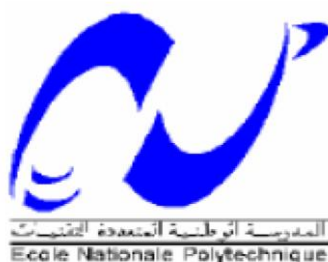


REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA

RECHERCHE SCIENTIFIQUE

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE



Département de Métallurgie

PROJET DE FIN D'ETUDE

En vue de l'obtention du

Diplôme d'Ingénieur d'Etat en Génie des Matériaux

**Influence du laminage à froid et du post-traitement thermique  
sur la résistance à la corrosion de l'alliage d'aluminium 2024T3  
dans un milieu salin (NaCl)**

*Proposé et dirigé par :*

*Docteur N. KECHOUD*

*Etudié par :*

*KABACHI Mohammed Ayyoub*

*LAKHDARI Mohammed Ali*

Promotion juin 2015

ENP, 10 Avenue Hassen Badi – El Harrach, Alger

[www.enp.edu.com](http://www.enp.edu.com)

## ملخص

في هذا العمل قمنا بمجانسة عينات من خليط الومنيوم من خلال المعالجة الحرارية والتصفيح البارد بمعدلات مختلفة وبعد ذلك تعرض تلك العينات الى معاملة التليين الحراري. ثم قمنا بملاحظات مجهرية واختبارات الصلابة لفهم تطور البنية المجهرية للتمكن من فهم نتائج اختباري التآكل الذي يتوقف اولهما على الغمر في محلول كلوريد الصوديوم لفترات معينة اما الثاني فيكون بالاستقطاب في عدة محاليل كلوريد الصوديوم ذات تركيزات مختلفة

كلمات بليلة

T3 2024 خليط الومنيوم , التصفيح البارد, المعالجة الحرارية, البنية المجهرية, الصدأ, الاستقطاب, التآكل, NaCl.

تأليب

## Résumé

Dans ce projet de fin d'études, nous travaillons sur des échantillons d'aluminium 2024 T3 qui ont été homogénéisés par un traitement thermique puis laminés à froid à différents taux ; la moitié des échantillons est ensuite soumise à un traitement thermique d'adoucissement. Nous procédons à des observations microscopiques et des essais de dureté et de microdureté afin de suivre l'évolution de la microstructure. Des essais de corrosion s'en suivent et consistent en l'immersion dans une solution à 3,5% de NaCl pendant des durées précises, et à la polarisation potentiostatique dans des solutions de NaCl de différentes concentrations. Les effets des différents facteurs d'étude sur les paramètres de corrosion seront mis en évidence.

## Mots clés

Aluminium 2024 T3, laminage à froid, traitements thermiques, microstructure, corrosion, immersion, polarisation potentiostatique, NaCl, piqûration.

## Abstract

This thesis consist in the homogenization of aluminum 2024T3 samples through a heat treatment and cold-rolled at different rates. Half of the samples were then subjected to a thermal softening treatment. We made then microscopic observations and hardness tests in order to understand the microstructure's evolution to comfort the results of both tests of corrosion which involves immersion in a solution of NaCl for precise durations and the potentiostatic polarization in NaCl solutions of different concentrations to demonstrate this effect on the different corrosion potentials.

## Key words

Aluminum alloy 2024 T3, cold rolling, microstructure, heat treatments, corrosion, immersion, polarization's, NaCl, pitting.

## Remerciements

Nous remercions Dieu le Tout puissant de nous avoir donné patience, santé et volonté tout au long de nos études ;

La réalisation de ce mémoire a été possible grâce au concours de plusieurs personnes à qui nous voudrions témoigner toute notre reconnaissance ;

Tout d'abord, nous tenons à remercier nos Parents de nous avoir inculqués, très jeune, une éducation portée sur l'intégrité, la droiture et la justice ;

Nous tenons à remercier madame le docteur N. KECHOUD, maitre assistante à l'école Nationale Polytechnique d'Alger, qui nous a encadrés tout au long de ce projet de fin d'études et qui nous a fait partager ses brillantes intuitions. Qu'elle soit aussi remerciée pour sa gentillesse, sa disponibilité permanente et pour les nombreux encouragements qu'elle nous a prodigués ;

Nous remercions également tous les membres du jury d'avoir accepté de juger notre travail Messieurs Dr. A. DAIMELLAH, Pr. M. LARIBI et Dr. A. Kasser respectivement président de jury et examinateurs de ce travail ainsi que Melle. H. HACHEMI l'ingénieur de labo pour son aide qui nous a facilité le travail. C'est vraiment un grand honneur pour nous. Merci

Nous ne saurions oublier ici tous nos enseignants du département de Métallurgie de l'ENP, pour avoir participé à notre formation ;

Nous voudrions exprimer notre reconnaissance envers les amis et collègues qui nous ont apporté leur support moral et intellectuel tout au long de notre démarche, pour tous les moments agréables partagés durant cette formation ainsi que pour la bonne ambiance de travail qui a régné pendant la période de préparation de nos PFE. Bon courage pour la suite.

# Table des matières

<b>Introduction</b>	<b>2</b>
<b>Recherche bibliographique</b>	<b>4</b>
<b>I Généralité sur l'aluminium</b>	<b>4</b>
I.1 Propriétés de l'aluminium . . . . .	4
I.1.1 La légèreté . . . . .	4
I.1.2 La conductivité thermique . . . . .	4
I.1.3 La conductivité électrique . . . . .	4
I.1.4 La tenue à la corrosion . . . . .	5
I.1.5 L'aptitude aux traitements de surface . . . . .	5
I.1.6 Le recyclage . . . . .	5
I.2 Désignation des états métallurgiques . . . . .	6
I.3 Les alliages d'aluminium de la série 2000 . . . . .	7
I.3.1 Les propriétés de la série 2000 . . . . .	7
I.3.2 Désignation de l'alliage 2024 T3 . . . . .	8
I.3.3 Les précipitations dans l'alliage 2024 T3 . . . . .	8
I.3.4 Domaines d'application de l'alliage 2024 T3 . . . . .	9
<b>II Traitements thermiques</b>	<b>10</b>
II.1 Principaux types de traitements thermiques . . . . .	10
II.1.1 Les traitements d'homogénéisation . . . . .	10
II.1.2 Les traitements d'adoucissement . . . . .	11
II.1.2.1 Les recuits de recristallisation . . . . .	11
II.1.2.2 Les recuits de restauration . . . . .	11
II.1.2.3 Traitement thermique de durcissement structural . . . . .	12
II.2 Le Phénomène de restauration . . . . .	12
II.3 Le Phénomène de recristallisation . . . . .	13
<b>III Déformation</b>	<b>14</b>
III.1 Concept de déformation . . . . .	14
III.1.1 Déformation élastique . . . . .	14
III.1.2 Déformation plastique . . . . .	16
III.1.3 Écrouissage . . . . .	17
III.2 Laminage . . . . .	17



III.2.1	Laminage à chaud . . . . .	18
III.2.2	Laminage à froid . . . . .	19
III.2.3	Paramètres de laminage . . . . .	19
III.2.3.1	Taux de déformation et coefficients de déformation . . . . .	19
III.2.3.2	Vitesse de laminage et vitesse de déformation . . . . .	20
III.2.3.3	Paramètres de la zone de déformation . . . . .	20
<b>IV</b>	<b>Notions électrochimiques</b>	<b>22</b>
IV.1	Définition . . . . .	22
IV.2	Facteurs influant la corrosion . . . . .	23
IV.2.1	Les facteurs liés au milieu . . . . .	23
IV.2.1.1	La concentration . . . . .	23
IV.2.1.2	La teneur en oxygène . . . . .	23
IV.2.1.3	Le PH . . . . .	24
IV.2.1.4	La température . . . . .	24
IV.2.2	Facteurs liés au métal . . . . .	25
IV.2.2.1	La composition des alliages . . . . .	25
IV.2.2.2	Le mode d'élaboration . . . . .	25
IV.2.2.3	Les traitements thermiques . . . . .	26
IV.2.3	Facteurs liés aux conditions d'emploi . . . . .	26
IV.3	Bases électrochimiques de la corrosion des métaux . . . . .	27
IV.3.1	Réactions électrochimiques élémentaires de la corrosion . . . . .	28
IV.3.2	Le potentiel standard et potentiel de corrosion d'un métal . . . . .	29
IV.3.3	Aluminium comme métal passif . . . . .	30
IV.4	Méthodes d'étude du comportement électrochimique . . . . .	30
IV.4.1	Méthode thermodynamique . . . . .	30
IV.4.2	Méthode cinétique . . . . .	32
IV.5	Formes de corrosion de l'aluminium . . . . .	34
IV.5.1	La corrosion généralisée . . . . .	34
IV.5.2	La corrosion localisée . . . . .	35
IV.5.2.1	La corrosion par piqûres . . . . .	35
IV.5.2.2	La corrosion filiforme . . . . .	36
IV.5.2.3	La corrosion caverneuse . . . . .	37
IV.5.2.4	La corrosion exfoliante ou feuilletante . . . . .	37
IV.5.2.5	La corrosion sous contrainte . . . . .	37
IV.5.2.6	La corrosion intergranulaire . . . . .	37
IV.5.2.7	La corrosion galvanique . . . . .	38
<b>V</b>	<b>Procédures et équipements expérimentaux</b>	<b>41</b>
V.1	Matériau étudié . . . . .	41
V.2	Échantillonnage . . . . .	42
V.3	Traitement d'homogénéisation . . . . .	43
V.4	Laminage . . . . .	45

V.5	Traitement d'adoucissement . . . . .	46
V.6	Préparation Métallographique . . . . .	46
	V.6.1 L'enrobage . . . . .	46
	V.6.2 Polissage . . . . .	46
	V.6.3 Attaque chimique . . . . .	47
V.7	Observation microscopique . . . . .	47
V.8	Dureté et microdureté . . . . .	47
V.9	Essai de corrosion par immersion . . . . .	48
V.10	Essai électrochimique . . . . .	49
	V.10.1 Conditions de travail . . . . .	50
	V.10.2 Mesure du potentiel libre . . . . .	50
	V.10.3 Polarisation potentiostatique . . . . .	51
<b>VI</b>	<b>Résultats et interprétations</b>	<b>54</b>
VI.1	Caractérisation structurale de l'alliage 2024 T3 . . . . .	54
	VI.1.1 Micrographie de l'alliage 2024 T3 à l'état brut de réception . . . . .	54
	VI.1.2 Micrographie de l'alliage 2024 T3 après homogénéisation . . . . .	55
	VI.1.3 L'effet des taux de déformation sur la microstructure de l'alliage 2024 T3 . . . . .	56
	VI.1.4 L'effet du traitement d'adoucissement sur la microstructure de l'alliage 2024 T3 . . . . .	57
VI.2	Microdureté et dureté . . . . .	58
	VI.2.1 Microdureté . . . . .	58
	VI.2.1.1 Microdureté de l'échantillon brut et homogénéisé . . . . .	59
	VI.2.2 Dureté . . . . .	59
	VI.2.2.1 Dureté de l'échantillon brut et homogénéisé . . . . .	60
	VI.2.2.2 L'effet du taux de déformation sur la dureté des échantillons non traités thermiquement . . . . .	60
	VI.2.2.3 L'effet du taux de déformation sur la dureté des échantillons traités thermiquement . . . . .	61
	VI.2.2.4 L'effet du taux de déformation et du traitement d'adoucissement sur la dureté de l'alliage 2024 T3 . . . . .	62
VI.3	Essai de corrosion par immersion . . . . .	63
	VI.3.1 La variation de la masse en fonction du temps . . . . .	63
	VI.3.2 La variation du taux de piqûres en fonction du taux de déformation et du traitement d'adoucissement . . . . .	64
	VI.3.2.1 Taux de piqûres de l'échantillon brut et l'homogénéisé . . . . .	65
	VI.3.2.2 Taux de piqûres des échantillons déformés sans traitement d'adou- cissement . . . . .	66
	VI.3.2.3 Taux de piqûres des échantillons déformés avec traitement d'adou- cissement . . . . .	66
	VI.3.2.4 La variation du taux de piqûre en fonction du taux de déforma- tion et du traitement d'adoucissement . . . . .	67

VI.4 Essai de corrosion par polarisation . . . . .	68
VI.4.1 Potentiel libre . . . . .	69
VI.4.1.1 Courbe de potentiel libre pour une concentration de 3.5% NaCl	69
VI.4.1.2 Potentiels libres de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisé . . . . .	69
VI.4.1.3 Potentiels libres des échantillons déformés sans traitement d'adoucissement . . . . .	70
VI.4.1.4 Potentiels libres des échantillons déformés avec traitement d'adoucissement . . . . .	70
VI.4.2 Courbes de polarisation et quantification des paramètres de corrosion . .	70
VI.4.2.1 Courbes de polarisation . . . . .	71
VI.4.2.2 Quantification des paramètres de corrosion . . . . .	73
VI.4.3 Effets des différents traitements, thermiques et mécaniques, sur la résistance à la polarisation ( $R_p$ ), densité de courant de corrosion ( $i_{corr}$ ) et la vitesse de corrosion ( $V_{corr}$ ), dans la solution à 3,5 % de NaCl . . . . .	77
VI.4.3.1 L'effet du traitement d'homogénéisation . . . . .	77
VI.4.3.2 L'effet du taux de déformation . . . . .	78
VI.4.3.3 L'effet du taux de déformation conjugué à celui du post traitement	79
VI.4.3.4 Comparaison des échantillons déformés avec et sans post traitement . . . . .	80
VI.4.4 L'effet de la concentration du milieu de corrosion sur les potentiels de corrosion ( $E_{corr}$ ) et de piqûration ( $E_p$ ) . . . . .	81
VI.4.4.1 Potentiel de corrosion . . . . .	82
VI.4.4.2 Potentiel de piqûres . . . . .	82

**Conclusion générale** **86**

**Bibliographie** **87**

# Table des figures

III.1 Représentation schématique du mécanisme de déformation élastique par cisaillement . . . . .	15
III.2 Déformation élastique (b) et retour à l'état initial . . . . .	15
III.3 Déformation plastique et formation d'une marche . . . . .	16
III.4 Représentation d'une déformation plastique . . . . .	17
III.5 La déformation plastique dans un laminoir . . . . .	18
III.6 Les principaux paramètres du laminage : $f_q$ ) coefficient de frottement barre contre cylindre; H) réduction d'épaisseur due au laminage; P) effort sur les deux cylindres; q) composante radiale de p; r) rayon du cylindre; s) composante tangentielle de P; $\alpha$ ) angle d'entraînement . . . . .	21
IV.1 Influence de la nature des acides et des bases sur la corrosion de l'aluminium 1100	24
IV.2 Influence des éléments d'alliages sur le potentiel de corrosion des alliages d'aluminium . . . . .	25
IV.3 Susceptibilité à la corrosion inter cristalline d'un alliage d'aluminium 2024 en fonction des conditions de revenu . . . . .	26
IV.4 Réaction électrochimique à l'interface métal-solution . . . . .	28
IV.5 Couche d'oxyde naturel sur l'aluminium . . . . .	30
IV.6 Passivation d'un film de : a-Bayérite, b-Boehmite . . . . .	31
IV.7 Courbes de polarisation (A) anodique et (K) cathodique . . . . .	32
IV.8 Courbes de polarisation de l'Al . . . . .	33
IV.9 Mesure du courant de corrosion par les droites de Tafel courbe cathodique pour un alliage d'aluminium . . . . .	34
IV.10 Corrosion localisée (a) et Corrosion uniforme (b) d'un métal . . . . .	35
IV.11 Mécanismes de corrosion par piqûres des alliages d'aluminium . . . . .	36
IV.12 Contact électrolytique courant ionique . . . . .	38
V.1 Le découpage. . . . .	42
V.2 Organigramme présentant l'échantillonnage . . . . .	43
V.3 Diagramme d'équilibre d'Al-Cu . . . . .	44
V.4 Diagramme TTT d'Al-Cu . . . . .	44
V.5 Laminoir manuel utilisé. . . . .	45
V.6 Pénétrateur de type Vickers . . . . .	48
V.7 Capture d'écran du logiciel Image-J traitant une image. . . . .	49
V.8 Schéma du dispositif pour le tracé d'une courbe $i = f(E)$ en mode potentiostatique.	50

V.9	Courbe $i = f(E)$ donnée par le logiciel « VoltaMaster » . . . . .	51
V.10	Courbe de polarisation à l'échelle semi logarithmique et droites de Tafel. . . . .	52
V.11	Courbe intensité-potentiel. . . . .	53
VI.1	Micrographie de l'échantillon brut avant et après attaque chimique. . . . .	55
VI.2	Microstructures de l'échantillon brut(a) et de l'échantillon homogénéisé (b). . . . .	56
VI.3	Évolution de la microstructure en fonction du taux de laminage a)20 %;b) 40 %;c) 60 %;d) 67 %. . . . .	57
VI.4	Évolution de la microstructure en fonction du taux de laminage et de la restauration, a)20 %;b) 40 %;c) 60 %;d) 67 %. . . . .	58
VI.5	Microdureté de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisé . . . . .	59
VI.6	Duretés de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisé. . . . .	60
VI.7	Évolution de la dureté en fonction du taux de laminage des échantillons non adoucis. . . . .	61
VI.8	Évolution de la dureté en fonction du taux de laminage des échantillons adoucis. . . . .	61
VI.9	Courbes de dureté en fonction du taux de déformation avec et sans post traitement. . . . .	62
VI.10	Micrographies des échantillons après immersion dans une solution de 3.5 % NaCl à pH=7 . . . . .	63
VI.11	Taux de piqûration, en fonction de temps, dans la solution 3,5% de NaCl (pH neutre) des échantillons brut et homogénéisé. . . . .	65
VI.12	Taux de piqûration, en fonction du temps et du taux de déformation,des échantillons laminés, sans post traitement, dans la solution 3,5% de NaCl (pH neutre). . . . .	66
VI.13	Taux de piqûration, en fonction du temps et du taux de déformation, des échantillons laminés avec et post traités, dans la solution à 3,5% de NaCl (pH neutre). . . . .	67
VI.14	Variation de taux de piqûres en fonction du temps, et du taux de déformation, des échantillons déformés, post-traités et non post-traités. . . . .	68
VI.15	Courbe de potentiel libre de l'échantillon brut à concentration de 3.5 % NaCl. . . . .	69
VI.16	Courbe de polarisation de l'échantillon brut et homogénéisé à solution de 3.5 % NaCl. . . . .	71
VI.17	Courbe de polarisation des échantillons déformés non post traités à solution de 3.5 % NaCl. . . . .	72
VI.18	Courbe de polarisation des échantillons déformés post traités à solution de 3.5 % NaCl. . . . .	73
VI.19	$R_p$ , $i_{corr}$ et $V_{corr}$ de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisé. . . . .	78
VI.20	Résistance à la polarisation, densité de courant de corrosion et vitesses de corrosion des échantillons laminés sans post traitement dans la solution NaCl de 3.5g/l . . . . .	79
VI.21	Résistance à la polarisation, densité de courant de corrosion et vitesses de corrosion des échantillons laminés et adoucis dans la solution NaCl de 3.5g/l . . . . .	80
VI.22	Superpositions des courbes des résistances à la polarisation, des densités de courant de corrosion et des vitesses de corrosion des échantillons laminés, avec et sans adoucissement, dans la solution de NaCl à 3.5g/l. . . . .	81

VI.23	Variation du potentiel de corrosion des échantillons déformés et adoucis en fonction de la concentration de NaCl . . . . .	82
VI.24	Variation du potentiel de piqûres des échantillons déformés et adoucis en fonction de la concentration de NaCl. . . . .	83

# Liste des tableaux

I.1	Familles d'alliages d'aluminium corroyés . . . . .	6
I.2	Famille d'alliages d'aluminium moulés . . . . .	6
I.3	Tableau simplifié des traitements thermiques et/ou mécaniques courants avec leurs symboles respectifs . . . . .	7
III.1	Principaux paramètres de laminage . . . . .	20
IV.1	potentiels standard de quelques alliages d'aluminium . . . . .	29
IV.2	Potentiels de métaux usuels mesurés dans l'eau de mer (en mV/ESC) . . . . .	39
V.1	Composition chimique de l'alliage 2024 T3 . . . . .	41
VI.1	La masse des différents échantillons. . . . .	64
VI.2	Potentiels libres de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisé. . . . .	70
VI.3	Potentiel libre des échantillons laminés non adoucis. . . . .	70
VI.4	Potentiel libre des échantillons laminés et soumis au traitement d'adoucisement (T=250°V, t=6h). . . . .	70
VI.5	Paramètres de corrosion de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisation, dans la solution de NaCl de 3.5g/l. . . . .	74
VI.6	Paramètres de corrosion des échantillons laminés sans post traitement, dans la solution à 3.5g/l de NaCl. . . . .	74
VI.7	Paramètres de corrosion des échantillons laminés sans post traitement, dans la solution à 3.5g/l de NaCl. . . . .	75
VI.8	Paramètres de corrosion de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisation, dans la solution de NaCl de 0.35g/l. . . . .	75
VI.9	Paramètres de corrosion des échantillons laminés sans post traitement, dans la solution à 0.35g/l de NaCl. . . . .	75
VI.10	Paramètres de corrosion des échantillons laminés avec post traitement, dans la solution à 0.35g/l de NaCl. . . . .	76
VI.11	Paramètres de corrosion de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisation, dans la solution de NaCl de 0.035g/l. . . . .	76
VI.12	Paramètres de corrosion des échantillons laminés sans post traitement, dans la solution à 0.035g/l de NaCl. . . . .	76
VI.13	Paramètres de corrosion des échantillons laminés avec post traitement, dans la solution à 0.035g/l de NaCl. . . . .	77

# Introduction



L'aluminium est le 3<sup>me</sup> élément le plus abondant sur la croûte terrestre. Pour un même volume, l'aluminium est trois fois plus léger que l'acier. Sa faible densité et la valeur élevée de son rapport de la résistance mécanique à la masse font de l'aluminium un matériau très recherché.

Comme beaucoup de matériaux métalliques, l'aluminium n'est utilisé que rarement à l'état pur, des éléments d'addition sont souvent ajoutés afin d'optimiser des propriétés bien déterminées.

Dans notre étude nous nous intéressons à l'aluminium 2024 T3 avec le cuivre et le magnésium comme principaux éléments d'additions. Cet alliage est utilisé pour le fuselage des avions civils, des wagons de chemin de fer, des automobiles et dans d'autres applications requérant mobilité, résistance et économies d'énergie. Pour les différentes industries, cet alliage est le plus souvent laminé et contraint à être écroui, cependant, la microstructure résultante le rend relativement très dur, moins ductile et particulièrement sensible à certains phénomènes de corrosion localisée comme la corrosion par piqûres. Pour ces raisons, on préconise des traitements thermiques ou des revêtements afin d'atténuer les conséquences résultantes.

Ce travail de projet de fin d'études d'ingénieur propose ainsi deux démarches différentes pour étudier l'effet du taux de laminage à froid et du post traitement thermique sur la microstructure et notamment sur les paramètres liés à la cinétique de corrosion de l'alliage d'aluminium 2024 T3. La première démarche consiste en l'immersion dans une solution de chlorure de sodium durant des durées précises pour souligner l'effet qu'a le temps, le taux de laminage et le traitement thermique sur la tenue à la corrosion. Dans la seconde, nous procédons à la polarisation potentiostatique dans le but de dégager les effets que les différents paramètres cités manifestent sur la cinétique de corrosion. Cette polarisation est faite dans des solutions de NaCl à différentes concentrations pour mettre en évidence l'effet des ions halogénures sur les potentiels de corrosion et de piqûration.

Ce manuscrit se départage en deux grandes parties, la première est une synthèse bibliographique qui regroupe en gros quatre chapitres traitant de l'alliage en question, des traitements thermiques associés, de la déformation à froid en l'occurrence le laminage et en fin du phénomène de corrosion dans ces diverses formes. Dans le second volet et en premier lieu, les procédures et les différents dispositifs expérimentaux sont présentés dans le but de mettre en relief les différentes manipulations réalisées, à savoir les traitements thermiques, les opérations mécaniques, les observations microscopiques et les essais de corrosion. Les résultats de ces opérations sont par la suite donnés en détail, accompagnés de commentaires et d'interprétations. Le travail est clôturé par une conclusion et quelques recommandations.

# Recherche bibliographique

# Chapitre I

## Généralité sur l'aluminium

L'aluminium est le métal non ferreux le plus utilisé dans le monde. La consommation mondiale annuelle est estimée à 25 millions de tonnes. La production d'aluminium primaire connaît une croissance régulière depuis 1950. Les développements des applications de l'aluminium et de ses alliages, la croissance régulière et soutenue de la consommation, s'expliquent par la variété et l'importance des propriétés qui sont décisives dans le choix des utilisateurs, en particulier dans les transports, les bâtiments, l'industrie électrique et l'emballage [1].

### I.1 Propriétés de l'aluminium

#### I.1.1 La légèreté

C'est le premier des atouts de l'aluminium auquel on pense spontanément, au point qu'on a très longtemps utilisé l'expression « alliages légers » pour désigner ce qu'on appelle maintenant les alliages d'aluminium. L'aluminium est le plus léger de tous les métaux usuels, sa masse volumique est de  $2700 \text{ Kg/m}^3$ , soit presque trois fois moindre que celle des aciers. La masse volumique des alliages d'aluminium est comprise entre 2600 et  $2800 \text{ kg/m}^3$  [1].

La légèreté n'est pas seulement un atout pour les applications de l'aluminium, elle a aussi des conséquences sur le fonctionnement des ateliers et les conditions de travail [1].

#### I.1.2 La conductivité thermique

L'aluminium non allié a une excellente conductivité thermique, de l'ordre de 60% de celle du cuivre, le matériau le plus utilisé parmi les métaux usuels dans ce domaine. La conductivité thermique des alliages d'aluminium dépend de leur composition et de leur état métallurgique [1].

#### I.1.3 La conductivité électrique

La conductivité électrique de l'aluminium est de l'ordre des deux tiers de celle du cuivre qu'il a remplacé dans beaucoup d'application électriques. L'aluminium, sous forme de barres

ou de tubes, est également très utilisé dans les postes de connexion des réseaux aériens haute et moyenne tensions [1].

### I.1.4 La tenue à la corrosion

Sainte-Claire Deville avait observé que l'aluminium avait une bonne résistance à la corrosion atmosphérique, y compris à l'atmosphère particulière des becs de gaz chargée de sulfure d'hydrogène. Il avait aussi remarqué la très bonne tenue de l'aluminium au contact de l'eau [1].

### I.1.5 L'aptitude aux traitements de surface

Les traitements de surface sur l'aluminium ont plusieurs objectifs parmi lesquels [1] :

- la protection de certains alliages, quand leur résistance à la corrosion naturelle est jugée insuffisante, comme c'est souvent le cas pour les alliages au cuivre des familles 2000 et 7000 ;
- la pérennité de l'aspect en évitant la corrosion par piqûres ou le noircissement ;
- la modification des propriétés de surface comme la dureté superficielle ;
- la décoration du métal.

### I.1.6 Le recyclage

L'aluminium est un des métaux dont le recyclage est le plus répandu, le plus facile et le plus faisable tant sur le plan énergétique que sur le plan économique, où la refusion de l'aluminium ne représente que 5% de l'énergie nécessaire à l'élaboration du métal à partir du minerai [1].

Il est bien admis que les propriétés des alliages d'aluminium sont déterminées essentiellement par la microstructure des produits correspondants. Bien qu'actuellement encore toutes les interactions entre microstructure et propriétés ne soient pas parfaitement connues, les résultats des nombreuses et importantes recherches effectuées ces dernières années ont permis d'améliorer considérablement nos connaissances à cet égard.

La microstructure est essentiellement conditionnée par la nature, la quantité et surtout la répartition des éléments d'addition. La plupart des éléments métalliques peuvent être alliés à l'aluminium, mais seul un nombre restreint d'éléments est utilisé à titre d'addition principale et conditionne les propriétés maîtresses des alliages. Les éléments les plus utilisés sont le cuivre, le magnésium, le manganèse, le silicium, le zinc et, plus récemment, le lithium. Par contre, un grand nombre d'éléments dits secondaires sont utilisés pour obtenir une propriété spécifique. Les principaux étant le fer, le chrome, le nickel, le zirconium, le titane, le cobalt, le vanadium, le plomb ... [2].

Pour les alliages d'aluminium, on distingue deux grandes classes :

1. **Les alliages corroyés**, produits obtenus par des procédés de déformation plastique à chaud ou à froid, tels que le filage et le laminage [3].

Le **Tableau I.1** donne les différentes familles des alliages d'aluminium corroyés.

Tableau I.1 – Familles d'alliages d'aluminium corroyés [3].

Elements d'alliage	Familles
Aucune	1000
Cuivre	2000
Manganèse	3000
Silicium	4000
Magnésium	5000
Magnésium et silicium	6000
Zinc et cuivre	7000

2. **Les alliages de moulage**, obtenus directement par fonderie, et les différentes familles de cette classe sont données dans le **Tableau I.2** [3].

Tableau I.2 – Famille d'alliages d'aluminium moulés [3].

Elements d'alliage	Familles
Aucune	10000
Cuivre	20000
Silicium	40000
Magnésium	50000
Zinc et cuivre	70000

## I.2 Désignation des états métallurgiques

Ils sont conformes à la norme Afnor NF EN 515 qui désigne [3] :

- L'état métallurgique de base par une lettre F, O, H ou T
  - F : état brut de fabrication ;
  - O : état recuit ;
  - H : état écroui et éventuellement restauré ou stabilisé ;
  - T : état durci par traitement thermique.
- Le moyen principal d'obtention par un ou plusieurs chiffres complémentaires.

Les états F et O ne comprennent pas de subdivision, alors que les états H et T en comprennent comme détaillé ci-après :

**Subdivisions de l'état H** [3] :

- **Le premier chiffre** indique le moyen principal d'obtention du produit.
  - H1 : écrouissage ;
  - H2 : écrouissage puis restauration ;
  - H3 : écrouissage puis stabilisation.
- **Le second chiffre** indique le niveau de dureté du métal.
  - 2 : état quart dur ;
  - 4 : état demi dur ;
  - 6 : état trois quart dur ;

- 8 : état dur ;
- 9 : état extra dur.

**Subdivisions de l'état T :**

Les subdivisions de l'état T sont données par le **Tableau I.3.**

Tableau I.3 – Tableau simplifié des traitements thermiques et/ou mécaniques courants avec leurs symboles respectifs [3].

Traitements généraux (processus de base)			Symbole
Traité thermiquement Avec Mise en solution séparée	Sans Ecrouissage complémentaire	Mûri revenu sur-revenu	T4 T6 T7
	Avec Ecrouissage complémentaire	Ecroui puis mûri Ecroui puis revenu Revenu puis écroui	T3 T8 T9
	Traitements particuliers et complémentaires		Symbole
Revenu	Revenu « doux »		T51-T61
	Revenu « dur »		T56-T66
	Sur-revenu		T7
Relaxation	Par traction		T*51
	Par compression		T*52
	Par traction et compression		T*54

## I.3 Les alliages d'aluminium de la série 2000

La série 2000 est une famille d'alliage d'aluminium corroyé. Elle est caractérisée par le cuivre comme étant l'élément principal d'addition et souvent en combinaison avec le magnésium et le silicium [3].

### I.3.1 Les propriétés de la série 2000

Les alliages de cette série se caractérisent d'une façon générale par [3] :

1. des caractéristiques mécaniques élevées après revenu (état T6) ;
2. une bonne tenue à chaud ;
3. une résistance à la corrosion bien inférieure à celle des alliages sans cuivre ;
4. des risques, sous certaines conditions, de susceptibilité à la corrosion intergranulaire ; mais des précautions particulières de protection comme le placage, les traitements d'anodisation et les peintures, permettent de surmonter ces inconvénients ;
5. des possibilités de soudage limitées : utilisation de techniques particulières telles que le soudage par faisceaux d'électrons.

On peut distinguer les trois catégories d'alliages ci-après [3] :

1. les alliages pour structure à résistance mécanique élevée ;
2. les alliages pour résistance à chaud ;
3. les alliages pour décolletage.

### I.3.2 Désignation de l'alliage 2024 T3

L'alliage 2024 T3 est un alliage d'aluminium, de cuivre et de magnésium. On peut noter la présence quasi inéluctable d'impuretés telles que le fer. Il fait partie des alliages de la série 2000 à haute teneur en cuivre, de l'ordre de 4% en masse, utilisés pour leurs bonnes propriétés mécaniques. Il a remplacé le 2017 ou « Duralumin » pour les applications aéronautiques, pour lesquelles il a été l'un des premiers matériaux de structure [4].

La désignation « T3 » indique que le matériau a subi un traitement thermique de durcissement structural de trois étapes [3] :

1. traité thermiquement avec mise en solution séparée ;
2. écrouissage complémentaire ;
3. maturation naturelle.

### I.3.3 Les précipitations dans l'alliage 2024 T3

Compte tenu de la teneur importante en magnésium, l'alliage 2024 fait partie de la sous famille des Al-Cu-Mg de la série 2000. Le cuivre et le magnésium ont pour principal objectif d'augmenter les propriétés mécaniques de l'alliage par précipitation de phases durcissantes. Une séquence de précipitation en 4 étapes a été proposée [4, 5] :



Depuis les années 1950, des travaux cherchant à décrire les phénomènes complexes de précipitation durcissante dans les alliages Al-Cu-Mg sont toujours en cours et montrent que la précipitation est très dépendante de la composition des alliages et des traitements thermomécaniques qu'ils subissent.

Les zones de Guinier-Preston-Bagryatsky (GPB), sont considérées comme un ordre à courte distance des atomes de solutés de Cu et de Mg. Concernant la phase  $S - Al_2CuMg$ , le modèle le plus accepté est le modèle de Perlitz et Westgren. Il décrit la phase S comme non cohérente avec la matrice d'aluminium, de structure orthorhombique. Contrairement aux phases  $\theta''$  et  $\theta'$  des alliages Al-Cu qui sont des plaquettes, les phases S' et  $S - Al_2CuMg$  sont des aiguilles parallèles à  $[001]_{Al}$  [4].

Il est intéressant de noter que, d'après Dubost et Al, les alliages Al-Cu-Mg ayant un rapport des teneurs en cuivre et magnésium (%Cu / %Mg) égal à 2,2 appartiennent au système

quasi binaire,  $Al - Al_2CuMg$ , alors que ceux présentant un excès de cuivre par rapport à la valeur précédente, présentent une séquence de coprécipitation mixte [4, 5] :

$$Solution\ solide\ initiale \rightarrow \begin{cases} zones\ GP \rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta - Al_2Cu \\ zones\ GPB \rightarrow S' \rightarrow S \rightarrow S - Al_2CuMg \end{cases}$$

Hormis les précipités durcissants, l'alliage contient un certain nombre de particules intermétalliques grossières. Parmi ces particules, un certain nombre sont des phases ordonnées (composés définis). Ces particules, d'une taille bien supérieure aux précipités durcissants, n'interviennent donc pas dans le processus de durcissement de l'alliage. En revanche, elles sont impliquées dans les mécanismes de corrosion localisée [4].

Buchheit et Al ont étudié les phénomènes associés à la dissolution locale des particules de phases S de l'aluminium 2024-T3. Ils ont en particulier caractérisé les différents types de particules présents dans l'alliage selon leur taille et leur composition chimique. Ils ont notamment montré que 60% des particules étudiées sont des particules de phase S. Ils affirment que les phases  $S - Al_2CuMg$  sont les phases stables attendues (contrairement aux phases  $Al_6Mg_4Cu$  et  $Al_5Mg_4Cu$ , pour les conditions de composition de l'alliage 2024, c'est-à-dire pour un rapport de teneurs Cu/Mg supérieur à 2 et Mg/Si supérieur à 1,7. De plus, leur étude n'a pas révélé la présence de phases  $\theta - Al_2Cu$ . Ce qui est conforté par la littérature qui prévoit un rapport,  $\theta - Al_2Cu$   $S - Al_2CuMg$  très faible [4].

### I.3.4 Domaines d'application de l'alliage 2024 T3

Les nuances 2024, tout comme les 2017A et les 2014, sont très utilisées dans les domaines suivants [3, 6] :

1. l'aéronautique : pièce matricées- pièces de train d'atterrissage, ferrures d'ailes-, tôles minces pour revêtement, tôles épaisses pour structure intégrale des avions ... ;
2. l'armement : galets et moyeux de chenilles de char, obus ... ;
3. la mécanique : poutrelles ...



# Chapitre II

## Traitements thermiques

Les traitements thermiques sont des opérations destinées à modifier les propriétés des matériaux, en faisant intervenir une succession d'opérations au cours desquelles un produit solide est soumis, en totalité ou partiellement, à des cycles thermiques pour obtenir un changement de ses propriétés et /ou de sa structure.

### II.1 Principaux types de traitements thermiques

Les traitements thermiques appliqués aux alliages d'aluminium peuvent être classés en trois types principaux [7] :

1. **les traitements 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. **les traitements de trempe structurale** comprenant :
  - une mise en solution ;
  - trempe ;
  - maturation ou/et un revenu produisant le durcissement.

#### II.1.1 Les traitements d'homogénéisation

Ils concernent les produits moulés et consistent à effectuer un maintien à la température la plus élevée possible en dessous du liquidus, pendant une heure à 48 heures, afin de modifier la structure pour faciliter la mise en oeuvre ou améliorer les propriétés.

Les traitements d'homogénéisation ont les effets suivants sur la structure [8] :

- La dissolution des phases métalliques en excès ;
- L'homogénéisation des concentrations ;
- La coalescence de certaines phases ;
- La précipitation de certaines phases.

Les traitements d'homogénéisation sont utilisés pour [7] :

- **L'amélioration de l'aptitude à la déformation** : les traitements d'homogénéisation améliorent l'aptitude à la déformation à chaud de tous les alliages corroyés, ce qui se traduit par une diminution des pressions de filage et une augmentation des vitesses de déformation admissibles.
- **La diminution de la température de recristallisation** : un autre effet de l'homogénéisation est d'abaisser la température de recristallisation des alliages corroyés lors de leur déformation à chaud ou lors du traitement thermique de mise en solution.

### II.1.2 Les traitements d'adoucissement

Ils comprennent les recuits de recristallisation et les traitements de restauration.

#### II.1.2.1 Les recuits de recristallisation

Ils correspondent à une suppression totale de l'érouissage des alliages corroyés. Ils sont réalisés suivant les alliages entre 320 et 400 °C pendant une demi-heure à 2 heures.

L'adoucissement obtenu sera d'autant plus élevé que l'érouissage initial était fort.

On prendra garde aux risques de grossissement du grain sur les alliages dont l'érouissage est relativement faible (à un niveau appelé érouissage critique) [8].

#### II.1.2.2 Les recuits de restauration

Ils correspondent à une suppression partielle de l'érouissage sans recristallisation lorsque la température et les temps sont inférieurs aux conditions de recristallisation : 240 à 280 °C durant 1 à 6 heures.

On fera attention aux équivalences temps-température ; par exemple, 3 heures à 280 °C équivalent à 1 minute à 350 °C sur un alliage de type 5754 (A63M).

L'avantage de ce type de traitement est de contrôler le taux d'adoucissement et d'éviter les risques de grossissement du grain.

L'inconvénient est de ne pas retrouver toute la ductilité, par suite de l'élimination totale de l'érouissage et des anisotropies résultantes [8].

### II.1.2.3 Traitement thermique de durcissement structural

Le durcissement structural a une importance primordiale dans la métallurgie des alliages d'aluminium car c'est le processus par excellence qui permet d'obtenir des niveaux élevés de résistance mécanique.

Pour obtenir le durcissement structural les trois phases ci-après sont nécessaires [3] :

#### 1. Première phase : mise en solution

Elle consiste en un maintien à une température suffisamment élevée afin de dissoudre, c'est-à-dire mettre en solution solide, les éléments d'addition présents dans l'alliage en phases dispersées.

#### 2. Deuxième phase : trempe

Après sa mise en solution, l'alliage doit être refroidi suffisamment rapidement pour maintenir à la température ambiante la solution solide : c'est le traitement de trempe. Aussitôt après trempe, l'alliage est dit dans un état de « trempe fraîche », il présente alors une résistance mécanique relativement faible mais une bonne plasticité.

#### 3. Troisième phase : maturation-revenu

Après trempe, l'alliage durcit plus ou moins rapidement suivant sa composition par simple séjour à la température ambiante : c'est la maturation ou vieillissement naturel.

Le durcissement est stabilisé au bout d'un certain temps dépendant de la composition de l'alliage : en général quelques jours pour les alliages série 2000, une à quelques semaines pour les alliages série 6000, quelques mois pour les alliages série 7000.

Pendant les premières heures de la maturation, l'alliage peut être considéré dans l'état de trempe fraîche et présente alors une plasticité suffisante pour supporter des mises en forme importantes.

Pour beaucoup d'alliages, le durcissement peut être augmenté par un traitement à une température supérieure à l'ambiance : c'est le traitement de revenu ou vieillissement artificiel qui confère une microstructure différente de celle de la maturation et conduit à des caractéristiques supérieures, en particulier pour la limite d'élasticité.

## II.2 Le Phénomène de restauration

Pendant la restauration, une partie de l'énergie de déformation interne emmagasinée est libérée avec le déplacement des dislocations (en l'absence d'une contrainte d'origine extérieure), par suite d'une augmentation de la diffusion atomique à haute température. Le nombre de dislocations diminue et certaines des configurations de dislocation produites renferment une faible énergie de déformation. De plus, des propriétés physiques, telles que la conductibilité électrique et la conductibilité thermique, reprennent leurs valeurs antérieures à l'écrouissage [9].

## II.3 Le Phénomène de recristallisation

La recristallisation statique est le processus d'adoucissement qui se produit après qu'un matériau déformé est maintenu à une température suffisamment haute pour déclencher les processus de diffusion. Elle peut se produire durant les périodes de repos entre les passes de déformation à chaud lors du laminage, du forgeage ...etc., ou encore après réchauffement (recuit) d'un matériau déformé à chaud ou à froid. C'est un processus diffusionnel, gouverné par la germination et la croissance. Lorsqu'on analyse une courbe de recristallisation, on peut clairement distinguer 3 stades [10] :

1. **Stade 1** : ce stade correspond à la période d'incubation nécessaire à la formation des germes ;
2. **Stade 2** : ce stade correspond à l'apparition rapide des germes et leur croissance ;
3. **Stade 3** : ce stade qui est caractérisé par une faible vitesse de recristallisation, correspond à la partie finale du processus de recristallisation lorsque les grains en croissance entrent en contact les uns avec les autres, signifiant la fin de la matière écrouie et du processus de recristallisation.

# Chapitre III

## Déformation

Comme pour la plupart des autres techniques métallurgiques, on a su laminer bien avant que la moindre esquisse de théorie ne vienne expliquer pourquoi on peut laminer. Il n'en reste pas moins que le laminage a fait et continue de faire l'objet d'un nombre considérable de travaux. Certains visent à une compréhension plus poussée des phénomènes thermomécaniques du système laminoir produit ; d'autres s'attachent plus prosaïquement à la solution de problèmes plus immédiats qui se posent sur la machine. C'est de la convergence des deux approches que naissent les progrès réels [11].

### III.1 Concept de déformation

De nombreux matériaux utilisés sont soumis à des forces ou à des charges ; tel est le cas de l'alliage d'aluminium d'une aile d'avion et de l'acier d'un essieu de voiture. Il faut donc connaître les caractéristiques du matériau et concevoir la pièce de manière qu'elle ne se déforme pas trop et qu'elle ne casse pas. Le comportement mécanique d'un matériau reflète sa réponse (déformation) à une charge ou à une force appliquée [9].

On distingue deux types de déformations, la déformation élastique et la déformation plastique.

#### III.1.1 Déformation élastique

Si l'on applique une faible contrainte à un cristal, une légère déformation a lieu entre les plans atomiques denses : c'est un glissement ou cisaillement. Une image simplifiée, la **Figure III.1**, illustre ce mécanisme. Tous les atomes d'un plan sont très légèrement déplacés vis-à-vis des plans voisins.

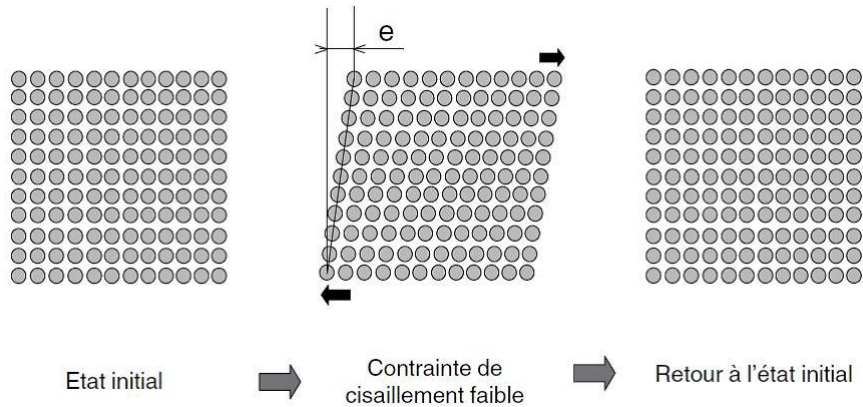


FIGURE III.1 – Représentation schématique du mécanisme de déformation élastique par cisaillement [12].

La déformation totale qui en résulte est représentée par le déplacement «  $e$  ». Évidemment, ce mouvement perturbe l'équilibre des forces qui s'était établi suite à la formation du cristal et augmente son niveau d'énergie interne. Si l'on supprime la contrainte, tous les atomes vont donc reprendre leurs positions d'équilibre dans le réseau : on est revenu exactement à la situation initiale et l'on dit de la déformation qu'elle était élastique. Dans la réalité, cette déformation est extrêmement faible, au maximum de l'ordre du millième de la dimension du cristal pour un acier doux et d'environ cinq millièmes pour les métaux les plus rigides [12].

Un modèle très simple, permet de mieux comprendre ce qui se passe. Supposons une surface semblable à une tôle ondulée sur laquelle sont placées des billes en fer, **Figure III.2.a**, on applique un champ magnétique qui déplace toutes les billes vers la droite : elles montent sur les « collines » (**Figure III.2.b**). Si on supprime le champ, elles vont retomber (**Figure III.2.c**) dans leurs « vallées » en oscillant d'ailleurs de droite à gauche avant de s'arrêter ; c'est exactement ce qui se passe quand on relâche un ressort tendu (il a une vibration amortie) [12].

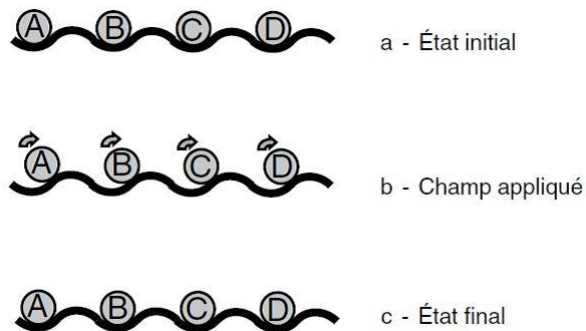


FIGURE III.2 – Déformation élastique (b) et retour à l'état initial [12].

### III.1.2 Déformation plastique

Poursuivons le raisonnement précédent, en examinant la **Figure III.3**. On voit que lorsque les billes dépassent, sous l'action d'un champ suffisamment puissant, le sommet des « collines », elles vont, toutes ensemble, retomber dans la vallée suivante et non dans celle où elles se trouvaient : leur déplacement vaut dans ce cas une distance atomique «  $m$  » (différente de  $a_0$  si la direction considérée n'est pas une direction de densité maximale). Pour les métaux, c'est le début de la déformation plastique [12].

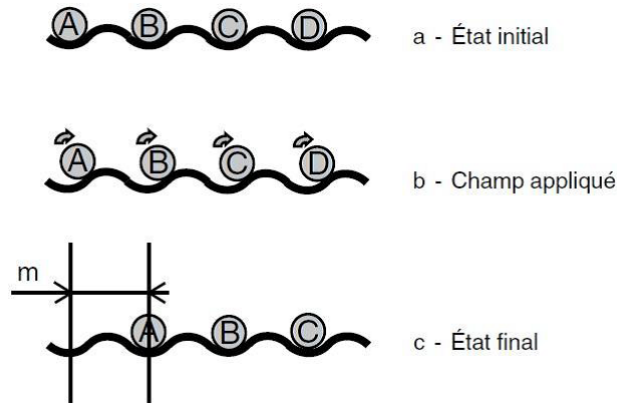


FIGURE III.3 – Déformation plastique et formation d'une marche [12].

Cette déformation est irréversible et permanente. Le début de la déformation plastique a donc lieu quand des glissements commencent à apparaître dans les cristaux (les grains) qui forment un métal. Comme ces grains ont des orientations aléatoires, il en est de même des plans atomiques ; certains grains seront donc « favorablement » orientés vis-à-vis de la contrainte imposée tandis que d'autres ne le seront pas. Au fur et à mesure que la contrainte appliquée croît, le nombre des grains entrant dans le domaine plastique augmente et la déformation plastique s'accroît et se généralise [12].

Si l'on continue l'illustration des phénomènes par une représentation identique à celle de la **Figure III.2**, on obtient la **Figure 3.4** dans laquelle on peut voir, au centre, la formation des marches dues aux glissements. Ce schéma montre bien qu'une déformation purement plastique ne peut pas se produire sans la persistance simultanée de la déformation élastique qui l'a précédée. Il faudrait pour cela que le matériau ait une limite d'élasticité nulle, ce qui est plus rare dans le domaine des métaux [12].

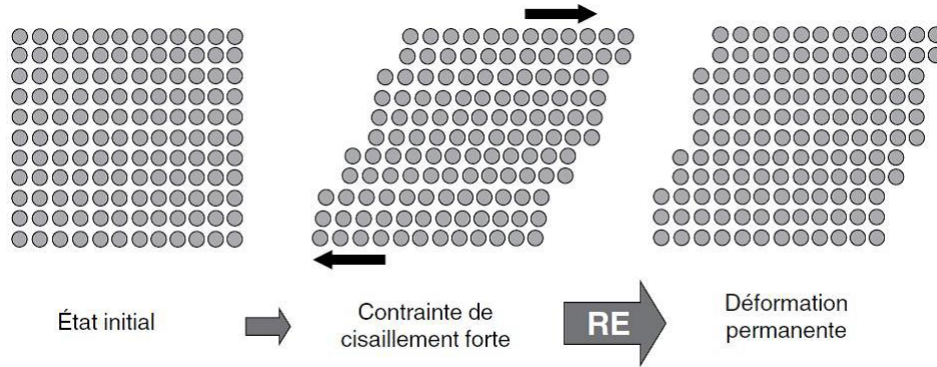


FIGURE III.4 – Représentation d’une déformation plastique [12].

### III.1.3 Écrouissage

C’est une déformation plastique d’un alliage métallique, qui s’accompagne d’un durcissement dû à l’augmentation de la densité de dislocations qui se déplacent par glissement. C’est une conséquence de la densification du réseau grâce à l’activation de sources de dislocations nouvelles et à la formation de jonctions supplémentaires.

Son intensité peut être caractérisée, selon le type de déformation imposée, par la valeur de l’allongement relatif  $\Delta l/l_0$  (étirage), ou bien par la valeur de la réduction relative de section  $\Delta S/S_0$  ou d’épaisseur  $\Delta e/e_0$ , peut excéder 100 % dans des opérations de tréfilage et laminage [13].

## III.2 Laminage

Le laminage est un procédé mécanique qui consiste à déformer un métal, plastiquement, en réduisant son épaisseur et en augmentant sa longueur ainsi que sa largeur à l’aide de cylindres dits d’entraînement qui sont animés d’un mouvement de rotation autour d’axes fixes, entre lesquels le métal est entraîné par frottement, l’écartement entre les deux cylindres étant inférieur à l’épaisseur initiale du métal à déformer (**Figure III.5**) [14], où :

- $h_0, b_0$  : épaisseur, largeur initiales,
- $h, b$  : épaisseur, largeur finales.



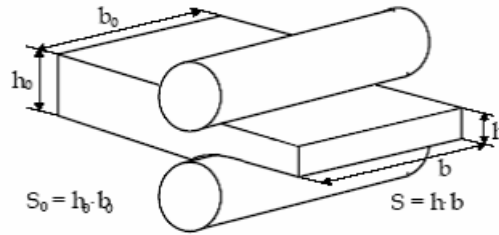


FIGURE III.5 – La déformation plastique dans un laminoir [14].

On distingue deux types de laminage, le laminage à chaud et le laminage à froid.

### III.2.1 Laminage à chaud

Avant laminage, les plateaux sont réchauffés et, ou maintenus en température pendant des temps codifiés. C'est un traitement métallurgique qui a une influence primordiale sur la taille finale des grains et sur l'isotropie finale de certains alliages. Le laminage à chaud de l'aluminium se déroule entre 550 et 250 °C.

Les réductions à chaque passe sont importantes. Elles atteignent 70 mm avec une moyenne de 20 à 50 mm. Ce fait s'explique par la diminution de la résistance à la déformation liée à la température du métal .

L'épaisseur finale (2 à 8 mm) est atteinte soit par laminage sur un laminoir finisseur à plusieurs cages, soit par laminage sur le laminoir réversible dégrossisseur en travaillant entre deux bobineuses.

L'aluminium chaud colle aux cylindres de travail, et ce collage crée des défauts de surface avec inclusions d'oxydes de quelques dizaines de micromètres de diamètre. Ces défauts sont visibles et génèrent même des trous sur le produit final. Pour les éliminer, l'industrie de l'aluminium a, dès son origine, développé l'utilisation de lubrifiants efficaces. Le lubrifiant est appliqué sous forme d'émulsion aqueuse, l'eau étant l'agent caloporteur chargé de refroidir les cylindres.

Pour permettre l'engagement du métal lors des passes à réduction importante, les laminoirs à chaud sont dotés de gros cylindres de travail (700 à 900 mm de diamètre). La force de laminage, proportionnelle à la racine du rayon déformé des cylindres, est donc très importante. Pour résoudre ce problème de refus d'engagement et maintenir une haute productivité, il faut construire des laminoirs à chaud de taille imposante dotés de moteurs très puissants et très coûteux [15].

### III.2.2 Laminage à froid

Les laminoirs à froid réduisent l'épaisseur jusqu'à l'épaisseur finale demandée par le client. Ils donnent un aspect plus brillant aux bandes et tôles et durcissent le métal. Les taux de réduction opérés à chaque passage dans un laminoir dépendent de l'alliage, de sa structure interne, des conditions de lubrification et de l'aspect de surface demandé. Ils varient entre 10 et 70 %.

$$\text{Taux de réduction} = 100 \cdot \left( \frac{\text{épaisseur entrant} - \text{épaisseur sortie}}{\text{épaisseur entrant}} \right)$$

Le lubrifiant le plus utilisé est un mélange d'huile minérale légère (kérosène) et de produits dopants (alcool laurylique, acide oléique, etc.).

Une grande partie du savoir-faire du lamineur d'aluminium réside dans le réglage des pressions, débits et orientations des arrosages, le choix des lubrifiants et la conduite des bains de lubrifiant pour obtenir l'aspect de surface désiré et l'épaisseur visée.

La vitesse de laminage augmente l'épaisseur du film d'huile lubrifiante et diminue donc la force de laminage et, par suite, l'épaisseur de sortie.

Pour obtenir un métal brillant, ayant toutes les propriétés d'un miroir incassable, le lamineur utilise des cylindres polis et une huile de lubrification fluide du genre coupe de pétrole légère. Les défauts de surface ne sont pas réparables, certains peuvent être masqués mais révélés par les traitements de surface de protection (oxydation anodique ou vernissage). La seule solution est la mise au rebut et le renvoi en fonderie pour couler un nouveau plateau [15].

### III.2.3 Paramètres de laminage

Qu'il soit pratiqué pour améliorer les caractéristiques structurales ou mécaniques ou en tant qu'opération de mise en forme, le laminage est caractérisé par un taux de réduction ou d'écrouissage, défini par le rapport [16] :

$$t = \frac{e_0 - e}{E}$$

Où :

- $e_0$  = épaisseur initiale,
- $e$  = épaisseur finale, après écrouissage.

#### III.2.3.1 Taux de déformation et coefficients de déformation

Les principaux paramètres de calcul pendant le laminage tels que la réduction totale, le taux de déformation et le coefficient d'allongement sont montrés sur le **Tableau III.1**.

Où :

- $e_0, e_1$  : sont respectivement l'épaisseur initiale et l'épaisseur après laminage,
- $L_0, L_1$  : sont respectivement la longueur initiale et la longueur après laminage,

Tableau III.1 – Principaux paramètres de laminage [16].

<i>Paramètres</i> <i>Sens de</i> <i>Déformation</i>	<i>Déformation totale</i> <i>(mm)</i>	<i>Taux</i> <i>de</i> <i>déformation (%)</i>	<i>Coefficient</i> <i>de</i> <i>déformation</i>
<i>La réduction Selon</i> <i>l'épaisseur (e)</i>	$\Delta e = e_0 - e_1$	$\varepsilon_e = \frac{\Delta e}{e_0} \times 100$	$\gamma = \frac{e_1}{e_0}$
<i>L'allongement selon</i> <i>la longueur (L)</i>	$\Delta L = L_0 - L_1$	$\varepsilon_L = \frac{\Delta L}{L_0} \times 100$	$\mu = \frac{L_1}{L_0}$
<i>L'élargissement selon</i> <i>la largeur (B)</i>	$\Delta B = B_0 - B_1$	$\varepsilon_B = \frac{\Delta B}{B_0} \times 100$	$\lambda = \frac{B_1}{B_0}$

- $B_0, B_1$  : sont respectivement la largeur initiale et la largeur après laminage,
- $\mu$  : Coefficient d'allongement
- $\gamma$  : coefficient de réduction
- $\lambda$  : coefficient d'élargissement.

### III.2.3.2 Vitesse de laminage et vitesse de déformation

Selon l'épaisseur de la brame laminée on définit les vitesses de laminage et de déformation comme suit :

a) **vitesse de laminage selon l'épaisseur ( $V_e$ )**

C'est la variation d'épaisseur de la brame par unité de temps exprimée par la relation suivante [16] :

$$V_e = \frac{de}{dt} = \frac{\Delta e}{\Delta t} \quad (mm/s)$$

b) **vitesse de déformation ( $V_d$ )**

Elle est définie comme étant la dérivée du taux de déformation selon l'épaisseur ( $\varepsilon_e$ ) par rapport au temps, elle est exprimée comme suit [16] :

$$V_d = \frac{d\varepsilon_e}{dt} \text{ or } \varepsilon_e = \frac{\Delta e}{E} \quad (\% \text{ de déformation/s})$$

$$D'ou : V_d = \frac{de}{dt} \cdot \frac{1}{e_0} = \frac{V_e}{e_0} \quad (\% \text{ de déformation/s})$$

### III.2.3.3 Paramètres de la zone de déformation

Ils sont définis par les relations entre le diamètre des cylindres, la section du produit laminé, la pression et le travail du laminage ainsi que la condition d'entraînement. Considérons le lami-noir le plus simple, c'est-à-dire celui qui est constitué de deux cylindres lisses sans cannelures (**Figure III.6**) [17].

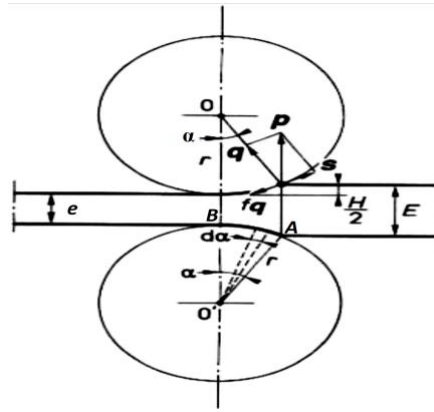


FIGURE III.6 – Les principaux paramètres du laminage :  $f_q$ ) coefficient de frottement barre contre cylindre ; H) réduction d'épaisseur due au laminage ; P) effort sur les deux cylindres ; q) composante radiale de p ; r) rayon du cylindre ; s) composante tangentielle de P ;  $\alpha$ ) angle d'entraînement [17].

**. L'angle d'entraînement et condition d'entraînement**

L'angle d'entraînement  $\alpha$  est l'angle opposé à l'arc AB  $\alpha = \widehat{AOB}$ , il est calculé comme suit [17] :

$$H = 2 \cdot (r - r \cos(\alpha)) \quad \text{d'ou} \quad \cos(\alpha) = 1 - \frac{H}{2r}$$

Pour qu'il y ait entraînement, il faut que [17] :

$$f_q \geq q \cdot \tan(\alpha)$$

**. L'arc de contact**

L'arc de contact entre le métal laminé et le cylindre est AB, cet arc peut être calculé par les équations suivantes [17] :

$$AB = r \cdot (\alpha \text{ en rad}) \quad \text{ou} \quad AB = \frac{2\pi r}{360} \cdot \alpha \quad (\alpha \text{ en degr})$$

$$\text{Ou bien : } AB = \sqrt{r \cdot H}$$

**. Calcul d'une force de laminage**

La force de laminage P que doit supporter le laminoir par réaction durant la déformation du métal peut être calculée par la formule [17] :

$$P = \sigma_0 \cdot B_0 \sqrt{(r \cdot H)} \quad (N)$$

# Chapitre IV

## Notions électrochimiques

### Pourquoi étudier la corrosion et la dégradation des matériaux ?

Il est tout aussi important de connaître les types de corrosion et de dégradation que de bien en comprendre les mécanismes et les causes, car il devient alors possible de prendre des mesures de prévention en ce sens, qu'il s'agisse de modifier le milieu ambiant, de choisir un matériau relativement non réactif ou de protéger le matériau contre toute détérioration notable [9].

### IV.1 Définition

La plupart des matériaux ont une interaction plus ou moins prononcée avec un grand nombre de milieux ambiants. Cette interaction altère souvent l'utilité du matériau en raison de la détérioration de ses propriétés mécaniques (telles que la ductilité et la résistance) ou autres, ou encore de son apparence. Il arrive parfois, au grand dépit de l'ingénieur concepteur, que la résistance à la dégradation d'un matériau ne soit pas prise en compte en vue d'une application donnée et que cela entraîne des conséquences fâcheuses.

Les mécanismes de détérioration ne sont pas les mêmes pour les trois types de matériaux en l'occurrence les métaux, les céramiques et les polymères. Dans les métaux, par exemple, il se produit une perte effective de matière soit par dissolution (corrosion), soit par formation d'une pellicule ou d'une croûte non métallique (oxydation) [9].

La corrosion désigne l'attaque destructrice et involontaire que subit un métal. Elle s'amorce généralement à la surface du métal. La corrosion métallique constitue un problème de taille. On estime que les pays industrialisés consacrent environ 5 % de leurs revenus à la prévention de la corrosion et à l'entretien ou au remplacement de produits endommagés ou détruits par des réactions de corrosion.

Le phénomène de corrosion d'un métal se traduit par une réaction électrochimique ; c'est-à-dire qu'elle consiste en une réaction chimique marquée par un transfert d'électrons entre deux espèces chimiques. Habituellement, les atomes métalliques perdent ou donnent des électrons lors d'une réaction, dite d'oxydation, qui se passe à la surface de séparation métal-milieu am-

biant, et le lieu d'oxydation porte le nom d'anode. Les électrons issus de chaque atome du métal oxydé doivent être transférés et s'intégrer à une autre espèce chimique lors d'une réaction de réduction. Par conséquent les métaux ont tendance à retourner à leur état naturel d'oxyde, sulfure ..., plus stable par rapport au milieu considéré. Dans le cas de l'aluminium il s'agit essentiellement d'oxydes ou d'hydroxyde [9, 18].

## IV.2 Facteurs influant la corrosion

La tenue à la corrosion d'un métal ou d'un alliage dépend de nombreux facteurs inhérents au métal lui-même, au milieu dans lequel il est placé et aux conditions d'emploi [19].

### IV.2.1 Les facteurs liés au milieu

Il n'est pas facile de dresser une typologie rigoureuse des milieux par rapport au phénomène de corrosion des métaux. On peut toutefois avancer les tendances suivantes [1] :

- milieux aqueux ionisés : les réactions électrochimiques de corrosion peuvent avoir lieu ;
- milieux organiques non aqueux, non ionisables : pas de réactions d'oxydoréduction ;
- milieux gazeux : peu réactifs à l'ambiance sauf en présence d'humidité ;
- milieux liquides : contact facile donc les réactions seront très probables ;
- milieux solides (ex sel anhydre) : peu réactifs sauf en présence d'humidité.

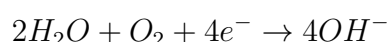
#### IV.2.1.1 La concentration

En règle générale, la vitesse de corrosion augmente avec la concentration des agents réactifs de la corrosion mais la relation entre leur concentration dans l'air, dans l'eau, etc., et la vitesse de corrosion n'est pas forcément proportionnelle.

La tenue à la corrosion dans un milieu atmosphérique urbain est généralement liée au degré de pollution du site dans lequel est placé le matériel. Cette pollution est liée à la présence et surtout à la concentration dans l'air de certains gaz tels que l'anhydride sulfureux  $SO_2$ , le gaz carbonique, etc. [19].

#### IV.2.1.2 La teneur en oxygène

L'oxygène est un oxydant et un facteur de corrosion en ce sens qu'il dépassive les cathodes en entretenant la réaction cathodique :



Ce qui a comme conséquence de favoriser la réaction d'oxydation à l'anode, c'est-à-dire la corrosion. Avec l'aluminium ce n'est pas aussi simple parce que la corrosion est régie par le film d'oxyde naturel, lequel a besoin d'oxygène pour se reconstituer, par conséquent son rôle n'est pas déterminant preuve de l'exemple de dessalement de l'eau de mer qui a montré que la tenue à la corrosion est la même dans l'eau de mer aérée ou désaérée [1].

### IV.2.1.3 Le PH

Le pH est un facteur très important vis à vis de la tenue à la corrosion des métaux et de leurs alliages dans les solutions aqueuses. Il est bien connu que l'acier résiste mal dans les milieux acides et que l'aluminium et ses alliages ne doivent pas être utilisés dans un milieu très alcalin. Il est donc indispensable de connaître le pH du milieu dans lequel on envisage l'utilisation d'un métal.

Toutefois le pH n'est pas un indicateur suffisant pour prévoir la tenue à la corrosion d'un métal ou d'un alliage dans une solution aqueuse. Il faut aussi connaître la nature de l'acide et celle de la base.

C'est ainsi que les hydracides tels que l'acide chlorhydrique, attaquent fortement l'aluminium, par contre l'acide nitrique concentré n'a pas d'action sur l'aluminium. C'est également vrai en milieux alcalins où l'hydroxyde de sodium, même à faibles concentrations, attaque l'aluminium. Par contre à pH identiques, les solutions d'ammoniaque n'ont qu'une action très modérée sur l'aluminium. La **Figure IV.1** montre la pénétration moyenne en mm/an de différents acides et bases [1, 19].

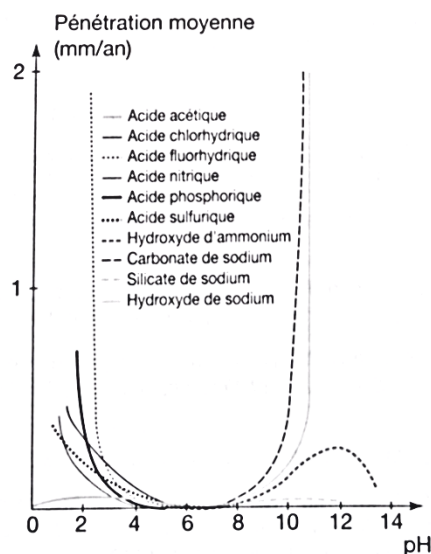


FIGURE IV.1 – Influence de la nature des acides et des bases sur la corrosion de l'aluminium 1100 [3]

### IV.2.1.4 La température

Il est bien connu que l'élévation de température augmente la vitesse des réactions chimiques. Dans le cas de la corrosion de l'aluminium, c'est vrai dans les acides et les bases inorganiques et aussi dans certains milieux organiques (dont les alcools, les phénols et les dérivés chlorurés), surtout quand la température s'approche de leur point d'ébullition [1].

## IV.2.2 Facteurs liés au métal

Ils concernent le métal (ou l'alliage) lui-même. C'est la composition des alliages, les gammes de transformation et les traitements thermiques sur lesquels les métallurgistes et les corrosionnistes essayent de jouer pour obtenir la meilleure résistance possible à la corrosion [1].

### IV.2.2.1 La composition des alliages

L'influence des éléments d'addition et des impuretés contenus dans les alliages sur leur résistance à la corrosion a fait l'objet de nombreuses études depuis plus de cinquante ans. Les éléments d'addition qui entrent dans la composition d'un alliage peuvent très bien améliorer certaines propriétés : caractéristiques mécaniques, fragilité ... sans pour autant améliorer la tenue à la corrosion. La réciproque est également vraie. Des éléments d'addition peuvent avoir un effet plus ou moins néfaste sur la tenue à la corrosion d'un alliage comme par exemple certaines impuretés. Prenons à titre d'exemple les alliages de la série 2000 (Al-Cu) qui ne sont pas très aptes à être utilisés dans un milieu marin à cause de leur faible résistance à la corrosion contrairement aux alliages de la série 5000 (Al-Mg) [20].

La **Figure IV.2** montre l'influence des éléments d'alliages sur le potentiel de corrosion des alliages d'aluminium

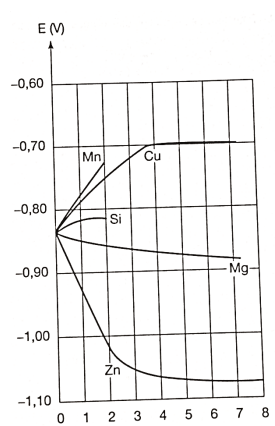


FIGURE IV.2 – Influence des éléments d'alliages sur le potentiel de corrosion des alliages d'aluminium [1].

### IV.2.2.2 Le mode d'élaboration

Le mode d'élaboration d'un métal ou d'un alliage peut avoir une certaine influence sur la tenue à la corrosion.

L'expérience montre que les alliages d'aluminium de fonderie ont, en général, une meilleure tenue à la corrosion atmosphérique que leurs homologues transformés par laminage ou par filage [19].



### IV.2.2.3 Les traitements thermiques

Les traitements thermiques comme la mise en solution, la trempe et le revenu, qui concernent plus particulièrement les alliages à durcissement structural, provoquent des changements dans la nature et dans la répartition des constituants métallurgiques en présence dans le métal. Ce qui a une incidence très importante sur la sensibilité de ces alliages à certaines formes de corrosion, en particulier la corrosion intercrystalline et la corrosion sous contrainte [1].

La **Figure IV.3** montre l'effet des conditions du revenu sur la susceptibilité de la corrosion intercrystalline d'un alliage d'aluminium 2024, où l'alliage « A » a subi un revenu de 20h à une température de 190°C, quant à l'alliage « B », il a subi un revenu de 16h à 170°C.

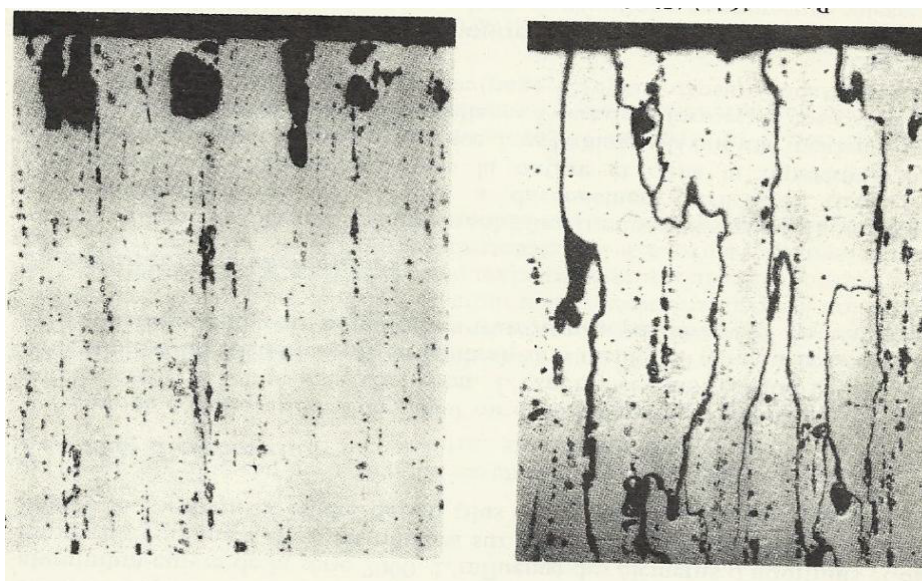


FIGURE IV.3 – Susceptibilité à la corrosion intercrystalline d'un alliage d'aluminium 2024 en fonction des conditions de revenu [19].

### IV.2.3 Facteurs liés aux conditions d'emploi

Les conditions d'emploi du matériau altèrent souvent sa résistance à la corrosion. Les facteurs suivants sont les plus susceptibles de modifier cette propriété [19] :

– **La température d'utilisation**

Elle favorise et augmente la tenue à la corrosion dans le cas d'un milieu aqueux et elle provoque la décomposition du métal dans le cas de certains milieux organiques.

– **Les contraintes mécaniques**

Elles peuvent dans certains cas entraîner la corrosion sous contrainte.

– **L'état de surface**

Il joue un rôle très important car les détériorations superficielles du métal par meulage, grattage, rayage sont toujours des sites où se développe préférentiellement la corrosion. Il faut donc éviter au maximum les rayures, griffures ...

– **Le mode d’assemblage**

Comme le rivetage, le boulonnage et le soudage qui peuvent entraîner la corrosion s’ils sont mal faits.

- **Le contact avec d’autres métaux** Où une corrosion galvanique est très probable, compte tenu de la situation de l’aluminium dans l’échelle des potentiels de dissolution des métaux usuels, vu qu’il occupe le bas de l’échelle. C’est l’un des métaux les moins nobles vis à vis de la corrosion.

### IV.3 Bases électrochimiques de la corrosion des métaux

La corrosion des métaux est la réaction de nature électrochimique entre un métal (ou un alliage) et une phase aqueuse. Elle se déroule suivant un processus électrochimique complexe lié à la structure atomique de la matière. Celle-ci est constituée de particules élémentaires porteuses de charges électriques, les ions et les électrons, et de particules électriquement neutres, les atomes et les molécules [9, 1].

Dans le métal, il y a des cations dont l’environnement électrique est constitué entre autres d’électrons libres capables de se déplacer à l’intérieur de celui-ci [1].

Dans la phase aqueuse qui est une solution, on trouve [1] :

- Des ions positifs (les cations) et des ions négatifs (les anions),
- Des molécules neutres, eau et composés divers non dissociés.

A l’interface métal-eau il y a transfert de charges électriques entraînant des réactions électrochimiques [1] :

- L’atome du métal s’oxyde sous forme d’ions  $M^{n+}$  libérés dans la phase aqueuse, créant ainsi à l’intérieur du métal un flux d’électrons dans le sens solution  $\rightarrow$  métal. Le courant d’oxydation anodique qui en résulte,  $i_a$ , est orienté dans le sens métal  $\rightarrow$  solution (**Figure IV.4.a**).
- L’ion de la phase aqueuse qui vient d’être réduit, en captant des électrons du métal pour se transformer en une autre espèce chimique, crée ainsi un flux d’électrons à l’intérieur du métal dans le sens »métal  $\rightarrow$  solution« et donc un courant cathodique  $i_c$  dans le sens »solution  $\rightarrow$  métal« (**Figure IV.4.b**).

Les électrons qui interagissent à l’interface métal-solution ne pénètrent pas dans la solution.

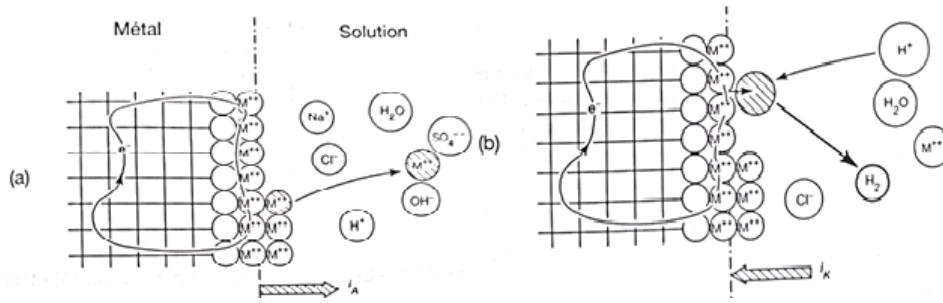


FIGURE IV.4 – Réaction électrochimique à l'interface métal-solution [1]

### IV.3.1 Réactions électrochimiques élémentaires de la corrosion

La corrosion d'un métal est en général le résultat de deux réactions simultanées et équilibrées en charges électriques.

L'oxydation du métal équivaut à une perte d'électrons, suivant la réaction suivante :



La corrosion de l'aluminium dans un milieu aqueux se fait suivant la réaction :



Une réaction électrochimique se fait avec échange d'électrons ; s'il y a oxydation donc libération d'électrons, il y a obligatoirement et simultanément une réduction pour capter les électrons ainsi libérés suivant la réaction suivante :



Dans le cas de la corrosion de l'aluminium et de la plupart des métaux usuels dans les milieux aqueux habituels, des considérations thermodynamiques montrent que seules deux réactions de réduction sont possibles :

- Réduction des protons  $H^+$



Les protons proviennent de la dissolution de l'eau.

- Réduction de l'oxygène dissout dans l'eau

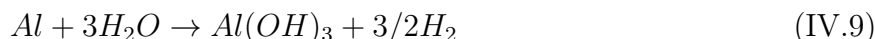


Globalement la corrosion de l'aluminium dans un milieu aqueux est la somme des deux réactions : l'oxydation et la réduction [9, 1].





Ou bien :



Cette réaction s'accompagne bien d'un changement d'état de l'aluminium qui, de la valence 0 sous forme de métal, est passé à l'état d'alumine dans lequel il est à la valence +3; et d'un échange d'électrons : l'aluminium perd 3 électrons qui sont récupérés par  $3H^+$ .

La corrosion de l'aluminium se traduit par la formation d'alumine  $Al(OH)_3$ , qui est insoluble dans l'eau et précipite sous forme d'un gel blanc, qu'on observe sur les piqûres sous forme de flacons gélatineux blancs, pour 27g d'aluminium corrodé, le volume d'hydrogène dégagé est 33.6l [1].

### IV.3.2 Le potentiel standard et potentiel de corrosion d'un métal

Le potentiel standard est une donnée thermodynamique. A ce titre, il indique seulement que telle réaction est ou n'est pas possible. Il est toujours donné par rapport à l'électrode à hydrogène normale pour laquelle on a par convention donné zéro (0) comme valeur de potentiel standard. Les métaux dont le potentiel est électronégatif ont tendance (si les conditions le permettent) à s'oxyder, donc à se corroder en milieux aqueux. Cette tendance est d'autant plus forte que le potentiel est plus électronégatif.

Le potentiel de l'aluminium est très électronégatif et égal à -1,66 V, il devrait être un métal très peu stable en présence d'humidité. En fait, l'expérience montre qu'il n'en est rien, parce que l'aluminium est recouvert d'un film d'oxyde naturel qui modifie son comportement par rapport aux prévisions thermodynamiques. L'aluminium est un métal passif [21].

Le **Tableau IV.1** donne le potentiel standard de quelques alliages d'aluminium.

Tableau IV.1 – potentiels standard de quelques alliages d'aluminium [7].

Alliage	2024 T3	2014 T6	2219 T3	2219 T4	2219 T6	2219 T8	2014 T3
Potentiel <sup>(a)</sup> (V)	-0.69 <sup>(b)</sup>	-0.78 <sup>(b)</sup>	-0.64 <sup>(b)</sup>	-0.64 <sup>(b)</sup>	-0.80 <sup>(b)</sup>	-0.82 <sup>(b)</sup>	-0.69 <sup>(b)</sup>

- (a) : Potentiel par rapport à l'électrode au calomel ;
- (b) : Varie de  $\pm 0.01V$ .

Le potentiel de corrosion  $E_{corr}$  est un potentiel mesuré sur des métaux et leurs alliages dans des milieux aqueux après avoir tracé la courbe de polarisation. Les résultats obtenus dépendent des conditions expérimentales : nature de la solution, nature de l'alliage, état de surface du métal..., ils peuvent également varier sensiblement avec la durée d'immersion dans la solution [21].

### IV.3.3 Aluminium comme métal passif

Dès que l'aluminium entre en contact avec un oxydant : oxygène, eau, il se recouvre en quelques millisecondes d'un film d'alumine qui rend le métal passif. La formation du film d'alumine sur la surface de l'aluminium se fait par la migration des ions  $Al^{3+}$  du métal vers le film pour réagir avec l'oxygène de l'air ou du milieu environnant suivant la réaction suivante [22] :



L'épaisseur du film d'alumine varie entre 50 et 100 Å. Il se compose de deux couches (**Figure IV.5**) [22] :

- La couche «barrière» : en contact direct avec le métal, très compacte, d'épaisseur entre 20 et 25 Å
- La couche la plus extérieure qui se forme par réaction de la précédente avec l'humidité de l'air, elle est constituée selon les conditions de formation, soit de boehmite ( $AlOOH$ ) ou de bayérite ( $Al(OH)_3$ ), et sa structure et ses propriétés dépendent de : temps de contact, nature, température du milieu.

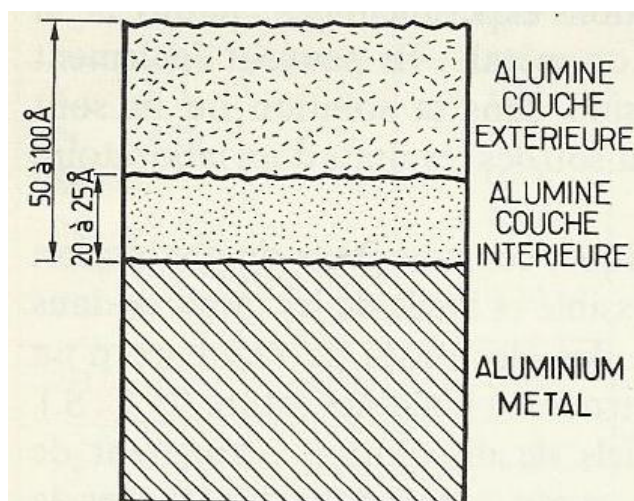


FIGURE IV.5 – Couche d'oxyde naturel sur l'aluminium [22].

## IV.4 Méthodes d'étude du comportement électrochimique

L'étude du comportement électrochimique des métaux se fait dans le but de la recherche des évolutions de certaines grandeurs comme l'énergie libre, l'affinité électrochimique, la vitesse de corrosion, les variations de masse et de volume dans les milieux corrosifs considérés. Plusieurs techniques peuvent être mises en oeuvre pour l'étude de ce phénomène.

### IV.4.1 Méthode thermodynamique

La thermodynamique électrochimique permet de développer un ensemble logique de prévision de la possibilité ou de l'impossibilité des réactions de corrosion. La principale condition

pour qu'un métal se corrode, est qu'il soit en contact avec un système accepteur d'électrons capables d'échanger ces électrons avec le métal c'est-à-dire :

$$E(\text{accepteur}) > E(\text{donneur})$$

Cette condition peut évoluer quantitativement en fonction de la variation des paramètres extérieurs : pH, concentration, ....

Le pH, qui est un de ces paramètres, joue un rôle important. Il est donc intéressant de représenter les réactions des tensions des équilibres électrochimiques d'un élément donné sous forme d'un diagramme  $E=f(\text{pH})$  à une température donnée et pour une composition donnée. Ce diagramme a été établi par Pourbaix en se basant sur l'équation de Nernst et sur les produits de solubilité pour définir les domaines de stabilité des espèces chimiques [18].

La **Figure IV.6.a** représente le diagramme de Pourbaix de l'aluminium dans un milieu aqueux à 25°C avec un film passif de Bayérite  $Al(OH)_3$ , quant à la **Figure IV.6.b**, elle représente celui où la forme la plus stable du film est la Boehmite  $AlOOH$  à la même température. Ces

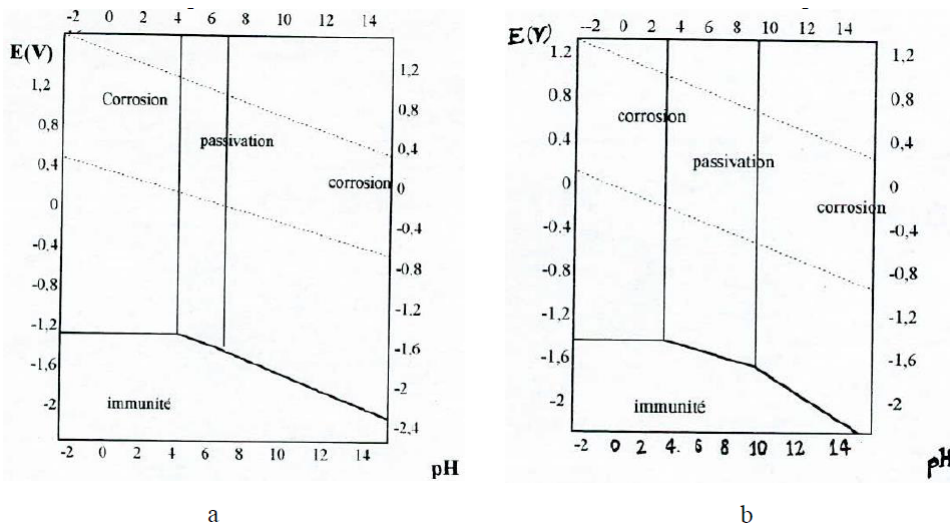


FIGURE IV.6 – Passivation d'un film de : a-Bayérite, b-Boehmite [23].

diagrammes ont été établis à partir de la mesure des potentiels suivants [3,9] :

- le potentiel de corrosion  $E_0$ , qui est une tension mixte métal-eau ;
- le potentiel de piqûres  $E_c$ , qui est la tension la plus négative à laquelle apparaissent les piqûres ;
- le potentiel de passivation  $E_p$ , qui est le potentiel minimal à imposer pour passiver des piqûres existantes ;
- le potentiel d'attaque générale anodique, qui est celui à partir duquel la corrosion devient généralisée.

Dans ces diagrammes on a trois types d'équilibre [1, 23] :

- entre espèces solides (passivation-immunité) ;
- entre espèces en solutions (dissolution de l'eau  $O_2 / H_2O / H_2$ ) ;

- entre une espèce solide et une espèce en solution.

Ces deux diagrammes sont constitués de plusieurs domaines de trois états possibles [1, 23] :

- corrosion : produit soluble  $Al^{3+}$  ;
- passivation : film de Bayérite ou de Boehmite ;
- immunité : Aluminium.

Il faut noter qu'il s'agit de diagrammes d'équilibre qui permettent de déterminer les espèces stables, leurs domaines de stabilité et le sens des réactions possibles. Ils ne permettent pas de prévoir la vitesse de corrosion éventuelle [1].

#### IV.4.2 Méthode cinétique

Toutes les réactions électrochimiques dans un système donné se traduisent par des courants électriques qui sont sensibles aux différences de potentiels existants entre les deux phases, le métal et le liquide aqueux. La cinétique des réactions électrochimiques anodique et cathodique est représentée par la relation existant entre le potentiel  $E$  et la vitesse de réduction ou l'intensité électrique  $i$  correspondante (**Figure IV.7**).

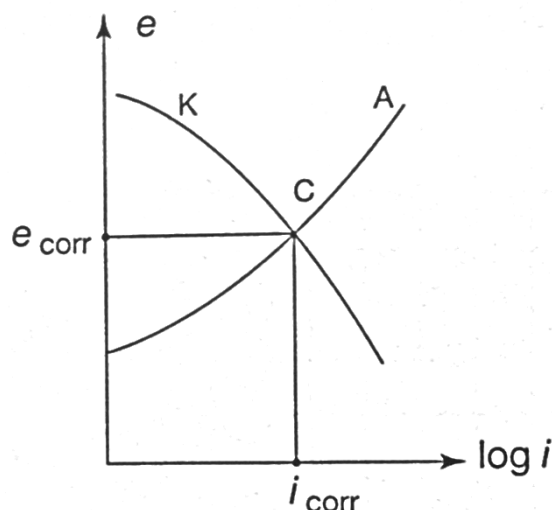


FIGURE IV.7 – Courbes de polarisation (A) anodique et (K) cathodique [1].

Sur une électrode immergée dans une solution aqueuse, plusieurs réactions anodiques et cathodiques peuvent se produire simultanément, en principe sans lien direct. Mais comme il y a transfert d'électrons, il peut y avoir des interactions entre les réactions cathodiques et anodiques.

Ainsi en corrosion naturelle, c'est-à-dire sans intervention d'une source de courant extérieure, l'ensemble métal solution aqueuse constitue un circuit électrique ouvert et aucun courant ne peut circuler du métal vers la solution et réciproquement. Cela signifie que le courant anodique et le courant cathodique de sens inverse sont nécessairement égaux, point C.

Ce point qui est l'intersection des deux courbes de polarisation, définit "le potentiel de corrosion"  $E_{corr}$  et "l'intensité du courant de corrosion"  $i_{corr}$ .



En appliquant la relation de Faraday [1] :

$$m = 1/96500 * A/n * i * t$$

où :

- m est la masse ;
- A est la masse atomique du métal (27 pour l'aluminium) ;
- n est la valence (3 pour l'aluminium) ;
- i est l'intensité, en Ampères, en l'occurrence  $i_{corr}$  ;
- t est le temps en secondes.

En fait le tracé complet des courbes de polarisation (**Figure IV.8**) ne présente pas beaucoup d'intérêt. La seule région utile est celle autour de la tension et du courant de corrosion.

Le courant de corrosion peut être mesuré par la méthode des droites de Tafel.

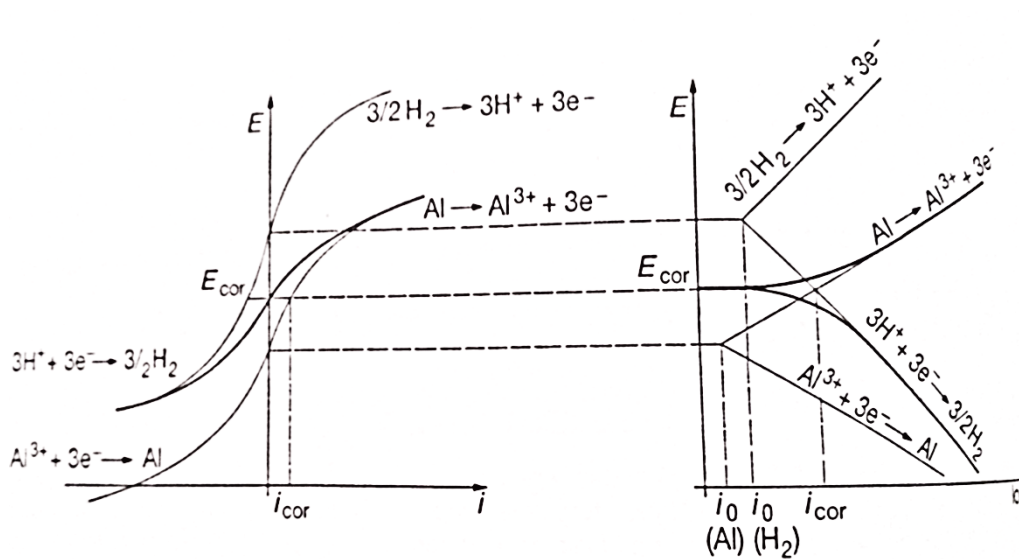


FIGURE IV.8 – Courbes de polarisation de l'Al [1]

### Droites de Tafel

Ce sont les tangentes aux courbes cathodiques et anodiques dans la zone du potentiel de corrosion tracées sur un diagramme semi-logarithmique  $E = f(\log(i))$  (**Figure IV.9**).

Dans le cas de l'aluminium, la courbe de polarisation anodique n'a pas de partie linéaire, il faut donc utiliser la partie cathodique, à condition que la réaction de réduction de l'oxygène ne puisse pas se produire. Ainsi, pour éviter cette réduction, ces courbes sont tracées dans une solution désaérée par barbotage d'un gaz neutre [1].



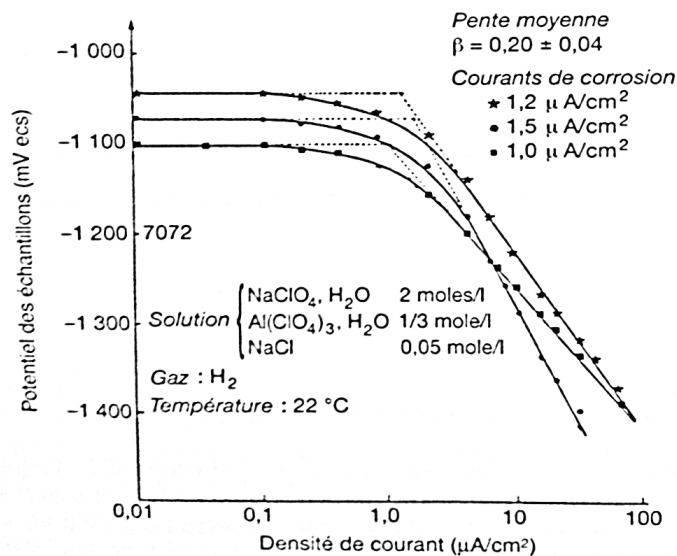


FIGURE IV.9 – Mesure du courant de corrosion par les droites de Tafel courbe cathodique pour un alliage d'aluminium [1].

## IV.5 Formes de corrosion de l'aluminium

La corrosion de l'aluminium peut se manifester sous plusieurs formes plus ou moins visibles à l'oeil nu : corrosion généralisée ou uniforme, corrosion par piqûres, corrosion sous contraintes, etc. La prédominance d'une forme de corrosion dépend d'un certain nombre de facteurs inhérents au métal, au milieu et aux conditions d'emploi.

Il n'y a pas de forme spécifique de corrosion de l'aluminium et de ses alliages [1].

### IV.5.1 La corrosion généralisée

Cette forme de corrosion se développe sous forme de micro-piqûres de très petit diamètre, de l'ordre du micromètre. Elle se traduit par une diminution d'épaisseur uniforme et régulière de toute la surface du métal.

Pour l'aluminium, cette forme de corrosion se rencontre surtout dans des milieux très acides ou très alcalins dans lesquels la solubilité du film d'oxyde naturelle est grande. La vitesse de dissolution du film est plus grande que celle de sa reconstitution mais leur rapport peut changer dans le temps.

On peut déterminer facilement la vitesse de corrosion généralisée par la mesure de la perte de poids ou par celle du dégagement d'hydrogène. C'est une donnée utile pour connaître la vitesse de dissolution de l'aluminium dans des bains de décapage [1].

## IV.5.2 La 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 IV.10.**) Ce type de corrosion ne peut être mesuré par la perte de poids ou par la diminution de l'épaisseur. On y a plutôt recours aux observations métallographiques, et aux mesures électrochimiques [24].

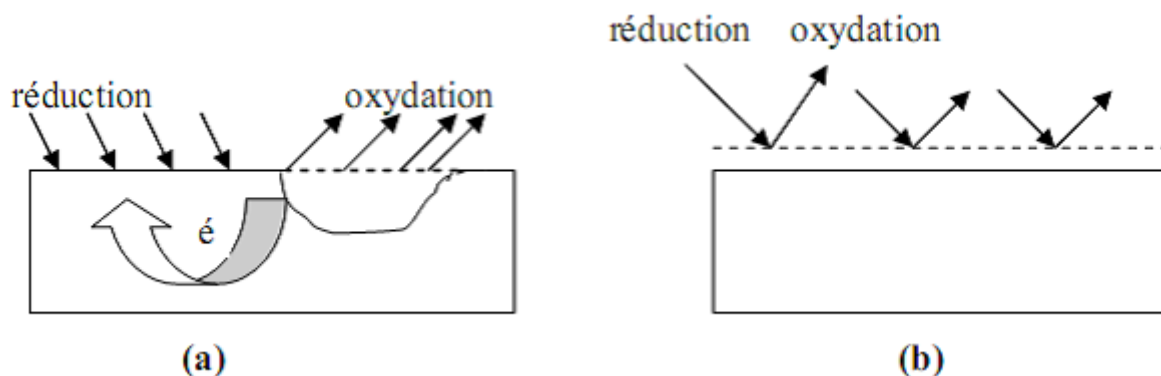


FIGURE IV.10 – Corrosion localisée (a) et Corrosion uniforme (b) d'un métal [24].

### IV.5.2.1 La corrosion par piqûres

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

L'aluminium est sensible à la corrosion par piqûres dans les milieux dont le pH est voisin de la neutralité, c'est-à-dire en fait dans tous les milieux naturels : eaux de surface, eaux de mer, humidité de l'air.

Contrairement à celle d'autres métaux, la corrosion de l'aluminium attire toujours l'attention parce que les piqûres sont recouvertes de pustules blanches (petites cloques) volumineuses et gélatineuses d'un gel d'alumine  $Al(OH)_3$ . Le volume de la pustule est beaucoup plus important que celui de la cavité sous-jacente.

Elle se produit quand le métal est mis en contact permanent ou intermittent avec le milieu aqueux, l'expérience montre que s'il y a corrosion par piqûres, elle se produit toujours dans les premières semaines de mise en service [1].

La **Figure IV.11** représente schématiquement la corrosion par piqûres d'un alliage d'aluminium, influencée par une particule intermétallique  $Al_3Fe$ , siège de la réduction de l'oxygène.

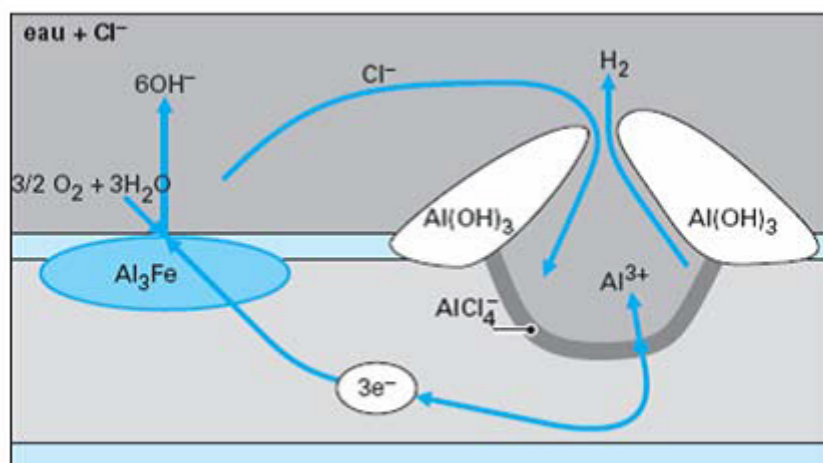


FIGURE IV.11 – Mécanismes de corrosion par piqûres des alliages d'aluminium [4].

La corrosion par piqûres a été décrite comme un mécanisme en dix étapes [4] :

1. Adsorption des ions chlorures au niveau des défauts du film d'oxyde puis migration dans le film.
2. Réduction du dioxygène dissout et charge de la capacité de double couche.
3. Rupture du film aux niveaux des défauts.
4. Oxydation de l'aluminium et formation de complexes chlorurés ( $AlCl_4^-$ ) et hydroxychlorurés ( $Al(OH)_2Cl$ ).
5. Dissolution des complexes chlorurés et repassivation de la piqûre.
6. Enrichissement en chlorure au fond de la piqûre et formation d'une couche stable de chlorures, oxychlorures.
7. Hydrolyse des chlorures d'aluminium et acidification du fond de la piqûre jusqu'à des valeurs de pH inférieures à 3. La réaction peut être simplifiée ainsi :
 
$$Al^{3+} + 3H_2O \rightarrow Al(OH)_3 + 3H^+ \quad (IV.11)$$
8. Diffusion des ions  $Al^{3+}$  depuis le fond de la piqûre vers l'ouverture et précipitation en  $Al(OH)_3$  au contact du milieu plus alcalin (sur les parois latérales sièges de la réaction cathodique et donc d'une certaine alcalinisation).
9. Entretien de la piqûre par dissolution de l'aluminium dans la solution acide de chlorure d'aluminium et production d'hydrogène limitant l'accumulation des chlorures et repoussant les produits de corrosion vers l'ouverture de la piqûre.
10. Re-passivation de la piqûre par obstruction ou perte de stabilité de la couche de chlorure (retour à l'étape 5).

#### IV.5.2.2 La corrosion filiforme

Elle peut être observée pour les matériaux revêtus (protection par peinture) ou recouverts 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 [4].

### IV.5.2.3 La corrosion caverneuse

Elle 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 [4].

### IV.5.2.4 La corrosion exfoliante ou feuilletante

Elle peut, dans le cas des alliages d'aluminium de la série 2000, se présenter dans la continuité de la corrosion intergranulaire. En effet, pour les produits transformés (laminés ou filés) la structure granulaire forme des plans parallèles à la direction de transformation. Ces plans peuvent être écartés par l'expansion volumique dû aux produits de corrosion, comme des feuillets se délaminant [4].

### IV.5.2.5 La corrosion sous contrainte

Elle 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 fissures perpendiculairement à la contrainte mécanique et en général le long des joints de grains dans le cas des alliages d'aluminium. 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 où il est plus soluble. L'hydrogène va ensuite accentuer la décohéation intergranulaire et favoriser la propagation des fissures de corrosion sous contrainte. [4]

### IV.5.2.6 La corrosion intergranulaire

Elle est, au même titre que la corrosion exfoliante et sous contrainte, une forme de corrosion structurale. Ce sont les hétérogénéités de microstructure qui en sont le moteur. En ce qui concerne les alliages de la série 2000, la sensibilité à la corrosion intergranulaire peut être induite par la précipitation aux joints de grains de particules riches en cuivre. Cette précipitation, se faisant à partir des atomes de cuivre de la solution solide, va induire une diminution de la concentration en cuivre de la zone adjacente aux joints de grains. Cette zone dépourvue en cuivre aura donc un potentiel plus cathodique que les particules riches en cuivre des joints de grains

mais aussi plus cathodique que la matrice d'aluminium elle-même. Un couplage galvanique peut donc avoir lieu, et aura donc comme conséquence la dissolution préférentielle et accélérée de cette zone adjacente aux joints de grains. Cette zone est par ailleurs appelée PFZ (Precipitate Free Zone) ou « dilute free zone ». En effet lors des étapes de précipitation structurale suivant la trempe, cette zone est dépourvue en soluté cuivre et ne sera donc pas le siège de la précipitation durcissante caractéristique de ces alliages [4].

#### IV.5.2.7 La corrosion galvanique

La corrosion galvanique est le point faible de la résistance à la corrosion de l'aluminium en raison de sa position dans la série galvanique. Il faut ajouter à cette liste de matériaux cathodiques, le graphite utilisé pour stabiliser les caoutchoucs et certains plastiques qui peuvent devenir dangereux au contact de l'aluminium dans les milieux agressifs.

Quand deux métaux différents comme l'aluminium et l'acier sont en contact électrique dans le même milieu électrolytique, ils forment un couple galvanique qui produit du courant en consommant le métal le plus anodique (**Figure IV.12**).

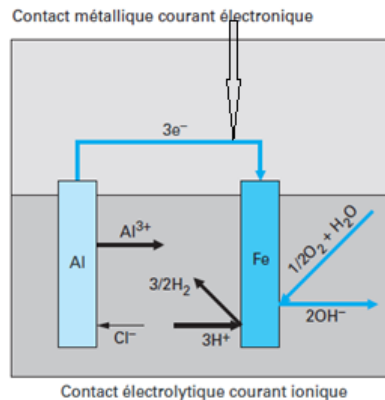


FIGURE IV.12 – Contact électrolytique courant ionique

L'aluminium, qui est anodique par rapport à la plupart des métaux usuels, est généralement la victime de ces assemblages. Si l'on considère seulement la série galvanique des métaux usuels (**Tableau IV.2**) on peut penser que la corrosion galvanique d'un assemblage aluminium/acier inoxydable pourrait être évitée avec un assemblage 2024/acier ordinaire. Malheureusement, l'expérience montre que, si l'on diminue ainsi le courant galvanique entre l'acier et l'aluminium, on n'augmente pas pour autant la durée de vie de l'assemblage. Le nouvel assemblage remplace deux métaux résistants à la corrosion par deux éléments corrodables, ce qui est gagné sur la corrosion galvanique est perdu sur l'autocorrosion des éléments du couple. L'expérience montre que, dans l'atmosphère, l'assemblage aluminium avec des vis en acier inoxydable se comporte bien. Par contre, pour les parties immergées, il est nécessaire d'isoler l'aluminium de tous les autres métaux [25].

Tableau IV.2 – Potentiels de métaux usuels mesurés dans l'eau de mer (en mV/ESC) [25].

Carbone .....	+100
Acier inoxydable 316 .....	+10
Titane .....	- 100
Cuivre .....	- 150
Laiton .....	- 200
Acier .....	- 600
2024-T4 .....	- 610
1050 .....	- 750
7072 .....	- 880
Cadmium .....	- 800
Zinc .....	- 1 100

# Partie expérimentale

# Chapitre V

## Procédures et équipements expérimentaux

L'objectif de cette étude est de suivre l'évolution de la microstructure et de la résistance à la corrosion d'un alliage d'aluminium, 2024 T3, qui a subi au préalable un traitement thermique d'homogénéisation puis a été laminé à froid à différents taux. Un nombre d'échantillons de cet alliage ayant subi les traitements cités, est soumis à un recuit d'adoucissement, pour mettre en évidence l'effet de ce post traitement sur la tenue à la corrosion de cet alliage.

Il est à souligner que cette étude s'inscrit dans le cadre d'un projet de recherche CNEPRU, et fait suite aux travaux de mémoires de PFE de O. T. FELLAHI et de K. AMARA qui, eux, n'ont pas étudié les effets des différents traitements thermiques et mécaniques sur la résistance à la corrosion de cet alliage d'aluminium.

### V.1 Matériau étudié

Le matériau que nous avons étudié est l'alliage 2024 T3 qui, selon la norme NF A02-104, a subi un traitement de mise en solution à une température de  $495 \pm 5^\circ\text{C}$ , trempé à l'eau à une température inférieure à  $40^\circ\text{C}$ , écroui et enfin mûri (vieillessement naturel).

Le **Tableau V.1** donne le résultat de l'analyse de la composition chimique de l'alliage 2024 T3. Cette analyse s'est faite, au niveau de la BCL de Blida, par la méthode de spectrométrie de fluorescence X qui indique que le spectre des rayons X émis par la matière est caractéristique de sa composition et que leur intensité est proportionnelle à la concentration de l'élément correspondant.

Tableau V.1 – Composition chimique de l'alliage 2024 T3

Al	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Ni	autres
93	4,34	1,32	0,86	0,08	0,25	0,025	0,017	0,108



## V.2 Échantillonnage

Les échantillons utilisés sont des parallélépipèdes de  $16 \times 7 \times 4,2 \text{ mm}^3$ , obtenus à partir du découpage d'une plaque de  $102 \times 51 \times 7 \text{ mm}^3$  qui a été effectué au niveau de l'entreprise nationale de production d'appareils de mesure et de contrôle (AMC) dont le siège social est situé à El Eulma, comme il est montré dans la **Figure V.1**, et ce, par le biais d'une découpeuse à électroérosion à fil de diamètre de  $0.2 \text{ mm}$ , avec une erreur de coupe de  $0.2 \text{ }\mu\text{m}$ .

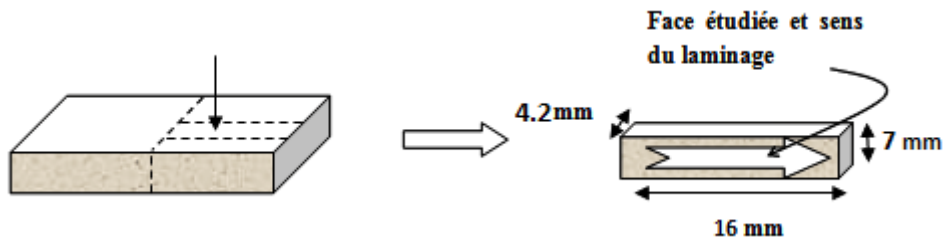


FIGURE V.1 – Le découpage.

### Organigramme des manipulations

Il est à noter, que nous avons utilisé pour chaque essai un échantillon à part, le découpage s'est fait selon le nombre d'échantillons nécessaires suivant l'organigramme suivant.

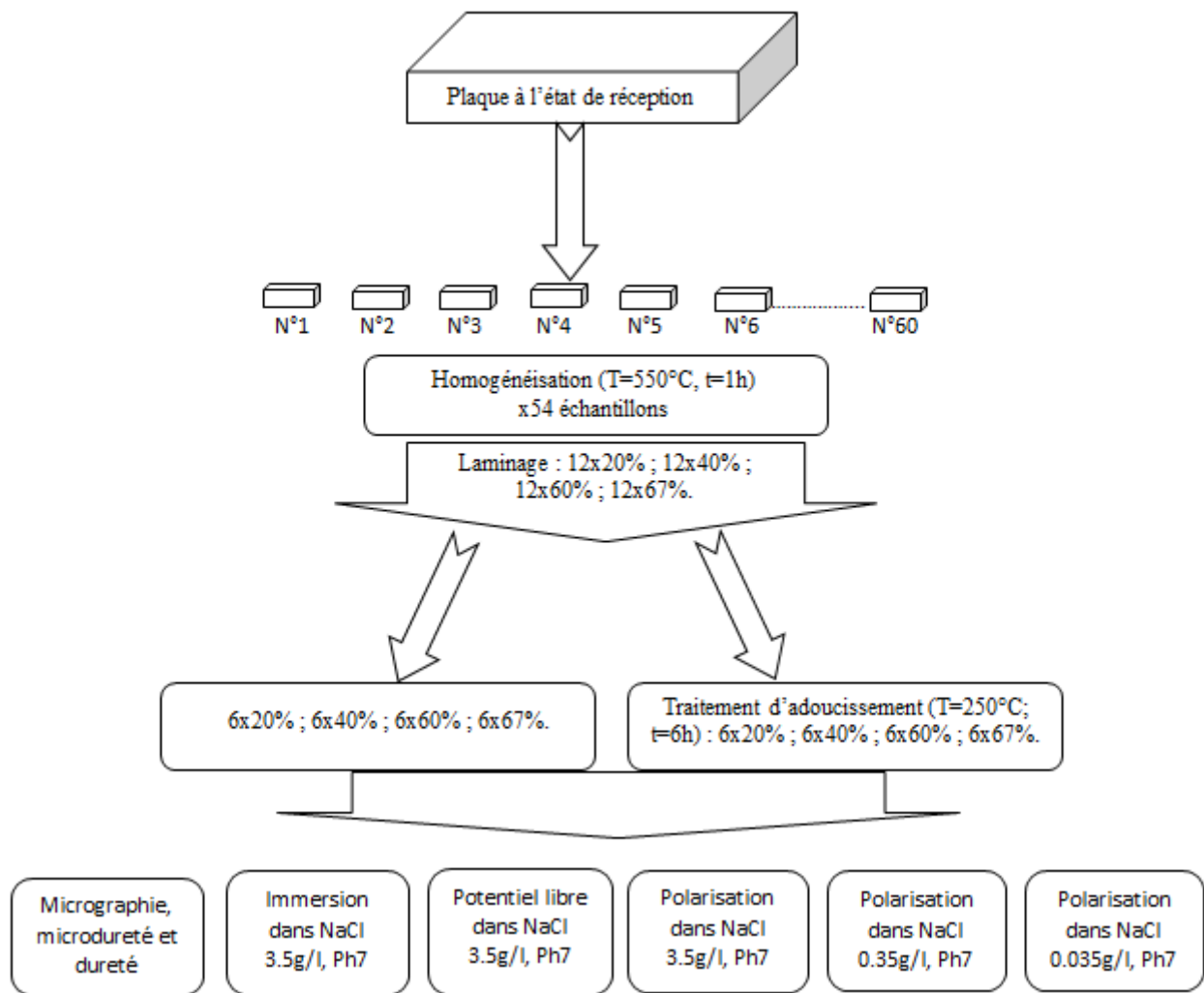


FIGURE V.2 – Organigramme présentant l'échantillonnage

Nous obtenons pour chaque essai :

1x brut, 1x homogénéisé ;  
 1x 20%N.T 1x 20%T.T ;  
 1x 40% N.T, 1x 40% T.T ;  
 1x 60%N.T, 1x 60% T.T ;  
 1x 67% N.T, 1x67%T.T.

### V.3 Traitement d'homogénéisation

Le traitement d'homogénéisation a pour but d'augmenter l'aptitude de déformation du matériau, réduire la micro-ségrégation et dissoudre les phases intermétalliques en excès [26].

La température et le temps du traitement sont choisis suivant le diagramme d'équilibre et le diagramme TTT présentés dans les **Figures V.3** et **Figure V.4**.

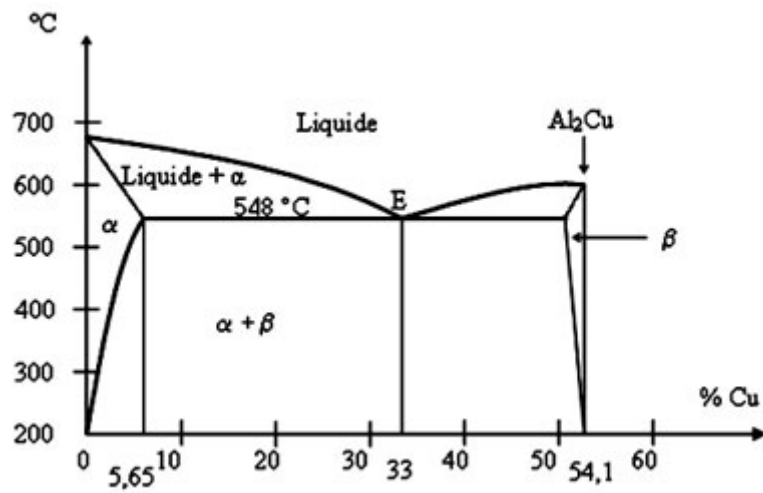


FIGURE V.3 – Diagramme d'équilibre d'Al-Cu [1].

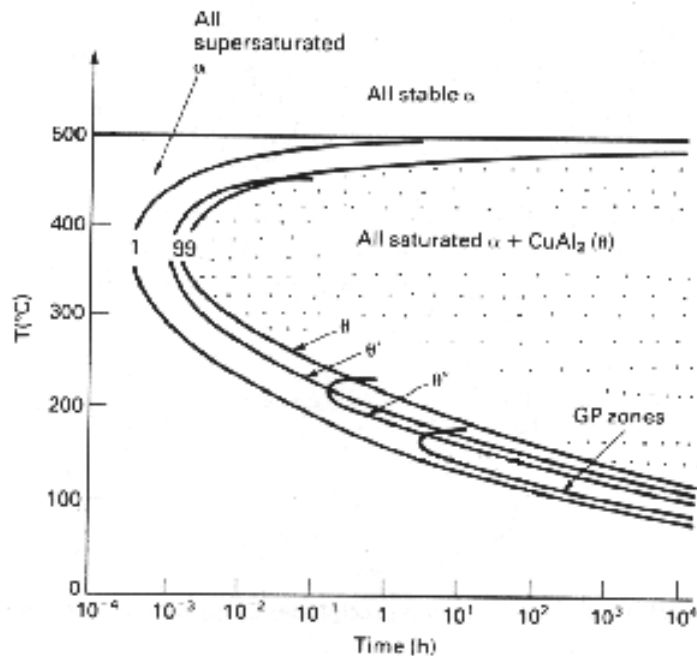


FIGURE V.4 – Diagramme TTT d'Al-Cu [1].

Le traitement d'homogénéisation consiste à [26] :

- Amener nos échantillons à une température de  $T_h = 550^\circ\text{C}$  dans domaine de la phase  $\alpha$ .
- Maintenir ces échantillons à cette température pendant une heure (**1h**) conformément au diagramme TTT.
- Laisser refroidir à l'air calme dans le four.

Le traitement d'homogénéisation est fait dans un four, de type Naberthern, ayant une chambre de forme parallélépipédique. Le chauffage est obtenu par effet Joule à l'aide d'une résistance encastrée tout autour de la chambre dont la température maximale peut atteindre les  $1100^\circ\text{C}$ . Ce four est équipé d'un régulateur de courbes de chauffage qui permet la mise en mémoire d'un programme de deux segments où il est possible d'ajuster la température et le temps. Il est également équipé d'une minuterie qui lui permet de réaliser des traitements en palier : c'est-à-dire des maintiens à températures constantes pendant des périodes de temps préalablement définies.

### V.4 Laminage

Le laminage est un procédé de fabrication par déformation plastique. Cette déformation est obtenue par compression continue au passage d'un métal entre deux cylindres tournant dans des sens opposés appelés laminoir, dans but de réduire de l'épaisseur du matériau.

Le laminage a été effectué à froid, au niveau du laboratoire des Sciences et Génie des Matériaux (LSGM) de l'Ecole Nationale Polytechniques d'Alger, à l'aide d'un laminoir manuel présenté dans la **Figure V.5**.



FIGURE V.5 – Laminoir manuel utilisé.

Le taux de réduction est calculé par la relation suivante [15] :

$$\varepsilon = \frac{e_0 - e}{e_0} \% \quad (\text{V.1})$$

Tel que :

- $e_0$  : Épaisseur initiale
- $e$  : Épaisseur finale

Les échantillons, de 4.2 mm d'épaisseur initiale, sont laminés à froid à différents taux de réduction ; **20%**, **40%**, **60%**, **67%**.

Il est à noter que, vers les 60% de réduction, des fissures sont apparues au niveau des bords de l'échantillon ; et que le taux maximal que nous avons pu atteindre est de 67%, et cela est dû au fait que l'espacement des deux cylindres du laminoir ne peut dépasser 1.35 mm.

## V.5 Traitement d'adoucissement

Après laminage, les échantillons déformés à différents taux de réduction sont dans un état écroui et présentent une structure anisotrope à grains allongés dans la direction du laminage.

Le traitement d'adoucissement n'a été effectué que sur la moitié des échantillons, afin de mettre en évidence son effet sur la microstructure et la résistance à la corrosion.

Ce traitement consiste à amener les échantillons à une température  $T_r = 250^\circ\text{C}$  se trouvant dans la fourchette de la température de restauration pendant 6 heures, puis les laisser refroidir au four [26].

## V.6 Préparation Métallographique

La connaissance des matériaux passe par l'évaluation de la forme, de la distribution, de la quantité et de l'identité des constituants (phases) qui les composent. L'un des outils élémentaires d'étude des matériaux reste le microscope optique. Mais avant l'observation, les échantillons doivent passer par une préparation métallographique qui se fait selon différentes étapes.

### V.6.1 L'enrobage

L'enrobage à froid consiste à piéger l'échantillon dans une résine afin d'en faciliter le polissage et autres manipulations.

### V.6.2 Polissage

Le polissage est une étape nécessaire pour amener le matériau à l'état de surface requis pour une observation microscopique.

Le polissage consiste à abraser la surface, à l'aide de disques de papiers abrasifs, montés sur des tourets de polissage dont la vitesse de rotation est de 300 à 400 tr/min. La diminution de la taille des grains abrasifs d'un papier à l'autre permet d'affiner progressivement l'état de polissage et de diminuer la rugosité moyenne de la surface à observer.

Le polissage de finition est effectué avec un papier feutre de velours imbibé d'une suspension diamantée. Cette dernière étape a pour objectif d'enlever les rayures qui subsistent aux polissages précédents, et amener ainsi l'échantillon à un état de surface miroir prêt pour l'attaque chimique.

### V.6.3 Attaque chimique

L'objectif de l'attaque chimique est de révéler la microstructure du matériau. Dans le cas de l'aluminium et ses alliages, le réactif Keller est préconisé. Ce réactif est composé d'acide chlorhydrique (HCl) à 37%, d'acide nitrique ( $HNO_3$ ) à 67% et d'acide fluorhydrique (HF) à 42%. Notre solution d'attaque est dans la composition suivante [27] :

- 95 ml de  $H_2O$  ;
- 2,5 ml de  $HNO_3$  ;
- 1,5 ml de HCl ;
- 1 ml de HF.

L'attaque chimique dure de 1 à 2 mn, selon le cas, jusqu'à l'observation d'une microstructure. Les échantillons ont été ensuite rincés à l'eau du robinet puis séchés convenablement.

## V.7 Observation microscopique

Après l'attaque chimique, nous utilisons le microscope optique afin d'observer la microstructure des échantillons.

Les observations sont faites par le microscope optique, de type OPTIKA M-789 de grossissement de 200 et 500, relié à une caméra. Les micrographies ont été prises par l'intermédiaire du logiciel d'analyse d'image Optikaview2 qui permet de lire et de sauvegarder les images.

## V.8 Dureté et microdureté

La mesure de dureté correspond à la résistance à la pénétration locale du matériau considéré. La dureté dépend non seulement des caractéristiques de ce matériau, mais aussi de la nature et de la forme du pénétrateur et du mode de pénétration. Le pénétrateur, de forme variable, est suffisamment dur pour ne pas être déformé par le matériau à essayer.

Dans notre étude nous utilisons un pénétrateur de type Vickers, qui est une pyramide de diamant à base carrée où l'angle entre les deux faces opposées est de  $136^\circ$ .

Comme illustré dans la **Figure V.6**, la pyramide est appliquée sur le métal avec une charge  $F$ ,

après suppression de la charge, persiste dans le métal une empreinte carrée. La mesure de la longueur de la diagonale de l'empreinte, moyenne des deux diagonales, se fait à 0,002 mm près, grâce à un microscope micrométrique lié à la machine [28].

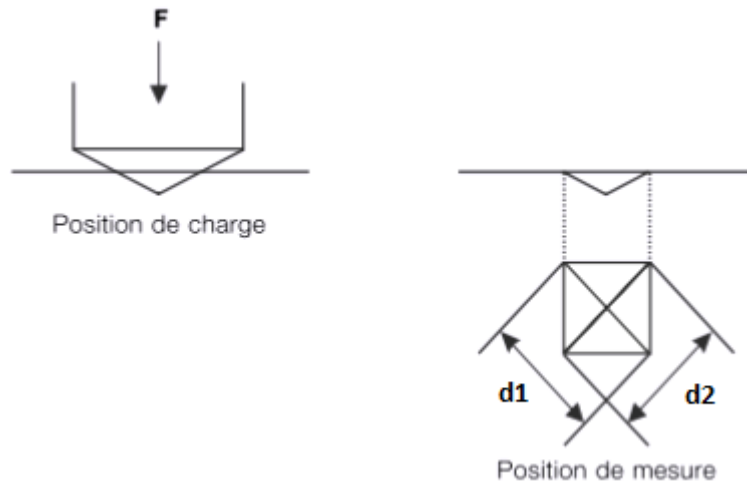


FIGURE V.6 – Pénétrateur de type Vickers [28].

La valeur de la dureté est donnée par l'expression suivante :

$$HV = 0,189 \cdot \frac{F}{D^2} \quad \text{où} \quad D = \frac{d_1 + d_2}{2} \quad \text{la diagonale moyenne de l'empreinte} \quad (V.2)$$

Les tables fournies avec le duromètre donnent directement HV en fonction de F et de D [28].

La charge employée dans notre cas est de **5Kgf** pour la dureté.

La valeur finale HV relevée est la moyenne de huit mesures consécutives, sur différentes plages de l'échantillon.

Des essais de microdureté ont également été effectués, afin de mettre en évidence la présence, éventuellement d'inclusions intermétalliques. La différence entre la dureté et la microdureté est que la seconde vise des entités particulières au niveau de la microstructure (grains, joints de grains, inclusions ...), aussi Les échantillons doivent être polis à l'état miroir, puis attaqués chimiquement, afin de mieux détecter ces entités. La charge appliquée est beaucoup plus faible que celle utilisée dans l'essai de dureté ; dans notre cas nous utilisons une charge de **0.05 Kgf**.

## V.9 Essai de corrosion par immersion

Cet essai consiste à plonger le matériau dans une solution qui contient des ions oxydants ( $H^+$ ,  $O_2$ ,  $ClO^-$  ...), et de suivre périodiquement son état de corrosion.

Des mesures de perte de masse sont entreprises, ainsi que des observations au microscope avec des prise de photos afin de les traiter par un logiciel d'analyse d'image qui permet de calculer

les fractions surfaciques corrodées.

Nous avons opté pour l'essai normalisé de corrosion par immersion, où la solution est celle du **NaCl** d'une concentration de **3.5 g/l**. Le volume nécessaire dépend de l'échantillon, où chaque centimètre carré de l'échantillon nécessite 50 ml de solution [29, 30].

Nos essais se sont étendus sur une période de **huit jours**. Nous avons mesuré la perte de masse et pris des images de micrographie.

- correction et réglage des images ;
- calibrage du logiciel image-J par l'option « set scale » ;
- choix de la fonction (pour notre cas c'est GRID), et ajustement des paramètres ;
- choix de la fonction « CELL COUNTER » afin de calculer la fraction voulue.

Une capture d'écran est présentée dans la **Figure V.7**, où le taux de piquuration est calculé en divisant le nombre de points coïncidant avec des piqûres sur le nombre de tous les points.

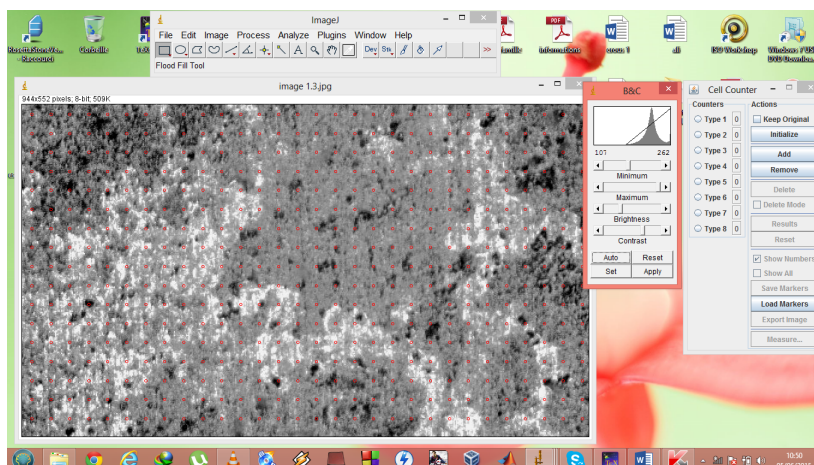


FIGURE V.7 – Capture d'écran du logiciel Image-J traitant une image.

## V.10 Essai électrochimique

Cet essai permet d'évaluer le potentiel libre, et de tracer les courbes de polarisation  $i = f(E)$ , afin de déterminer le potentiel de corrosion ( $E_{corr}$ ), La résistance de polarisation  $R_p$ , la densité de courant de corrosion ( $i_{corr}$ ) et la vitesse de corrosion ( $V_{corr}$ ) du matériau étudié.

Pour ce faire nous avons utilisé une chaîne électrolytique constituée de :

- un potentiostat, schématisé dans la **Figure V.8**, pour imposer à l'électrode de travail un potentiel qui variera linéairement en fonction du temps avec des vitesses de balayage contrôlées, Cet appareil dispose de trois sorties, la première pour l'obtention des potentiels imposés, la seconde pour l'obtention des intensités débitées dans la chaîne électrolytique et la troisième est une électrode de référence ;
- une cellule électrochimique ; constituée d'un béccher contenant l'électrolyte, l'électrode de



travail (ET), l'électrode de référence (ER) et une contre électrode (CE). Ces électrodes sont reliées au potentiostat via des câbles conducteurs.

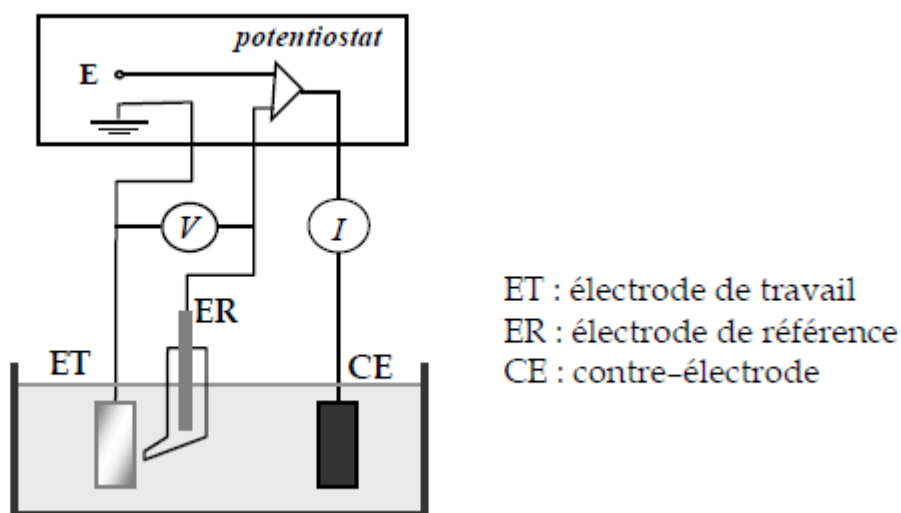


FIGURE V.8 – Schéma du dispositif pour le tracé d'une courbe  $i = f(E)$  en mode potentiostatique.

L'acquisition des données et le tracé des courbes sont pilotés par ordinateur via le logiciel « VoltaMastre 4 », qui enregistre les valeurs du potentiel imposé et du courant résultant, trace les courbes  $i = f(E)$  et  $\ln(i) = f(E)$  et qui calcule les paramètres quantifiant la corrosion à savoir la résistance à la polarisation  $R_p$ , le potentiel le courant et la vitesse de corrosion ( $E_{corr}$ ,  $i_{corr}$  et  $V_{corr}$ ).

### V.10.1 Conditions de travail

- **Electrolyte** : les essais sont effectués à *température ambiante* dans des **solutions de NaCl** de différentes concentrations (**3.5g/l, 0.35g/l et 0.035g/l**) de **Ph neutre**, afin de mettre en évidence l'effet des ions  $\text{Cl}^-$  sur le potentiel de corrosion par piquation.
- **L'électrode de travail** : c'est l'échantillon à étudier.
- **L'électrode de référence** : c'est une électrode au calomel saturée (ECS) en  $\text{AgCl}$ , dont le potentiel est  $E = 199 \text{ mV}$  par rapport à l'électrode normal à hydrogène. Elle est placée à une faible distance par rapport à l'électrode de travail, pour minimiser l'influence de la chute ohmique.
- **La contre électrode**, ou électrode auxiliaire c'est une tige de platine immergée dans le milieu de travail pour assurer une meilleure répartition des lignes de courant.
- La vitesse de balayage est de **3.33 mV/s**.

### V.10.2 Mesure du potentiel libre

Afin de mesurer le potentiel libre de l'interface étudiée on utilise le dispositif illustré dans la **Figure V.8**, l'échantillon est "abandonné" dans le milieu corrosif au sein de la cellule élec-

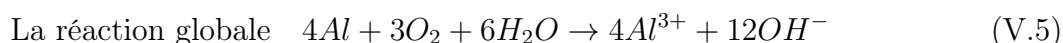
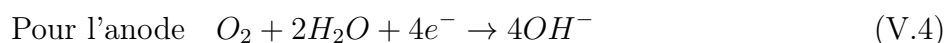
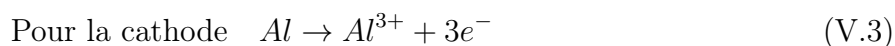
trochimique, en courant circuit, pendant 10 à 15h, jusqu'à stabilisation de son potentiel.

les valeurs du potentiel sont enregistrées chaque 15 secondes afin de tracer la courbe  $E=f(t)$ . Ce potentiel tend vers une valeur stationnaire pour une durée d'immersion qui dépend de la nature du matériau et de celle de l'électrolyte.

### V.10.3 Polarisation potentiostatique

La méthode de polarisation potentiostatique consiste à balayer une gamme de potentiels du domaine cathodique vers le domaine anodique avec une vitesse de balayage constante et enregistrer les valeurs du courant résultant afin de tracer la courbe de polarisation.

Notre milieu étant neutre la corrosion est la somme des deux réactions suivantes [1] :



#### \* Courbe obtenue

Le courant de corrosion est déterminé par la polarisation linéaire de l'électrode de travail (échantillon d'aluminium étudié), où on applique un potentiel. Le métal est ainsi parcouru par un courant global non nul. La valeur de l'écart  $\Delta E$  entre les potentiels imposés rapportée au potentiel d'abandon est appelée « polarisation ».

Un exemple des courbes  $i=f(E)$  obtenues en utilisant le logiciel « VoltaMaster 4 » est présenté dans la **Figure V.9**.

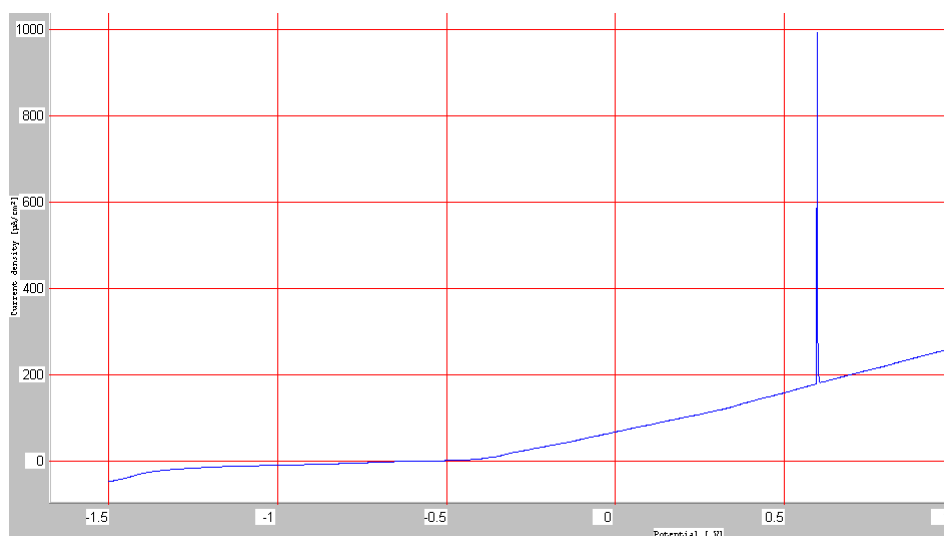


FIGURE V.9 – Courbe  $i = f(E)$  donnée par le logiciel « VoltaMaster »

\* Méthodes de dépouillement

L'exploitation des les courbes  $i = f(E)$  et/ou  $\ln(i) = f(E)$  nous permettent d'accéder aux paramètres de la corrosion : le potentiel et la densité de courant de corrosion ( $E_{corr}$  et  $i_{corr}$ ), la résistance à la polarisation ( $R_p$ ) et la vitesse de corrosion ( $V_{corr}$ ).

Potentiel de corrosion,  $E_{corr}$ , et densité de courant de corrosion,  $i_{corr}$

La courbe  $i = f(E)$  donne la séquence des phénomènes résultants d'une combinaison des processus anodiques et cathodiques à l'interface métal/solution. L'impossibilité de calculer  $i_{corr}$ , conduit à exploiter la courbe courant-tension à l'échelle semi logarithmique  $\ln(i)=f(E)$  qui est donnée par le « VoltaMaster » **Figure V.10**, par la méthode des droites de Tafel.

Les deux paramètres de corrosion,  $E_{corr}$  (V/ECS) et  $i_{corr}$  ( $\mu A/cm^2$ ), sont obtenus à partir des coordonnées (abscisse et ordonnée) du point d'intersection de l'extrapolation des droites de Tafel anodique et cathodique, de la courbe de polarisation potentiostatique en coordonnées semi-logarithmiques ( $\ln|i|=f(E)$ ).

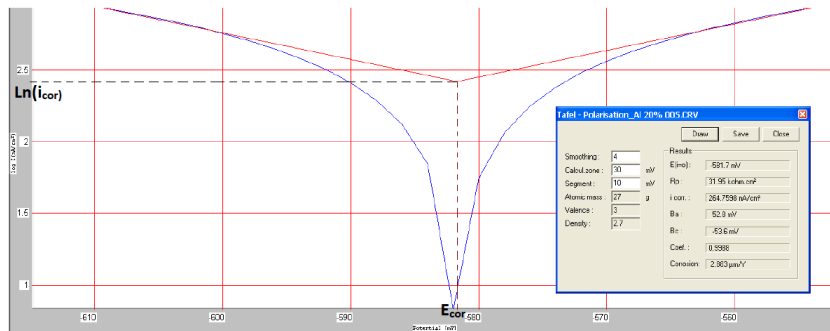


FIGURE V.10 – Courbe de polarisation à l'échelle semi logarithmique et droites de Tafel.

\* Résistance de polarisation,  $R_p$

La courbe de polarisation au voisinage de  $E_{corr}$  peut être assimilée à un tronçon linéaire comme on peut le voir sur la **Figure V.11** :

L'exploitation de ce tronçon linéaire permet de calculer la résistance de polarisation  $R_p$  qui correspond à la pente de la droite  $i = f(E)$ , selon l'équation suivante [24], (l'intervalle de validité de cette méthode reste de  $\pm 20$  mV autour de  $E_{corr}$ .) :

$$R_p = \frac{dE}{di} |_{E_{corr}} \quad (\Omega.cm^2). \tag{V.6}$$

Il est à noter que  $R_p$  et  $i_{corr}$  sont liés encore par la relation de Stern- Geary :

$$i_{corr} = \frac{1}{2,3R_p} \cdot \frac{\beta_a \cdot \beta_c}{\beta_a + \beta_c} \tag{V.7}$$

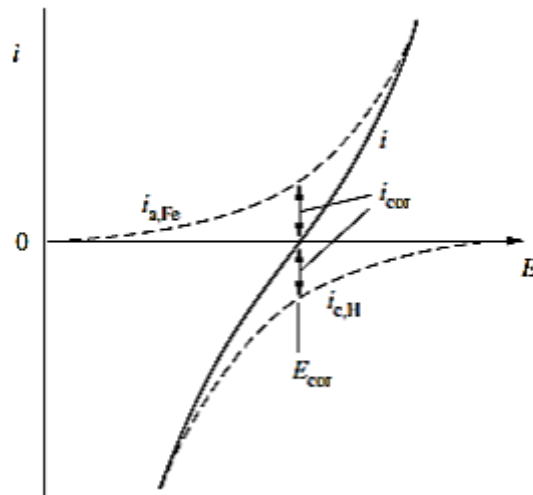


FIGURE V.11 – Courbe intensité-potentiel.

où  $\beta_a$  et  $\beta_c$  sont respectivement les pentes de Tafel anodique et cathodique.

**\* Vitesse de corrosion,  $V_{corr}$**

Connaissant la densité du courant de corrosion, on peut, à partir de la loi de Faraday, déduire la vitesse de corrosion, ou vitesse de dissolution, donnée par l'équation suivante [24] :

$$V_{corr} = \frac{M \cdot i_{corr}}{\rho \cdot n \cdot F} \quad (cm/ans). \quad (V.8)$$

Où :

- M : la masse molaire ;
- n : nombre de mole d'échange d'électron ;
- F : Constante de Faraday.

# Chapitre VI

## Résultats et interprétations

Dans ce chapitre, nous allons présenter les résultats obtenus lors de différentes manipulations réalisées dans le cadre de l'étude de l'influence de la déformation et du traitement d'adoucissement sur la microstructure et la cinétique de corrosion de l'alliage d'aluminium 2024 T3.

Nous aborderons ce chapitre par la présentation des micrographies des différents échantillons qui nous montrent les composés de la microstructure (phases, inclusions, porosités, ... etc.) du matériau étudié.

L'existence des inclusions est démontrée par la micro dureté qui les différencie par rapport aux porosités. Quant à la dureté, elle donne une information qualitative qui permet de comparer le taux de régénération entre les différents échantillons qui ont subi un traitement d'adoucissement après déformation.

Nous entamerons la partie de la corrosion par la présentation des résultats des essais d'immersion qui englobent la perte de la masse et la densité de piqûre.

Enfin, nous terminons par la présentation des différents paramètres qui quantifient la cinétique de corrosion.

### VI.1 Caractérisation structurale de l'alliage 2024 T3

La micrographie est un outil qualitatif qui permet de réaliser une comparaison entre les structures des différents échantillons afin de mettre en évidence les éléments structuraux correspondants aux différents traitements mécaniques et thermiques.

#### VI.1.1 Micrographie de l'alliage 2024 T3 à l'état brut de réception

La **Figure VI.1** représente la structure de l'alliage 2024 T3 que nous avons étudié, avant tout traitement thermique et mécanique. Nous présentons dans cette figure la différence entre la micrographie d'un échantillon brut poli et non attaqué chimiquement (**Figure VI.1.a**), et la micrographie du même échantillon poli et attaqué chimiquement (**Figure VI.1.b**).

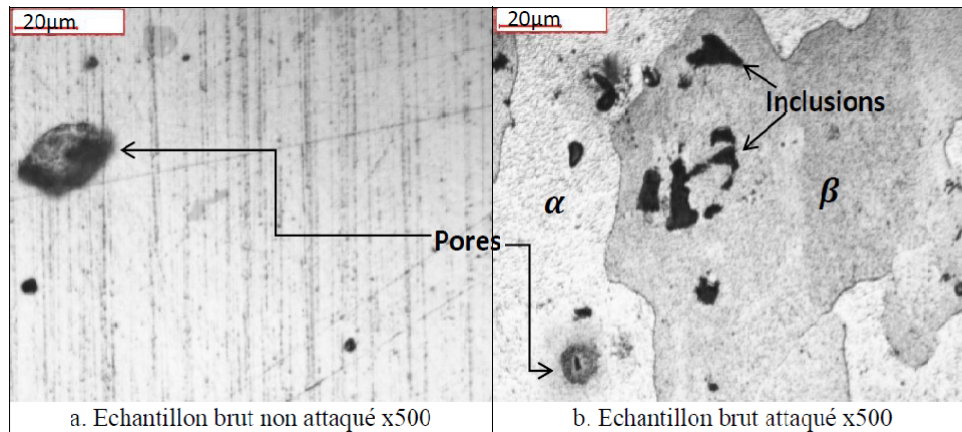


FIGURE VI.1 – Micrographie de l'échantillon brut avant et après attaque chimique.

L'alliage 2024 T3 est constitué de deux phases  $\alpha$ ,  $\beta$  et de taches noires qui peuvent être des porosités ou des inclusions. La phase majoritaire de couleur claire est la matrice  $\alpha$  qui est une phase homogène. La seconde phase plus sombre correspond aux précipités  $S-Al_2CuMg$  et  $\theta-Al_2Cu$ . Les précipités sont formés par un vieillissement naturel de l'alliage tel qu'il est désigné par « T3 » qui est un processus contenant trois phases : mise en solution, trempe et maturation [3, 5].

La **Figure VI.1** montre l'existence des porosités représentées par les taches noires. En comparant la densité des taches noires entre les deux figures, on peut éventuellement attribuer le surplus des taches noires dans l'échantillon attaqué aux inclusions.

### VI.1.2 Micrographie de l'alliage 2024 T3 après homogénéisation

La **Figure VI.2** présente un échantillon brut et un autre homogénéisé. Le traitement d'homogénéisation consiste en un traitement thermique de température  $T = 550\text{ °C}$  pendant une heure, suivi d'un refroidissement au four.

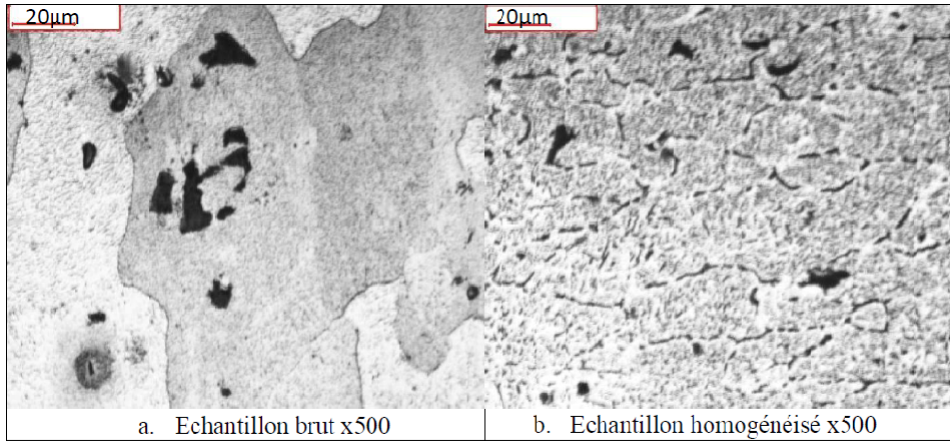


FIGURE VI.2 – Microstructures de l'échantillon brut(a) et de l'échantillon homogénéisé (b).

Nous observons que la microstructure de l'échantillon homogénéisé est marquée par la coexistence des deux phases avec la présence des inclusions et des porosités.

Nous signalons que pendant le traitement d'homogénéisation, deux phénomènes ont eu lieu [7, 31] :

1. La dissolution des phases durcissantes provoquée par les processus de diffusion des éléments d'addition qui vont former des solutions de substitution ou d'insertion. Par conséquent, nous remarquons une homogénéisation de la composition chimique d'où la coexistence des deux phases.
2. Dissolution de phases intermétalliques en excès. Notre matériau a subi une trempe (T3) et il existe souvent un excès de phases intermétalliques par rapport à la proportion correspondant à l'équilibre.  
Un des effets favorables de l'homogénéisation est de rapprocher l'alliage de l'état d'équilibre et de dissoudre les phases intermétalliques en excès.
3. Diminution des défauts ponctuels avec élimination des dislocations par annihilation ou par leur montée à la surface ce qui minimise les contraintes résiduelles.

### VI.1.3 L'effet des taux de déformation sur la microstructure de l'alliage 2024 T3

La **Figure VI.3** présente des micrographies d'échantillons homogénéisés qui ont subi une déformation à froid à différents taux (20%, 40%, 60% et 67%).

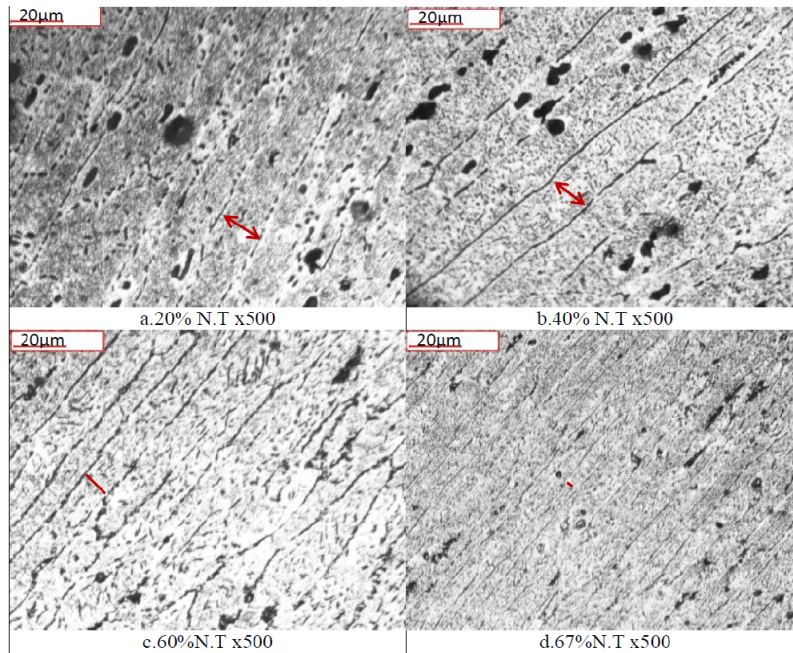


FIGURE VI.3 – Évolution de la microstructure en fonction du taux de laminage a)20 % ;b) 40 % ;c) 60 % ;d) 67 %.

La micrographie des échantillons laminés montre clairement une texture de plus en plus marquée qui est l'origine de l'anisotropie du matériau écroui. Nous observons également qu'au fur et à mesure de l'augmentation du taux de déformation, les grains s'allongent selon la direction du laminage. Nous remarquons aussi que le rapport de la largeur du grain sur sa longueur diminue.

Sachant que l'anisotropie est induite par le procédé de laminage, elle augmente la densité des défauts ponctuels et le nombre de dislocations. De ce fait, le matériau emmagasine une énergie proportionnelle au le taux de déformation qui conduit à une vitesse de restauration importante [31, 32].

#### VI.1.4 L'effet du traitement d'adoucissement sur la microstructure de l'alliage 2024 T3

La **Figure VI.4** présente des échantillons déformés à différents taux (20%, 40%, 60% et 67%) puis soumis à un traitement d'adoucissement avec une température de  $T = 250^{\circ}\text{C}$  pendant 6h, suivi d'un refroidissement au four.



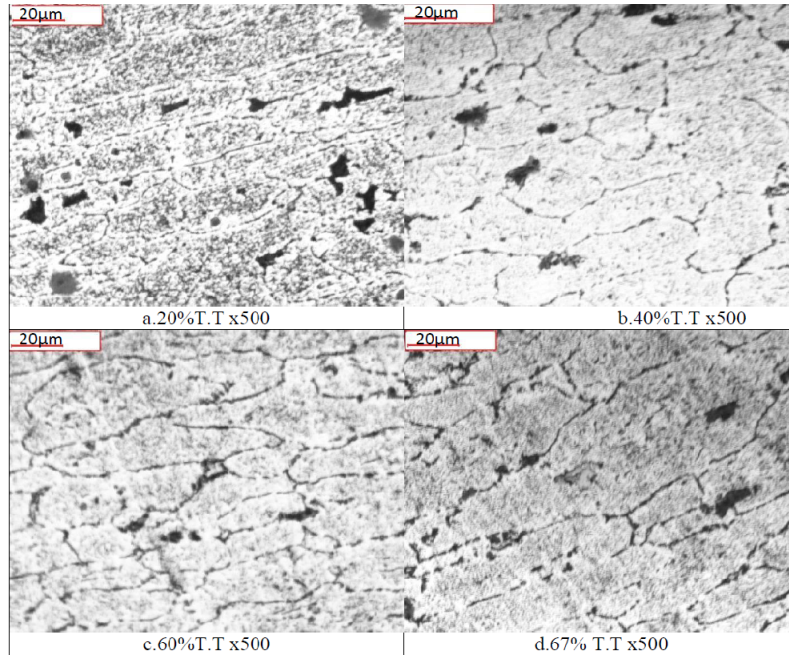


FIGURE VI.4 – Évolution de la microstructure en fonction du taux de laminage et de la restauration, a)20 % ;b) 40 % ;c) 60 % ;d) 67 %.

Nous observons sur la micrographie des échantillons laminés et adoucis des grains un peu plus équiaxes mais toujours allongés selon la direction du laminage, ce qui montre que la restauration n'a pas atteint une valeur importante. L'augmentation de la taille moyenne des grains après le traitement d'adoucissement induit une diminution de la quantité des défauts qui interviennent comme obstacle au libre parcours des dislocations. La micrographie révèle une relation de proportionnalité entre le taux de déformation et la taille des grains. En conséquence, la restauration est proportionnelle au taux de déformation.

Ceci est justifié par le fait que le taux de restauration est lié à la vitesse de régénération. Cette dernière est conditionnée par l'énergie emmagasinée pendant la déformation. Nous avons mentionné auparavant que l'augmentation des défauts ponctuels ou linéaires lors de la déformation provoque une élévation de l'énergie emmagasinée par le matériau [31].

## VI.2 Microdureté et dureté

Dans ce qui suit nous allons présenter les résultats de la microdureté et de la dureté, pour les différents échantillons, à savoir le brut, l'homogénéisé, les échantillons déformés à différents taux sans traitement d'adoucissement et les échantillons déformés puis traités thermiquement.

### VI.2.1 Microdureté

L'essai de microdureté a été effectué en ciblant les différentes régions de la microstructure en l'occurrence, les différentes phases (pour l'échantillon brut), les joints de grains, les inclusions

et les pores.

### VI.2.1.1 Microdureté de l'échantillon brut et homogénéisé

La **Figure VI.5** représente la microdureté de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisé.

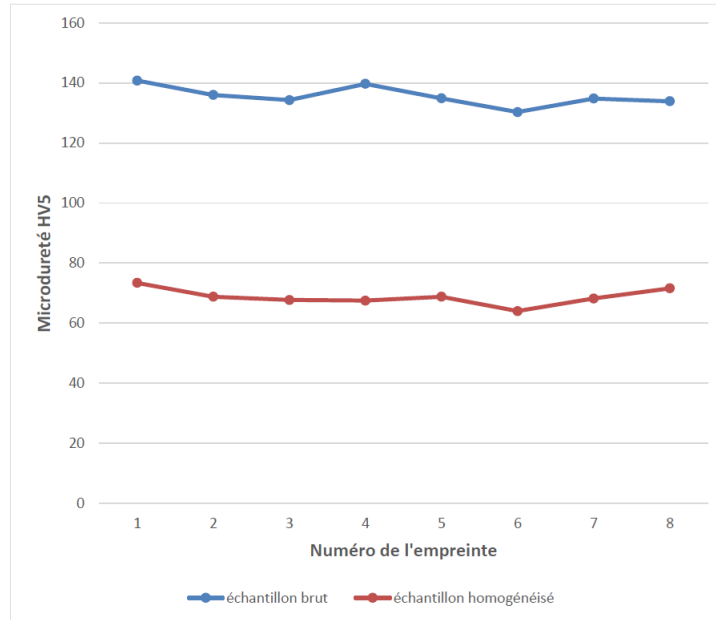


FIGURE VI.5 – Microdureté de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisé

Nous remarquons que la microdureté diminue considérablement après l'homogénéisation. Pour l'échantillon brut, les valeurs tournent aux tours des 135HV, pour l'échantillon homogénéisé, les valeurs de la microdureté avoisinent les 67HV.

Pour l'échantillon brut, on remarque qu'il y a présence d'un écart entre les valeurs de la microdureté, c'est dû à l'existence de deux phases  $\alpha$  et  $\beta$ , avec une valeur maximale de 140HV qui correspond à une inclusion.

Dans le cas de l'échantillon homogénéisé, la différence entre les valeurs de microdureté n'est pas aussi notable, ce qui conforte l'idée que les deux phases qui existaient avant le traitement thermique, ne font plus qu'une seule, avec dissolution des inclusions en excès, ce qui amène à une diminution de la valeur de la microdureté, n'empêche que certaines inclusions persistent encore après le traitement mais leurs taille devient plus faible. La taille de l'empreinte étant plus grande que la valeur de la microdureté maximale donnée correspond à l'ensemble matrice + inclusion [3, 5].

### VI.2.2 Dureté

Dans cette partie nous allons présenter l'évolution de la dureté des différents échantillons, en fonction du taux de laminage et du traitement thermique d'adoucissement.

### VI.2.2.1 Dureté de l'échantillon brut et homogénéisé

La **Figure VI.6** est un histogramme comparatif entre la dureté de l'échantillon brut, et celle de l'échantillon homogénéisé.

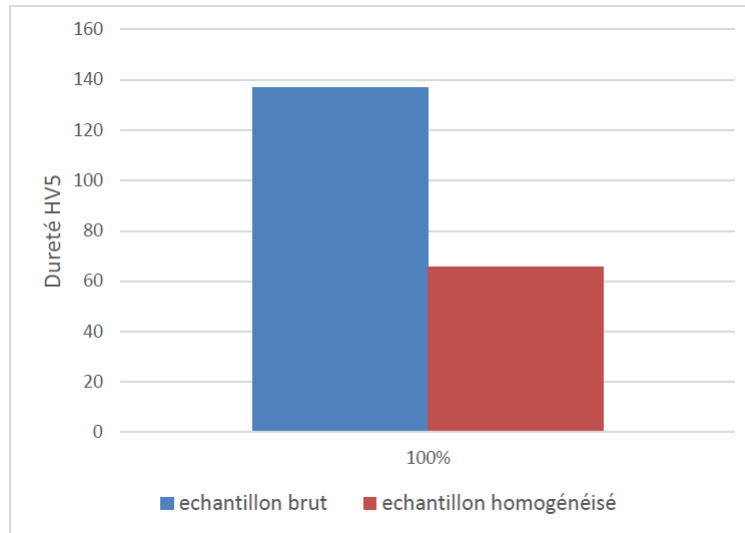


FIGURE VI.6 – Duretés de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisé.

La **Figure VI.6** nous montre que la dureté de l'échantillon brut est plus élevée que celle de l'échantillon homogénéisé.

Cette différence est due à la différence de densité de précipités. Dans le cas de l'échantillon brut, la densité de précipités est élevée et ils sont formés par le vieillissement naturel. Suite au traitement d'homogénéisation, les éléments d'addition sont diffusés et, par conséquent, la densité de précipités diminue. Ce qui engendre une diminution de la dureté de l'échantillon homogénéisé [31, 32].

### VI.2.2.2 L'effet du taux de déformation sur la dureté des échantillons non traités thermiquement

Pour montrer l'influence de la déformation sur la dureté, nous traçons la courbe présentée dans la **Figure VI.7**

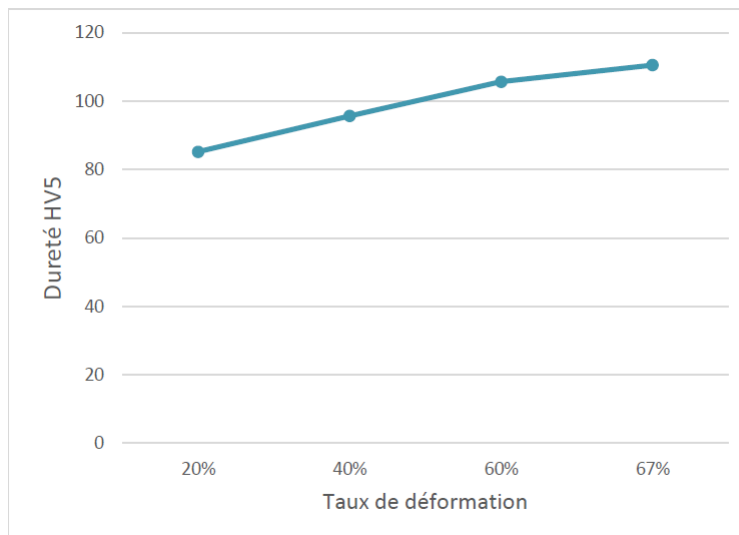


FIGURE VI.7 – Évolution de la dureté en fonction du taux de laminage des échantillons non adoucis.

Nous constatons que la dureté augmente avec le taux de déformation. Sachant que la déformation augmente les défauts ponctuels et linéaires, le matériau écroui devient dur. Donc, au fur et à mesure que le taux de déformation est élevé, la dureté de l'échantillon deviendra importante en conséquence [32].

### VI.2.2.3 L'effet du taux de déformation sur la dureté des échantillons traités thermiquement

Le traitement d'adoucissement ou de restauration a pour effet de régénérer la ductilité du matériau. La **Figure VI.8** nous montre l'effet de l'adoucissement sur la dureté des échantillons déformés à différents taux (20%, 40%, 60% et 67%).

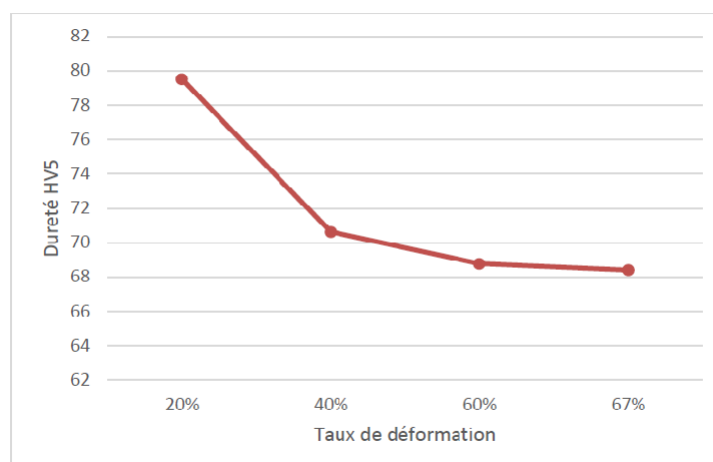


FIGURE VI.8 – Évolution de la dureté en fonction du taux de laminage des échantillons adoucis.

La dureté des échantillons ayant subi un traitement d'adoucissement décroît avec le taux de déformation. Nous signalons que le recuit de restauration a pour but la diminution de la densité des défauts ponctuels et la réduction des dislocations. La décroissance de la dureté est due à la différence de densité de défauts qui est conditionnée par la vitesse de restauration qui croît avec le taux de déformation. Sachant que cette dernière a pour effet la réduction des défauts, c'est pourquoi la dureté des échantillons adoucis diminue avec le taux de déformation [32].

#### VI.2.2.4 L'effet du taux de déformation et du traitement d'adoucissement sur la dureté de l'alliage 2024 T3

Dans la **Figure VI.9** nous présentons la superposition des courbes de duretés des échantillons laminés avec et sans traitement d'adoucissement, afin de mettre en exergue l'effet de ce traitement.

Nous avons mentionné auparavant que la dureté croît avec le taux de déformation et diminue en fonction du traitement d'adoucissement.

Nous observons que la dureté des échantillons ayant subi un traitement d'adoucissement est moins élevée que celle des échantillons déformés seulement.

La différence de densité de défauts ponctuels macroscopiques et linéaires entre les deux types d'échantillons est à l'origine de ce constat.

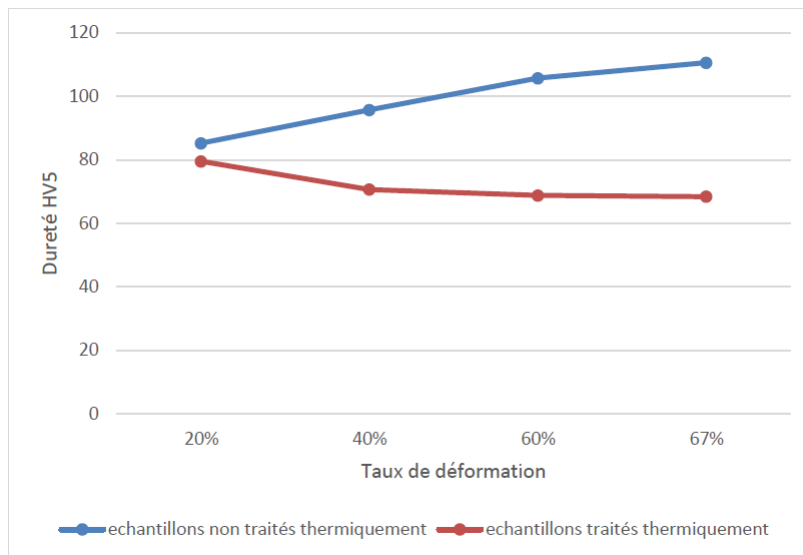


FIGURE VI.9 – Courbes de dureté en fonction du taux de déformation avec et sans post traitement.

### VI.3 Essai de corrosion par immersion

La corrosion par piqûres est une méthode de dépassivation des matériaux passifs. Cette forme de corrosion nécessite un film passif avec la présence des anions halogénures comme  $Cl^-$ . Notons que la corrosion par piqûres est une forme localisée, c'est pourquoi elle est favorisée par la présence des inclusions ou des défauts à la surface de l'échantillon.

Afin de caractériser la corrosion par piqûres, nous avons entamé notre étude électrochimique par l'essai d'immersion pour avoir une idée quantitative en mesurant la perte de la masse et en calculant la densité de piqûres en utilisant le logiciel ImageJ sur des micrographies tel que celles représentées dans la **Figure VI.10** . Cette étude qui est réalisée dans une solution de 3.5 % NaCl de PH=7, prend comme paramètres : le traitement d'homogénéisation, les taux de déformation et le traitement d'adoucissement.

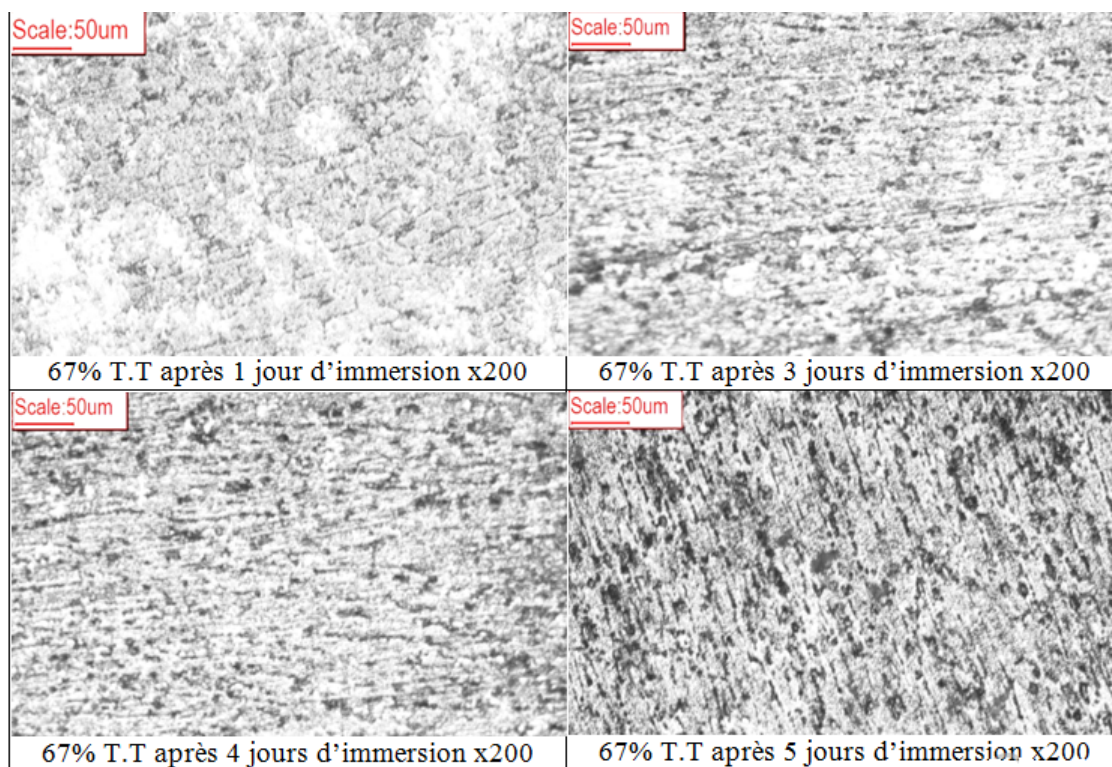


FIGURE VI.10 – Micrographies des échantillons après immersion dans une solution de 3.5 % NaCl à pH=7.

#### VI.3.1 La variation de la masse en fonction du temps

Pour quantifier la perte de la masse des échantillons au cours de l'essai d'immersion, nous présentons le (**Tableau VI.1** qui résume la mesure de la masse des différents échantillons avant l'essai.

Tableau VI.1 – La masse des différents échantillons.

Échantillons	brut	homogénéisé	20 N.T	40% N.T	60% N.T	67% N.T	20% T.T	40% T.T	60% T.T	67% T.T
Masse (g)	1.642	1.304	0.955	0.448	0.394	0.177	0.865	0.331	0.293	0.255

Nous avons constaté que la variation de la masse en fonction du temps est pratiquement nulle.

Ce fait est dû probablement à la fois à la corrosion par piqûres et au degré de précision de la balance utilisée (en milligrammes).

Nous avons mentionné auparavant que pendant la formation des piqûres; il y'en a d'autres piqûres qui se repassivent au même temps. En plus, la littérature prévoit une faible profondeur (de l'ordre du micron) pour les piqûres. Ce qui pourrait expliquer dans notre étude que nous n'avons pas pu déceler la faible quantité de matière perdue [1].

### **VI.3.2 La variation du taux de piqûres en fonction du taux de déformation et du traitement d'adoucissement**

Dans la partie suivante, nous avons quantifié le taux de piqûres des différents échantillons pour corrélérer cette dernière avec le traitement d'homogénéisation, les taux de déformation et le traitement d'adoucissement.

### VI.3.2.1 Taux de piqûres de l'échantillon brut et l'homogénéisé

La **Figure VI.11** expose le taux de piqûration de l'échantillon brut et homogénéisé en fonction du temps.

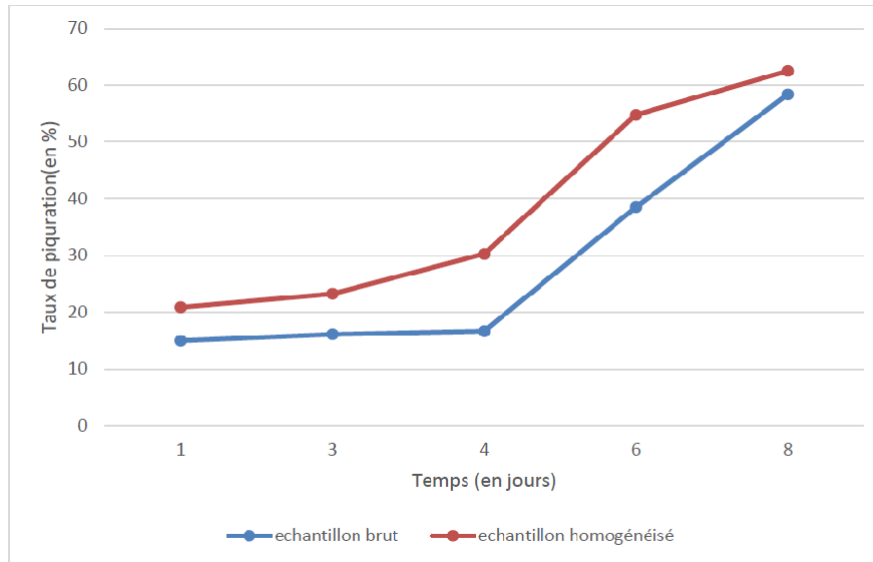


FIGURE VI.11 – Taux de piqûration, en fonction de temps, dans la solution 3,5% de NaCl (pH neutre) des échantillons brut et homogénéisé.

La **Figure VI.11** montre que le taux de piqûres des échantillons brut et homogénéisé augmente avec le temps (les jours).

Cette augmentation est conditionnée par la formation de nouvelles piqûres qui est assurée par les anions de chlorures présents dans la solution. Donc, plus la durée de contact entre l'échantillon et l'électrolyte est importante, plus la densité de piqûres est importante.

Nous notons que le taux de piqûres de l'échantillon homogénéisé est plus importante que celle de l'échantillon brut.

La densité de dislocations est plus importante à la surface de l'échantillon homogénéisé que celle de l'échantillon brut, à cause du traitement d'homogénéisation qui favorise la montée des dislocations à la surface. C'est pourquoi le taux de piqûres de l'échantillon homogénéisé est plus importante que celle de l'échantillon brut [24, 31].



**VI.3.2.2 Taux de piqûres des échantillons déformés sans traitement d'adoucissement**

La **Figure VI.12** présente la superposition des courbes de taux de piqûres des échantillons déformés à différents taux (20%, 40%, 60% et 67%) en fonction du temps.

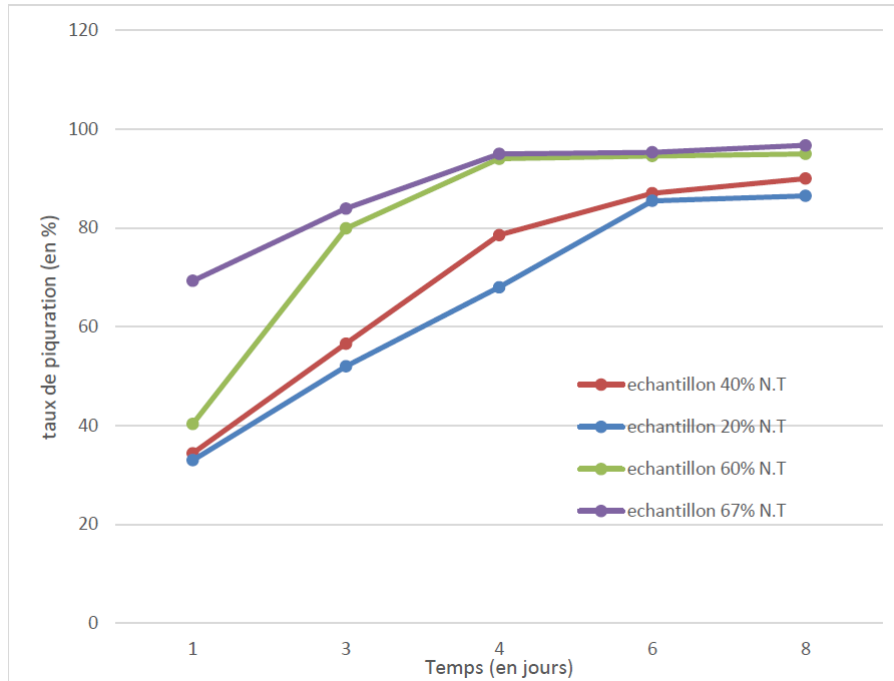


FIGURE VI.12 – Taux de piqûration, en fonction du temps et du taux de déformation, des échantillons laminés, sans post traitement, dans la solution 3,5% de NaCl (pH neutre).

Le tracé des courbes du taux de piqûres révèle une proportionnalité entre le taux de déformation et celui de piqûres. Il atteint des valeurs de 86.5% (pour le taux de déformation de 20 %) à 96.72% (pour le taux de déformation de 67 %) en huit jours.

Les échantillons écrouis ont une densité de défauts ponctuels et linéaires (dislocations) importante dû à la déformation à froid qu'ils ont subi. La littérature relie la formation des piqûres et leur propagation aux défauts surfacique comme : les inclusions, les lacunes et les dislocations. Ces défauts permettent aux anions halogénures agressifs tel que le  $Cl^-$  de pénétrer dans le film passif et de migrer à l'intérieur ce qui va engendrer un pile électrochimique entre une surface extérieure passive et cathodique et à l'intérieure de la piqûre qui est anodique.

Par conséquent, ce constat est éventuellement justifié par le phénomène de dépassivation par pénétration d'anions [1, 24].

**VI.3.2.3 Taux de piqûres des échantillons déformés avec traitement d'adoucissement**

La **Figure VI.13** représente la superposition des courbes du taux de piqûres en fonction du temps pour des échantillons déformés à différents taux (20%, 40%, 60% et 67%) soumis au

traitement d'adoucissement.

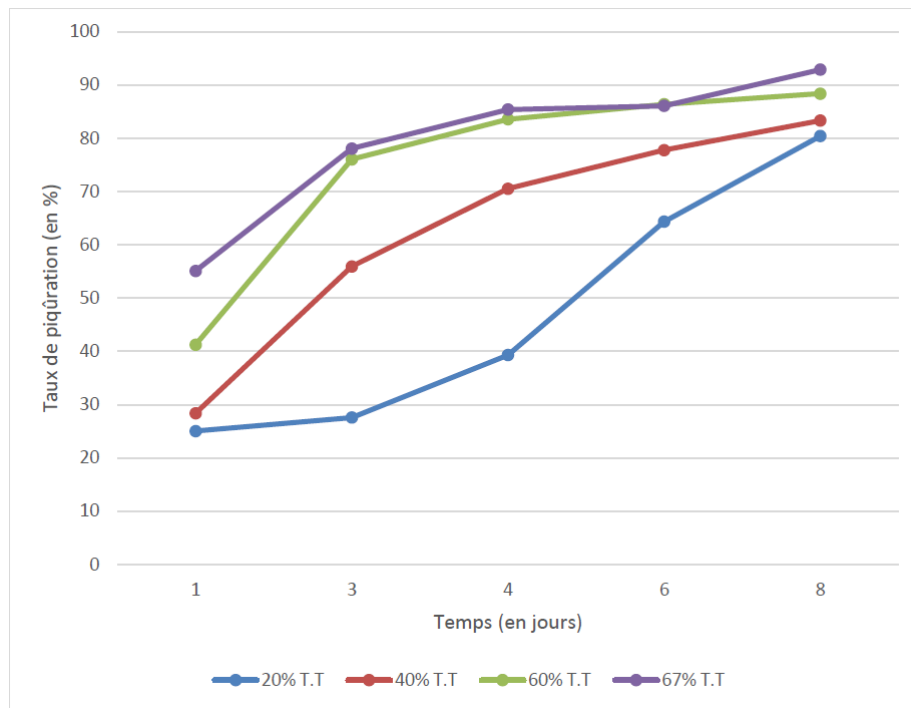


FIGURE VI.13 – Taux de piqûration, en fonction du temps et du taux de déformation, des échantillons laminés avec et post traités, dans la solution à 3,5% de NaCl (pH neutre).

Le taux de piqûres des différents échantillons croît avec le taux de déformation et le temps. Elle atteint des valeurs de 80.42 (pour le taux de déformaion de 20 %) à 92.87% (pour le taux de déformation de 67 %) en huit jours.

Le taux de piqûres est une valeur qui quantifie le taux de corrosion par piqûre. Cette grandeur caractérise la relation entre la surface de l'échantillon avec l'électrolyte. Par conséquent, les deux variables qui agissent sur le taux de piqûres sont : la densité de défauts à la surface de l'échantillon et la concentration des ions agressifs au milieu.

Nous avons mentionné dans la partie bibliographique que le traitement d'adoucissement a pour but de régénérer la microstructure de l'échantillon en favorisant la diminution de la texture dans le volume de l'échantillon par la réduction des défauts linéaires qui se meuvent à la surface. Du coup, nous avons une surface avec une densité de dislocations très élevée causée par le traitement de restauration qui probablement n'a pas assez de temps pour les éliminer. Ceci pourrait justifier le constat fait [1, 24, 31].

#### VI.3.2.4 La variation du taux de piqûre en fonction du taux de déformation et du traitement d'adoucissement

Afin de mieux visualiser l'effet du traitement d'adoucissement, nous avons présenté les courbes présentées dans la **Figure VI.14** qui représentent le taux de piqûres en fonction du taux de déformation, du traitement de restauration et du temps.

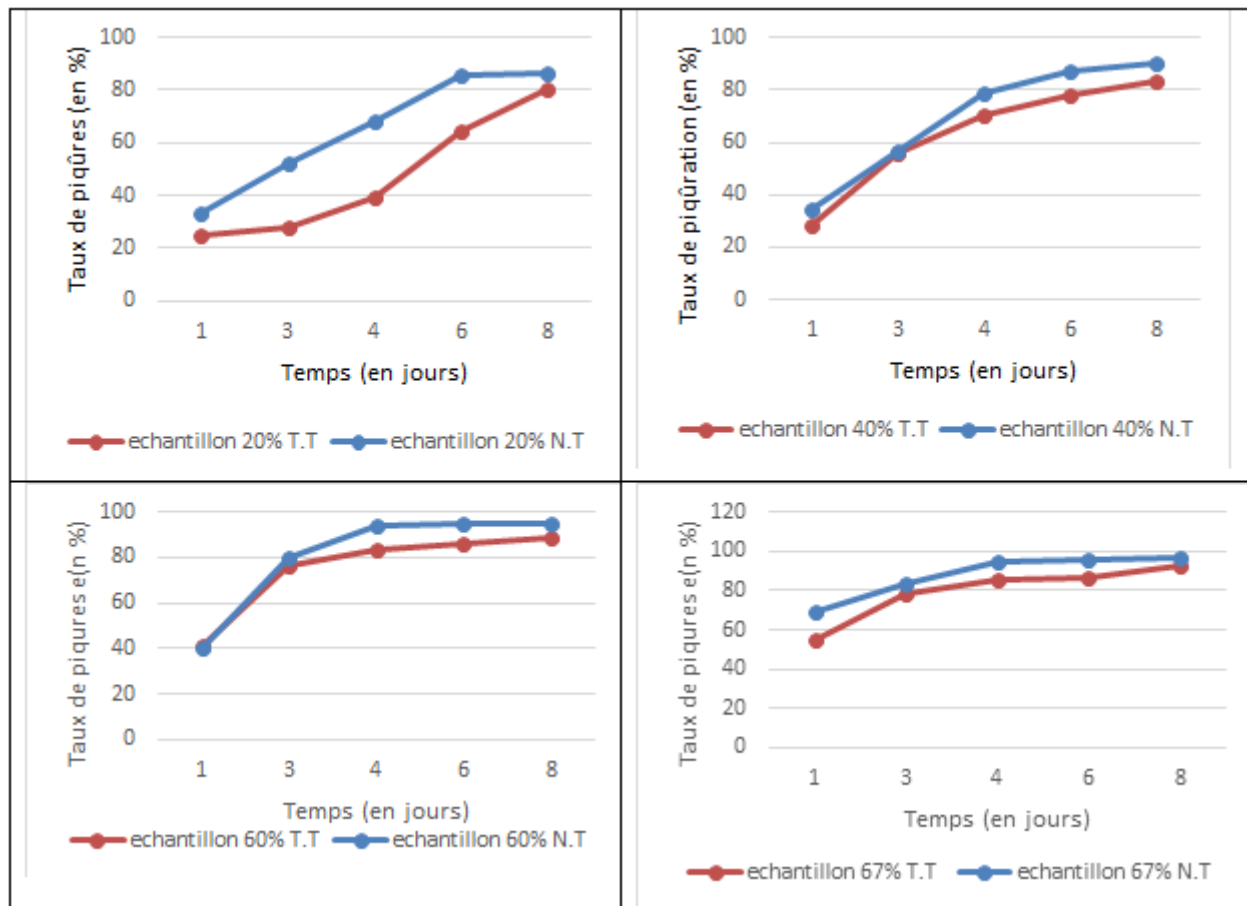


FIGURE VI.14 – Variation de taux de piqûres en fonction du temps, et du taux de déformation, des échantillons déformés, post-traités et non post-traités.

Pour les différentes courbes, pour un taux de déformation donné, le taux de piqûres des échantillons n'ayant pas subi un traitement d'adoucissement est plus élevé que celle des échantillons recuits.

Ceci est justifié par la relation entre le taux de piqûres et les défauts surfaciques. Les résultats précédents ont montré que le procédé de laminage a pour effet l'augmentation des défauts au sein du matériau. En contrepartie, le traitement d'adoucissement diminue la texture de matériau écroui. Ces deux effets antagonistes sont à l'origine du constat fait.

## VI.4 Essai de corrosion par polarisation

Dans cette partie, nous allons établir l'échelle de noblesse de l'alliage 2024 T3 par la mesure du potentiel d'abandon. Par la suite, nous exposerons les différents paramètres qui quantifient la cinétique de corrosion. Ces paramètres sont obtenus par l'exploitation des différentes courbes de polarisation établies par la méthode de potentiostatique.

Le but de cette partie est de relier la cinétique de corrosion aux différents traitements.

### VI.4.1 Potentiel libre

Les mesures des potentiels libres rendent compte de l'évolution en fonction du temps du potentiel d'équilibre du métal dans la solution en l'absence de polarisation. Grâce à ces mesures, nous pouvons établir l'échelle de noblesse de l'alliage 2024 T3 dans les différents états, brut, homogénéisé, déformé et adouci en particulier dans la solution de NaCl à 3.5g/l à pH neutre.

Notons signalons que les courbes de potentiel libre des différents échantillons ont pratiquement la même allure, et que nous présenterons à titre d'exemple la courbe de potentiel libre de l'échantillon brut présentée dans la **Figure VI.15**.

#### VI.4.1.1 Courbe de potentiel libre pour une concentration de 3.5% NaCl

Nous présentons dans la **Figure VI.15** la courbe du potentiel libre de l'échantillon brut dans une solution de 3.5% NaCl.

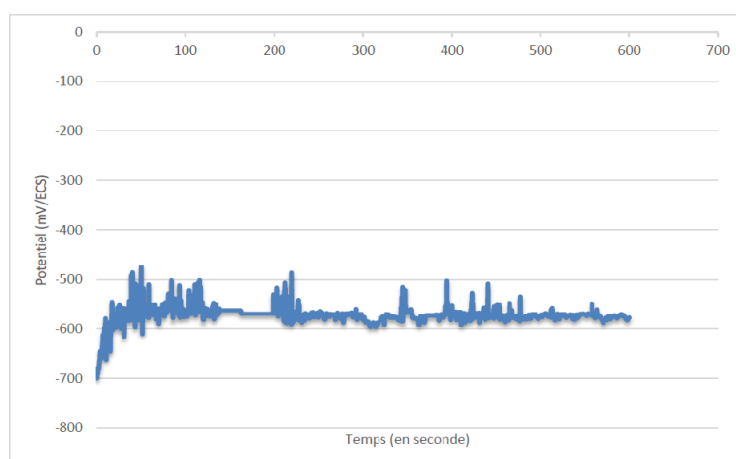


FIGURE VI.15 – Courbe de potentiel libre de l'échantillon brut à concentration de 3.5 % NaCl.

Il est à noter que dans un certain nombre d'essais, le potentiel subit, temporairement, une chute relative. Cette perturbation est le signe d'une évolution locale de l'interface et donc des mécanismes probables de corrosion.

Les tableaux qui suivent récapitulent les résultats du potentiel libre des différents échantillons dans la solution de NaCl à 3.5 % de pH neutre.

#### VI.4.1.2 Potentiels libres de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisé

Dans le **Tableau VI.2**, nous donnons les valeurs du potentiel libre de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisé.

Nous constatons que le potentiel libre de l'échantillon brut est plus élevé que celui de l'échantillon homogénéisé. Ceci permet de conclure que l'échantillon brut est plus noble que l'échantillon homogénéisé.

Tableau VI.2 – Potentiels libres de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisé.

Échantillon	Brut	Homogénéisé
$E_{libre}$ (mV/ECS)	-577	-603

### VI.4.1.3 Potentiels libres des échantillons déformés sans traitement d'adoucissement

Le **Tableau VI.3** représente les mesures du potentiel libre des échantillons déformés à différents taux (20%, 40%, 60% et 67%).

Tableau VI.3 – Potentiel libre des échantillons laminés non adoucis.

Échantillon	20%	40%	60%	67%
$E_{libre}$ (mV/ECS)	-688.3	-725.9	-710.5	-675.3

Le potentiel d'abandon décroît entre les taux de déformation 20% et 40%. Ensuite, il croît de 40% à 67%. Par conséquent, nous pouvons classer les échantillons déformés selon leurs noblesses comme du moins noble au plus noble comme suit : 40%, 60%, 20% et 67%.

### VI.4.1.4 Potentiels libres des échantillons déformés avec traitement d'adoucissement

Le **Tableau VI.4** représente les mesures du potentiel libre des échantillons déformés à différents taux (20%, 40%, 60% et 67%) et adoucis.

Tableau VI.4 – Potentiel libre des échantillons laminés et soumis au traitement d'adoucissement (T=250°V, t=6h).

Échantillon	20%	40%	60%	67%
$E_{libre}$ (mV/ECS)	-730.15	-742.2	-740.5	-704.0

Le potentiel d'abandon décroît entre les taux de déformation 20% et 40%. Ensuite, il croît de 40% à 67%. Par conséquent, nous pouvons classer les échantillons déformés puis adoucis selon leurs noblesses comme suit : 40%, 60%, 20% et 67%.

## VI.4.2 Courbes de polarisation et quantification des paramètres de corrosion

Dans cette partie, nous allons présenter les différentes courbes de polarisation en échelle semi-logarithmique dans le but de tirer les paramètres cinétiques quantifiant la corrosion.

VI.4.2.1 Courbes de polarisation

Nous commençons par la représentation des courbes de polarisation en échelle semi-logarithmique pour les différents échantillons à 3.5 % NaCl de pH=7.

\* Solution de NaCl de 3.5%

La **Figure VI.16** représente la superposition des courbes de polarisation de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisé.

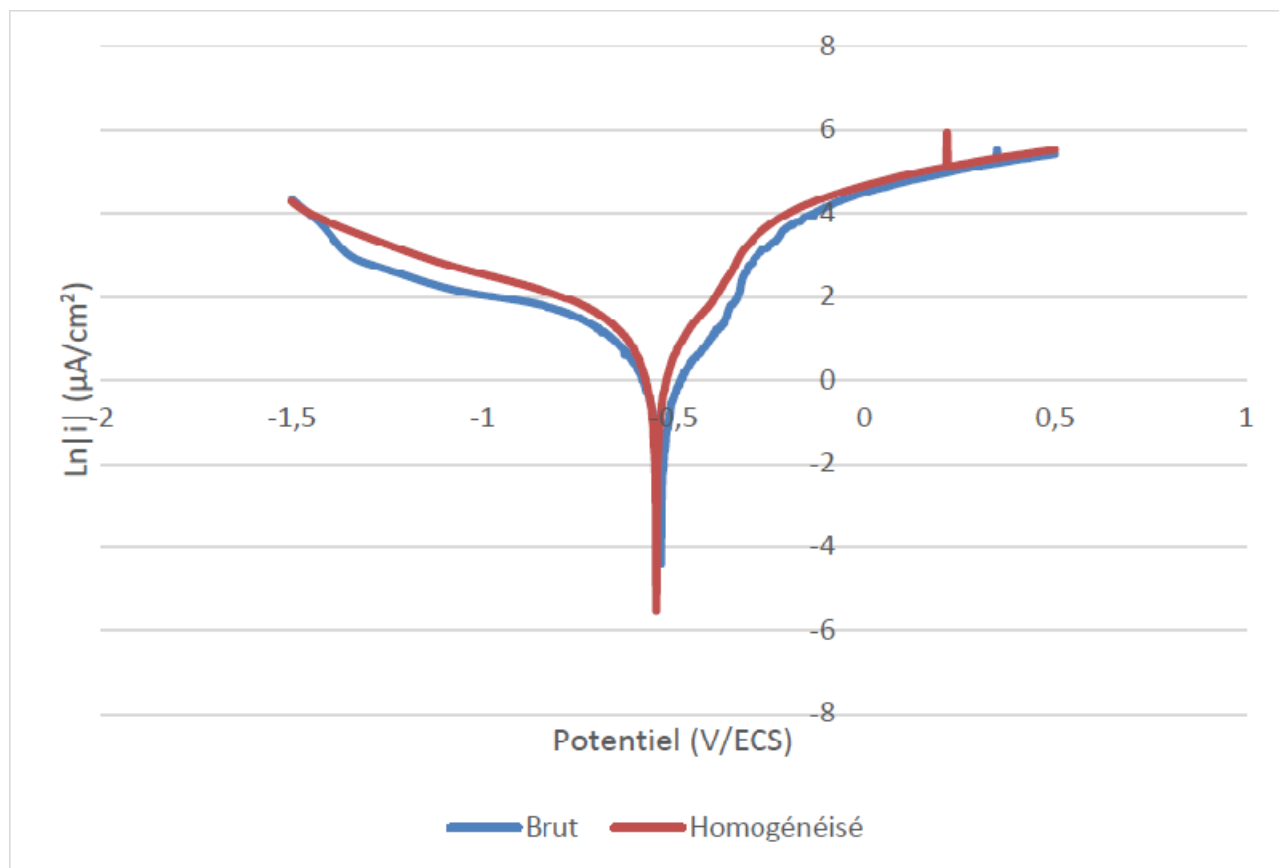


FIGURE VI.16 – Courbe de polarisation de l'échantillon brut et homogénéisé à solution de 3.5 % NaCl.

La **Figure VI.17** présente la superposition des courbes de polarisation des échantillons déformés avec différents taux de déformation (20%, 40%, 60% et 67%).

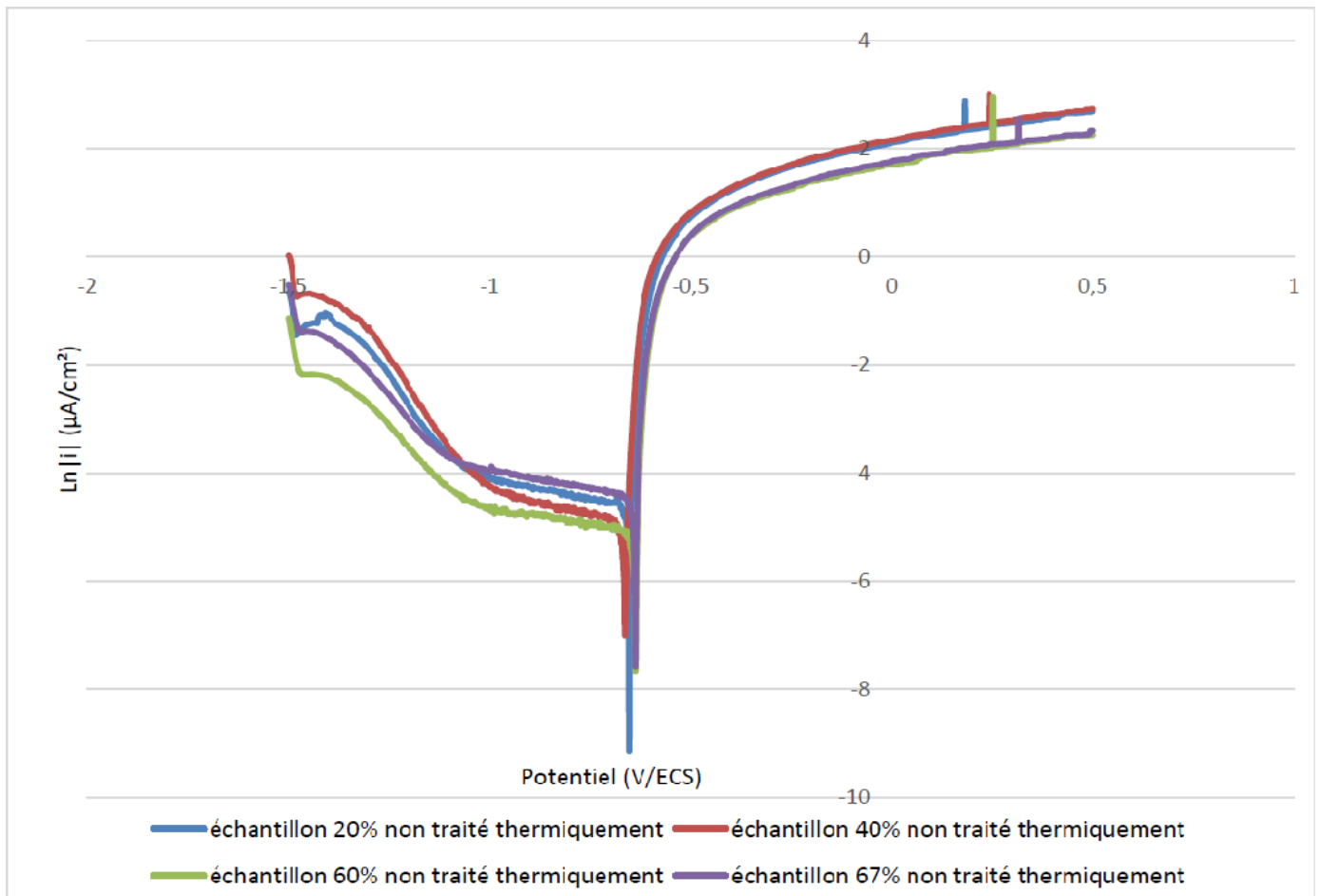


FIGURE VI.17 – Courbe de polarisation des échantillons déformés non post traités à solution de 3.5 % NaCl.

La **Figure VI.18** présente la superposition des courbes de polarisation des échantillons déformés avec différents taux de déformation (20%, 40%, 60% et 67%) ayant subi un traitement de restauration.

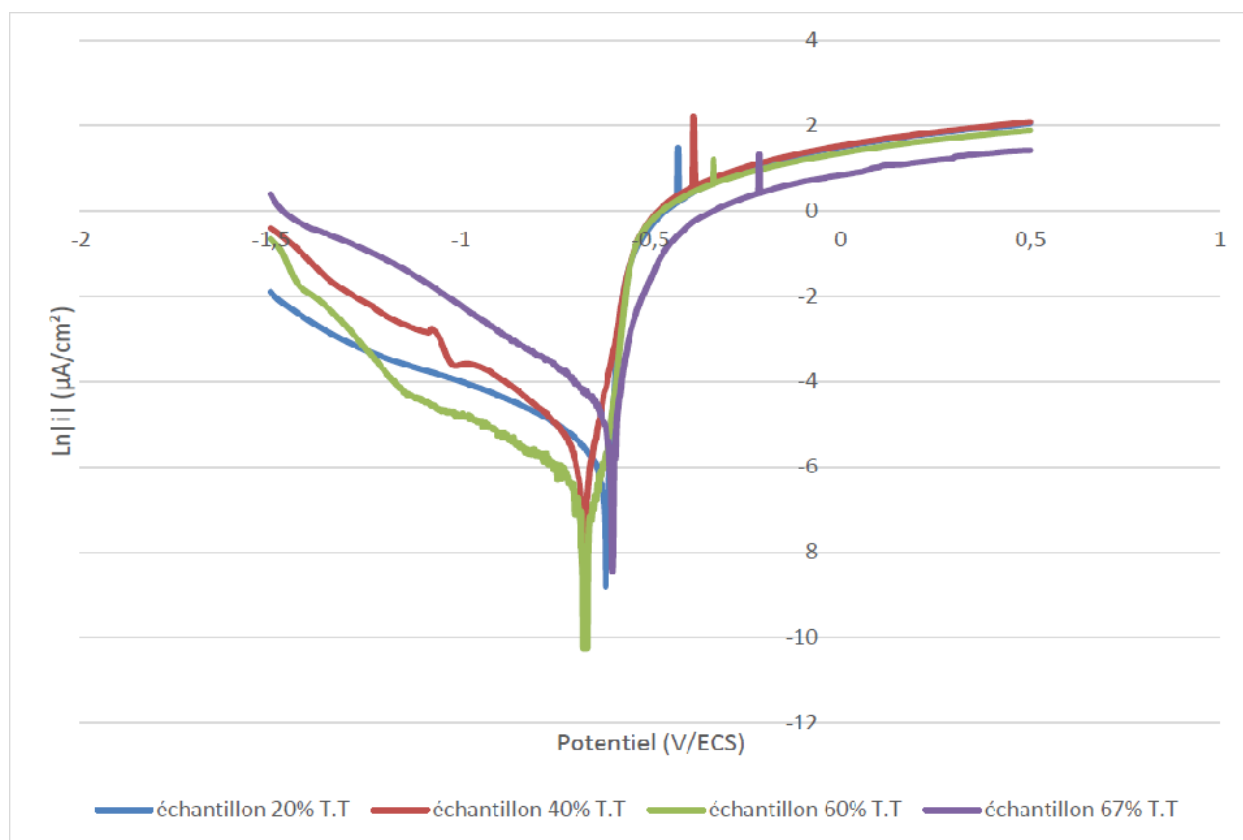


FIGURE VI.18 – Courbe de polarisation des échantillons déformés post traités à solution de 3.5 % NaCl.

Les (**Figures : 16, 17 et 18**) présentent les courbes de polarisation des différents échantillons. Nous constatons une similitude dans l'allure générale. Nous remarquons que le potentiel d'équilibre des différents échantillons se situe entre -742.2 (mV) pour l'échantillon 40% adouci et -577 (mV) pour l'homogénéisé. Nous signalons aussi que le potentiel de corrosion des échantillons déformés sans traitement de restauration est élevé que celui des échantillons déformés et restaurés.

Notons également que l'apparition des piqûres des échantillons déformés et post traités devancent celle des échantillons déformés et sans post traités.

#### VI.4.2.2 Quantification des paramètres de corrosion

Nous exposons dans cette partie tous les paramètres issus des différentes courbes de polarisation présentées, quantifiant la cinétique de corrosion pour les différents échantillons dans leurs différents états à différents dosages l'électrolyte.



\* Solution de NaCl à 3.5g/l

Le **Tableau VI.5** expose les paramètres quantifiant la cinétique de corrosion de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisé pour le dosage 3.5% NaCl.

Tableau VI.5 – Paramètres de corrosion de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisation, dans la solution de NaCl de 3.5g/l.

Échantillon	$E_{libre}$ (mV/ECS)	$E_{corr}$ (mV/ECS)	$E_p$ (mV/ECS)	$i_p$ ( $\mu A/cm^2$ )	$R_p$ (Kohm. $cm^2$ )	$i_{corr}$ ( $\mu A/cm^2$ )	$v_{corr}$ ( $\mu m/an$ )
Brut	-577	-534.3	350	1.34	6.63	1.104	12.02
Homogénéisé	-603	-547.2	216	3.9	11.76	0.502	5.471

Le **Tableau VI.6** expose les paramètres quantifiant la cinétique de corrosion des échantillons déformés à différents taux (20%, 40%, 60% et 67%) pour le dosage 3.5% NaCl.

Tableau VI.6 – Paramètres de corrosion des échantillons laminés sans post traitement, dans la solution à 3.5g/l de NaCl.

Échantillon	20%	40%	60%	67%
$E_{libre}$ (mV/ECS)	-688.3	-725.9	-710.5	-675.3
$E_{corr}$ (mV/ECS)	-659.7	-669.3	-646.9	-645.3
$E_p$ (mV/ECS)	183	243	253.5	315
$i_p$ ( $\mu A/cm^2$ )	17.857	20.382	19.471	12.866
$R_p$ (Kohm. $cm^2$ )	5.62	3.72	2.91	1.62
$i_{corr}$ ( $\mu A/cm^2$ )	1.879	2.892	5.844	6.999
$v_{corr}$ ( $\mu m/an$ )	09.47	12.69	63.64	76.22

Le **Tableau VI.7** expose les paramètres quantifiant la cinétique de corrosion des échantillons déformés à différents taux (20%, 40%, 60% et 67%) puis soumis au traitement d'adoucissement pour le dosage 3.5% NaCl.

Tableau VI.7 – Paramètres de corrosion des échantillons laminés sans post traitement, dans la solution à 3.5g/l de NaCl.

Échantillon	20%	40%	60%	67%
$E_{libre}$ (mV/ECS)	-730.15	-742.20	-740.50	-704.0
$E_{corr}$ (mV/ECS)	-665.4	-680.9	-679.9	-640.1
$E_p$ (mV/ECS)	-428	-386	-332	-214
$i_p$ ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )	4.381	8.978	3.357	3.783
$R_p$ (Kohm. $\text{cm}^2$ )	5.61	7.35	15.73	22.51
$i_{corr}$ ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )	1.874	1.158	0.60	0.501
$v_{corr}$ ( $\mu\text{m}/\text{an}$ )	8.227	5.085	2.659	2.199

\* Solution de NaCl à 0.35 g/l

Le **Tableau VI.8** expose les paramètres quantifiant la cinétique de corrosion de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisé pour le dosage 0.35% NaCl.

Tableau VI.8 – Paramètres de corrosion de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisation, dans la solution de NaCl de 0.35g/l.

Échantillon	$E_{corr}$ (mV/ECS)	$R_p$ (Kohm. $\text{cm}^2$ )	$i_{corr}$ ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )	$v_{corr}$ ( $\mu\text{m}/\text{an}$ )
Brut	-525	5.66	2.664	29.01
Homogénéisé	-529.6	17.76	0.273	2.983

Le **Tableau VI.9** expose les paramètres quantifiant la cinétique de corrosion des échantillons déformés avec différents taux (20%, 40%, 60% et 67%) pour le dosage 0.35% NaCl.

Tableau VI.9 – Paramètres de corrosion des échantillons laminés sans post traitement, dans la solution à 0.35g/l de NaCl.

Échantillon	20%	40%	60%	67%
$E_{corr}$ (mV/ECS)	-613.1	-661.2	-619.57	-595.2
$R_p$ (Kohm. $\text{cm}^2$ )	5.89	5.55	5.49	5.40
$i_{corr}$ ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )	1.696	2.48	3.15	3.94
$v_{corr}$ ( $\mu\text{m}/\text{an}$ )	18.47	27.02	34.38	42.58

Le **Tableau VI.10** expose les paramètres quantifiant la cinétique de corrosion des échantillons déformés à différents taux (20%, 40%, 60% et 67%) puis adoucis pour le dosage 0.35% NaCl.

Tableau VI.10 – Paramètres de corrosion des échantillons laminés avec post traitement, dans la solution à 0.35g/l de NaCl.

Échantillon	20%	40%	60%	67%
$E_{corr}$ (mV/ECS)	-645.8	-670.8	-660	-628.7
$E_p$ (mV/ECS)	574	578	906	440
$i_p$ ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )	6.144	6.791	5.878	3.881
$R_p$ (Kohm. $\text{cm}^2$ )	6.20	8.39	12.49	14.71
$i_{corr}$ ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )	1.738	1.666	0.421	0.318
$v_{corr}$ ( $\mu\text{m}/\text{an}$ )	18.92	12.29	4.585	1.395

**\* Dans une solution de NaCl à 0.035%**

Le **Tableau VI.11** expose les paramètres quantifiant la cinétique de corrosion de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisé pour le dosage 0.035% NaCl.

Tableau VI.11 – Paramètres de corrosion de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisation, dans la solution de NaCl de 0.035g/l.

Échantillon	$E_{corr}$ (mV/ECS)	$R_p$ (Kohm. $\text{cm}^2$ )	$i_{corr}$ ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )	$v_{corr}$ ( $\mu\text{m}/\text{an}$ )
Brut	-512.4	20.620	0.198	2.157
Homogénéisé	-518	36.61	0.089	0.979

Le **Tableau VI.12** expose les paramètres quantifiant la cinétique de corrosion des échantillons déformés à différents taux (20%, 40%, 60% et 67%) pour le dosage 0.035% NaCl.

Tableau VI.12 – Paramètres de corrosion des échantillons laminés sans post traitement, dans la solution à 0.035g/l de NaCl.

Échantillon	20%	40%	60%	67%
$E_{corr}$ (mV/ECS)	-530.9	-583.6	-534.3	-497.0
$R_p$ (Kohm. $\text{cm}^2$ )	19.19	16.71	15.22	14.7
$i_{corr}$ ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )	0.455	0.490	0.57	0.590
$v_{corr}$ ( $\mu\text{m}/\text{an}$ )	5.02	5.867	6.543	6.957

Le **Tableau VI.13** expose les paramètres quantifiant la cinétique de corrosion des échantillons déformés à différents taux (20%, 40%, 60% et 67%) puis soumis au traitement d'adoucisement pour le dosage 0.035% NaCl.

Tableau VI.13 – Paramètres de corrosion des échantillons laminés avec post traitement, dans la solution à 0.035g/l de NaCl.

Échantillon	20%	40%	60%	67%
$E_{corr}$ (mV/ECS)	-579.75	-627.9	-593.9	-543.4
$E_p$ (mV/ECS)	596	884	922	700
$i_p$ ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )	993.483	470.582	922.266	1141.16
$R_p$ (Kohm. $\text{cm}^2$ )	21.43	23.83	25.53	27.60
$i_{corr}$ ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )	0.4520	0.3155	0.192	0.174
$v_{corr}$ ( $\mu\text{m}/\text{an}$ )	4.922	3.436	2.093	1.897

Tous les paramètres de corrosion ainsi quantifiés et tabulés, en fonction des différents paramètres d'étude (traitement d'homogenisation, taux de laminage, post traitement de restauration ou non, concentration du milieu de corrosion) , dans les parties qui suivent de notre travail, nous mettons en exergue :

- L'effet des différents traitements mécaniques et thermiques sur les paramètres de la cinétique corrosion ( $R_p$ ,  $i_{corr}$  et  $V_{corr}$ ) pour un dosage donné du milieu de corrosion, notamment 3,5% de NaCl.
- l'effet de la concentration du milieu de corrosion ( 3,5 ; 0,35 ; 0,035 gr/l) sur les potentiels de corrosion ( $E_{corr}$ )et de piqûration ( $E_p$ ) des échantillons laminés et post-traités.

### VI.4.3 Effets des différents traitements, thermiques et mécaniques, sur la résistance à la polarisation ( $R_p$ ), densité de courant de corrosion ( $i_{corr}$ ) et la vitesse de corrosion ( $V_{corr}$ ) , dans la solution à 3,5 % de NaCl

Nous allons présenter dans cette partie la variation de la résistance à la polarisation, à la densité de courant de corrosion et de la vitesse de corrosion.

Nous avons annoncé précédemment que la densité de corrosion varie proportionnellement avec la vitesse de corrosion et qu'elle est inversement proportionnelle à la résistance à la polarisation.

Notre étude consiste à relier ces paramètres avec le traitement d'homogénéisation, le taux de déformation et le traitement d adoucissement.

#### VI.4.3.1 L'effet du traitement d'homogénéisation

Pour illustrer l'effet du traitement d'homogénéisation, nous présentons des histogrammes de l'échantillon brut et ceux de l'échantillon homogénéisé.

La **Figure VI.19** présente la variation de la résistance à la polarisation, de la densité de courant de corrosion et de la vitesse de corrosion de l'échantillon brut et homogénéisé avec un dosage de 3.5%.

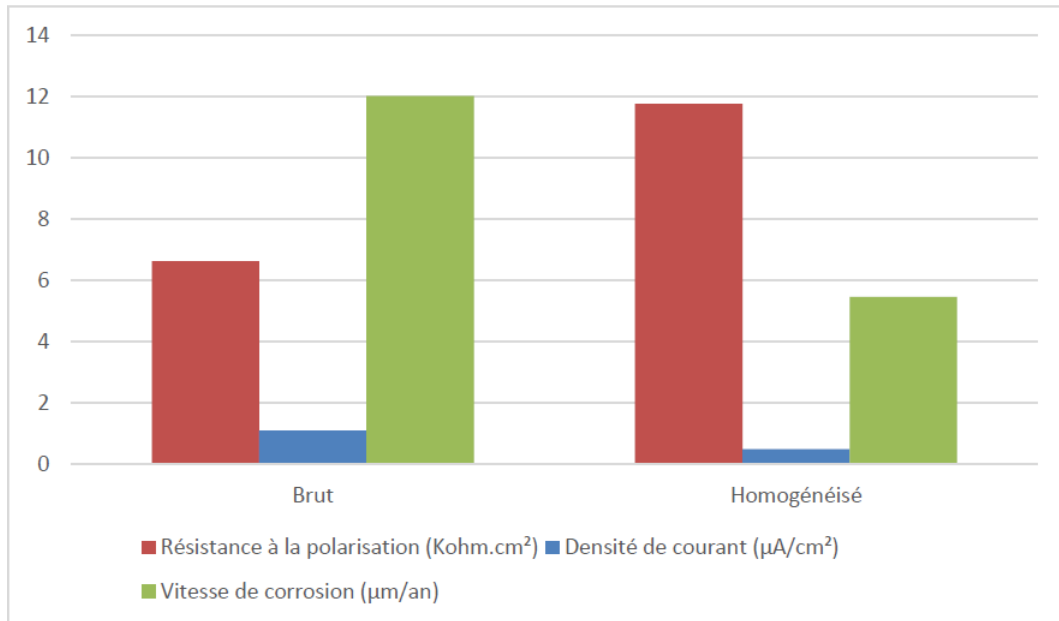


FIGURE VI.19 –  $R_p$ ,  $i_{corr}$  et  $V_{corr}$  de l'échantillon brut et de l'échantillon homogénéisé.

Nous constatons que la résistance à la polarisation de l'échantillon homogénéisé est deux fois plus élevée que celle de l'échantillon brut. De leur côté, la densité de courant de corrosion et la vitesse de corrosion de l'échantillon brut sont deux fois plus élevées que celles de l'échantillon homogénéisé, ce qui est tout à fait légitime vu que ces deux dernières sont inversement proportionnelles à la résistance de polarisation.

La cinétique de corrosion est gouvernée en premier lieu par la microstructure du matériau. Nous avons signalé auparavant que le traitement d'homogénéisation a pour but la dissolution des phases durcissantes et intermétalliques avec l'homogénéisation chimique du matériau par des processus de diffusion à haute température. Cette diminution de la densité des défauts et de l'hétérogénéité confère à l'échantillon homogénéisé une meilleure résistance à la polarisation, et à la corrosion d'une manière générale, que celle de l'échantillon brut [1, 7].

#### VI.4.3.2 L'effet du taux de déformation

Nous présentons la variation de la densité de courant de corrosion, la vitesse de corrosion et la résistance à la polarisation avec le taux de déformation pour les différents dosages.

Les graphes présentés dans la **Figure VI.20** correspondent à la variation de la résistance à la polarisation, de la densité de courant de corrosion et de la vitesse de corrosion en fonction du taux de déformation pour le dosage de 3.5% NaCl.

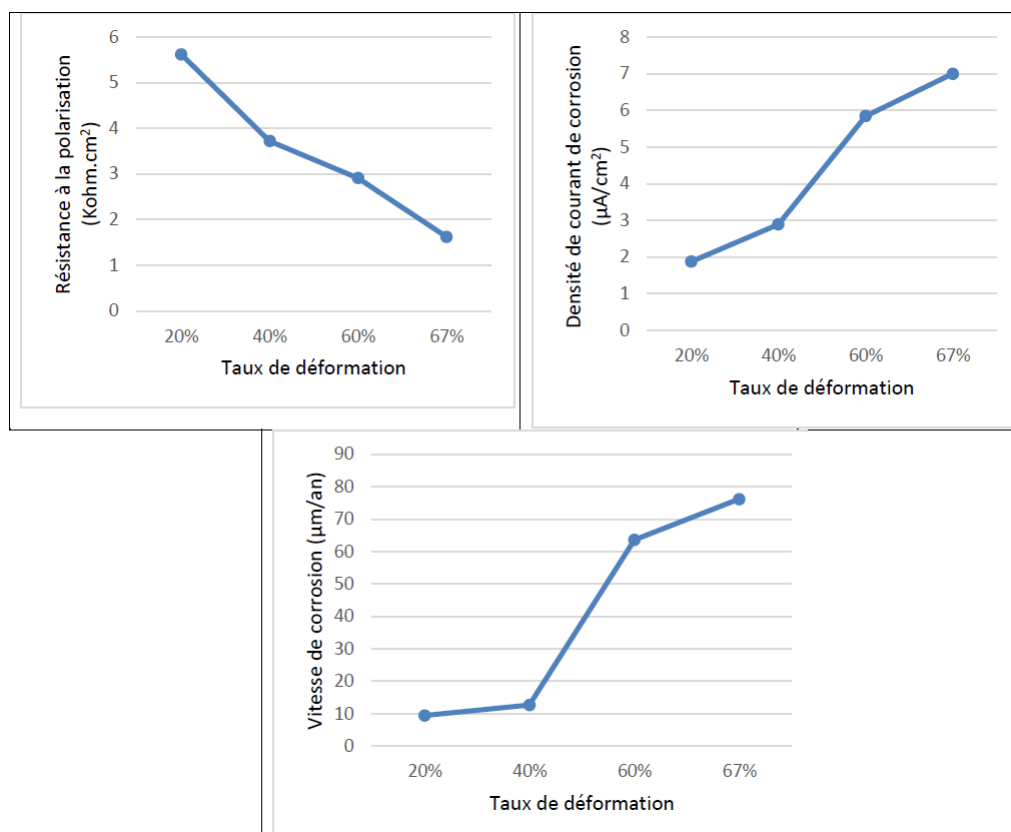


FIGURE VI.20 – Résistance à la polarisation, densité de courant de corrosion et vitesses de corrosion des échantillons laminés sans post traitement dans la solution NaCl de 3.5g/l

Nous remarquons que la résistance à la polarisation des échantillons laminés décroît avec le taux de déformation. Quant à la densité de courant de corrosion et la vitesse de corrosion, elles croissent avec le taux de déformation.

Ceci est expliqué par le fait qu’au fur et à mesure que le taux de déformation augmente, le matériau devient de plus en plus écroui. L’écrouissage augmente les défauts ce qui facilite la polarisation [24, 31].

#### VI.4.3.3 L’effet du taux de déformation conjugué à celui du post traitement

Nous exposons la variation de la densité de courant de corrosion, de la vitesse de corrosion et de la résistance à la polarisation en fonction du taux de déformation, pour les échantillons qui ont subi un traitement d’adoucissement, et ce pour les différents dosages.

Les graphes présentés dans la **Figure VI.21** exposent la variation de la résistance à la polarisation, de la densité de courant de corrosion et de la vitesse de corrosion en fonction du taux de déformation, pour les échantillons post-traités pour le dosage de 3.5% NaCl.

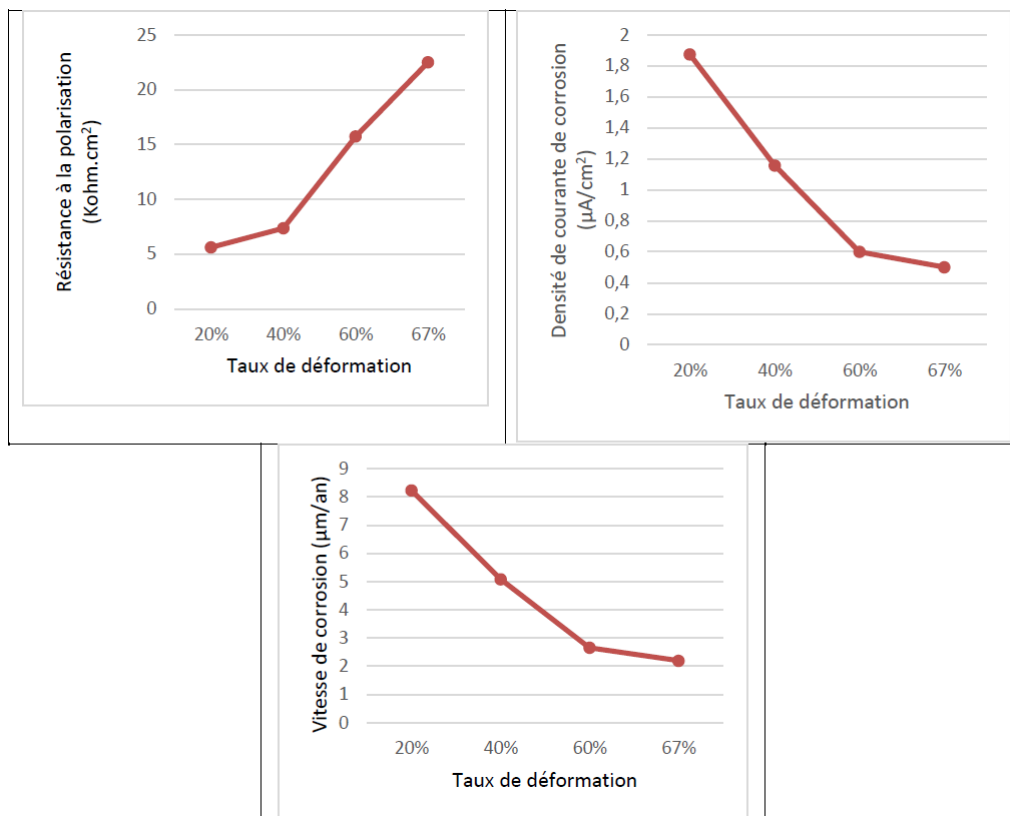


FIGURE VI.21 – Résistance à la polarisation, densité de courant de corrosion et vitesses de corrosion des échantillons laminés et adoucis dans la solution NaCl de 3.5g/l

Contrairement aux échantillons laminés, ceux qui ont subi un traitement d’adoucissement ultérieur voient leurs densité de courant et vitesse de corrosion diminuent et parallèlement leur résistance à la polarisation augmente.

Nous pouvons éventuellement attribuer cette différence au traitement d’adoucissement. Les échantillons adoucis ont une ductilité plus élevée qui est le résultat de la régénération partielle de leur microstructure en réduisant la densité des lacunes et des dislocations. Cette restauration leur permet d’avoir une résistance à la polarisation élevée [7, 24, 31].

#### VI.4.3.4 Comparaison des échantillons déformés avec et sans post traitement

Dans cette partie nous présentons la superposition des variations des différents paramètres de corrosion en fonction des taux de formation, et du post-traitement ou non.

Pour réaliser une comparaison entre les échantillons déformés non post traités, et ceux déformés et post traités, nous exposons les courbes qui représentent les variations de  $R_p, i_{corr}$  et  $v_{corr}$  en fonction du taux de déformation et du traitement d’adoucissement ou non.

Les graphes présentés dans la **Figure VI.22** représentent la superposition des courbes de variation de  $R_p, i_{corr}$  et  $v_{corr}$  en fonction du taux de déformation des échantillons laminés avec et sans adoucissement pour un dosage de 3.5% NaCl.

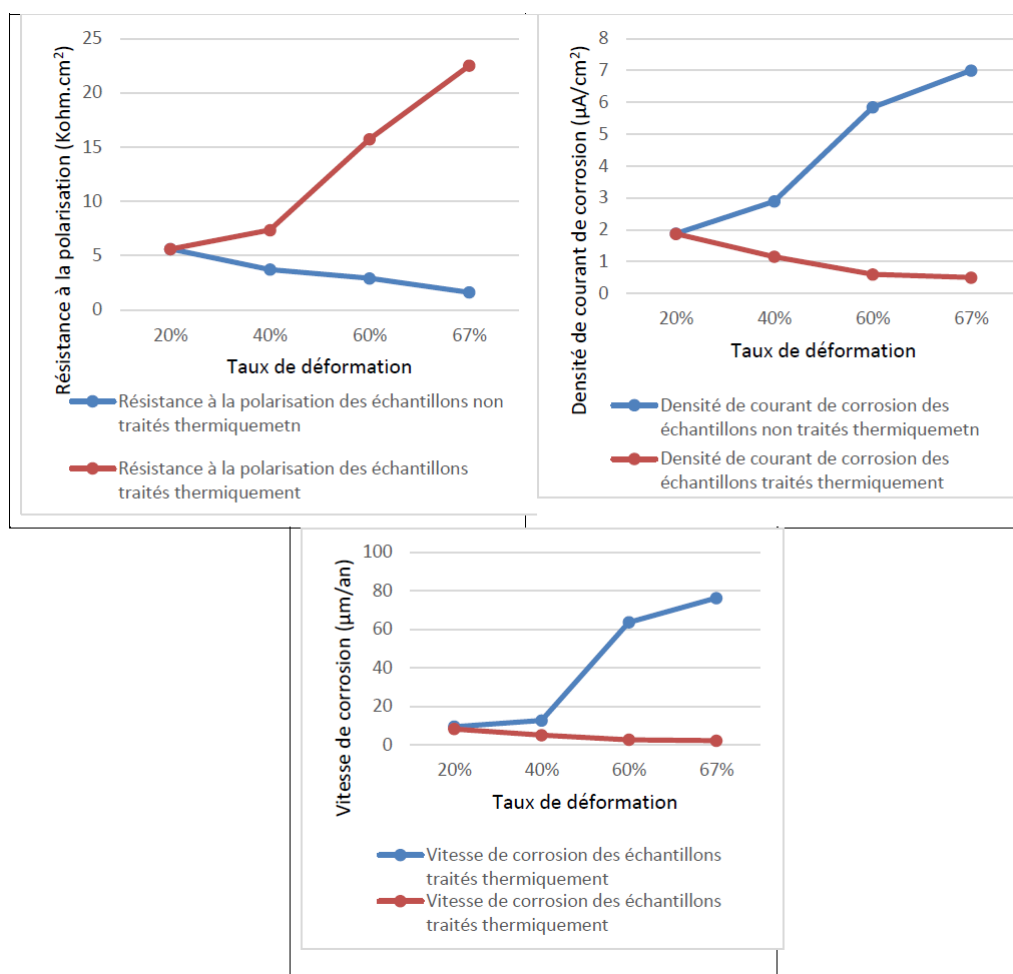


FIGURE VI.22 – Superpositions des courbes des résistances à la polarisation, des densités de courant de corrosion et des vitesses de corrosion des échantillons laminés, avec et sans adoucissement, dans la solution de NaCl à 3.5g/l.

Nous notons que la résistance à la polarisation des échantillons déformés et non post traités est inférieure à celle des échantillons déformés et ayant subi un traitement d'adoucissement. Ce qui explique que le traitement d'adoucissement réduit les défauts ponctuels et linéaires, et amène l'échantillon à une meilleure tenue à la corrosion.

Par ailleurs, la densité de courant de corrosion et la vitesse de corrosion des échantillons déformés et non post traités sont supérieures à celles des échantillons déformés et ayant subi le traitement de restauration.

#### VI.4.4 L'effet de la concentration du milieu de corrosion sur les potentiels de corrosion ( $E_{corr}$ ) et de piqûration ( $E_p$ )

Dans cette dernière partie, de notre étude électrochimique, nous présentons l'influence de la concentration du milieu de corrosion, et donc celle des anions  $Cl^-$ , sur le potentiel de corrosion,  $E_{corr}$ , et celui du potentiel de piqûration,  $E_p$ , des échantillons déformés à différents taux et adoucis pendant 6h à 250 °C.



Nous signalons que le potentiel est une grandeur qui caractérise l'interface entre la surface de l'échantillon et l'électrolyte.

#### VI.4.4.1 Potentiel de corrosion

La **Figure VI.23** représente la variation du potentiel de corrosion des échantillons déformés à différents taux (20%, 40%, 60% et 67%) et ayant subi un traitement d'adoucissement.

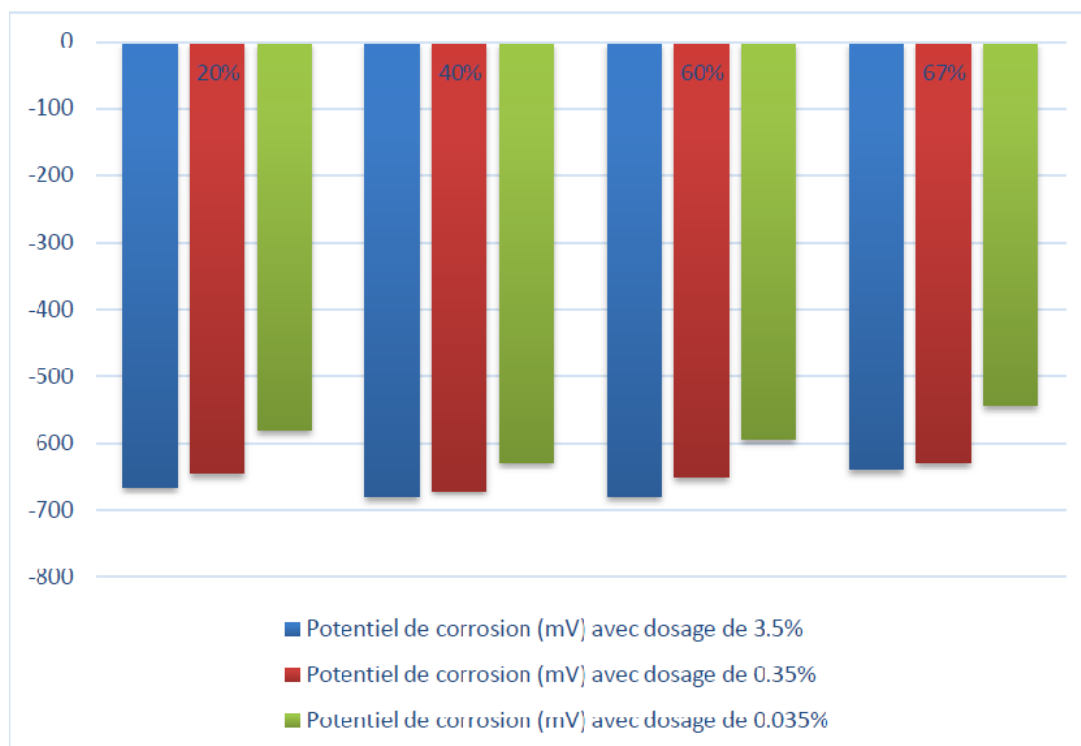


FIGURE VI.23 – Variation du potentiel de corrosion des échantillons déformés et adoucis en fonction de la concentration de NaCl

Notons que le potentiel de corrosion est d'autant plus élevé que la concentration en  $Cl^-$  est faible. Autrement dit, le palier de passivation de la courbe de polarisation est donc décalé vers la gauche, soit vers les valeurs plus faibles du potentiel.

Les résultats obtenus pour les échantillons déformés mais non adoucis suivent la même logique.

#### VI.4.4.2 Potentiel de piqûres

La **Figure VI.24** représente la variation du potentiel de piqûres des échantillons déformés à différents taux (20%, 40%, 60% et 67%) et soumis un traitement d'adoucissement ( $T=250$ ,  $t=6h$ ).

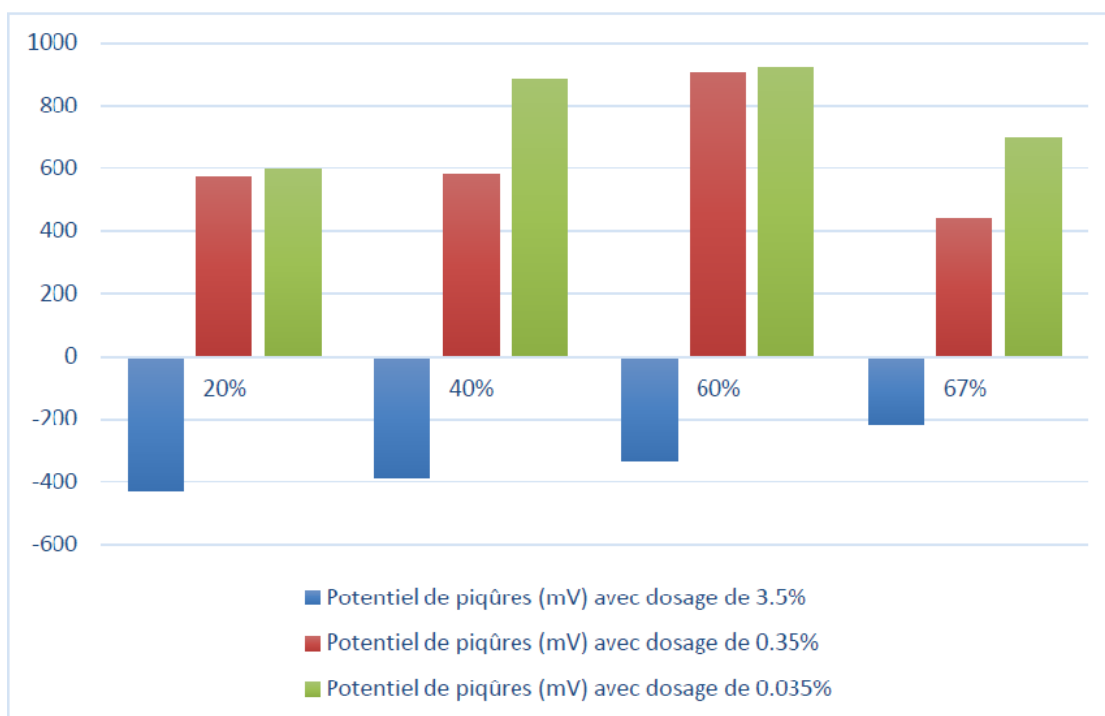


FIGURE VI.24 – Variation du potentiel de piqûres des échantillons déformés et adoucis en fonction de la concentration de NaCl.

Nous remarquons que le potentiel de piqûres est d'autant plus important lorsque la concentration en  $Cl^-$  est faible. Autrement dit, le palier de passivation de la courbe de polarisation est donc décalé vers la gauche, soit vers les valeurs plus faibles du potentiel.

Nous avons expliqué auparavant qu'en présence de certains anions, tel que les chlorures, les métaux perdent leur passivité au-dessus d'un certain potentiel, appelé potentiel de piqûre. Cette dépassivation locale provoquant la piqûration n'est pas liée à une oxydation du film, mais implique des interactions spécifiques entre certains anions de l'électrolyte et le film passif. Par conséquent, les films passifs sont d'autant moins stables que la concentration d'anions agressifs est élevée. La valeur du potentiel de piqûres diminue donc avec l'augmentation de la concentration en anions agressifs. Avec la diminution du potentiel de piqûre, le pallier de passivation se réduit en diminuant ainsi le potentiel de corrosion [1, 24].

Au final, nous pouvons résumer les résultats obtenus comme suit :

L'observation microscopique a révélé une texture bien marquée des échantillons déformés à différents taux de déformation (20%, 40%, 60%, 67%). En outre, la micrographie des échantillons déformés puis post traités a montré clairement une texture moins marquée avec l'augmentation de taux de déformation accompagnée d'une morphologie de moins en moins allongée des grains, ce qui suggère une cinétique de restauration proportionnelle aux taux de déformation. Ce résultat est conforté par l'essai de dureté qui a mis en évidence d'une part, une relation de proportionnalité entre le taux de déformation et le rapport de la largeur du grain sur sa longueur, d'autre part l'augmentation de la cinétique de restauration en rapport avec l'augmentation du taux de déformation après le traitement d'adoucissement. Quant à l'essai de microdureté, il a affirmé que les tâches noires présentes dans les micrographies des différents échantillons sont bien des inclusions et porosités.

Dans le but d'étudier l'effet de l'électrolyte sur la surface de l'échantillon, nous avons réalisé l'essai de l'immersion. En calculant le taux de piqûres par le logiciel ImageJ, les résultats montrent une augmentation du taux de piqûres en fonction de taux de déformation ce qui rejoint les résultats de la dureté. Par contre, cet essai révèle une très faible influence du traitement thermique sur le taux de piqûres, ce qui suggère une densité élevée des dislocations au niveau de la surface suite aux traitements thermiques appliqués.

La quantification des paramètres cinétique de la corrosion ( $R_p$ ,  $i_{corr}$  et  $V_{corr}$ ) a également montré une proportionnalité entre la densité de corrosion et la vitesse de corrosion avec le taux de déformation et inversement proportionnelle avec le traitement thermique. Quant à la résistance à la polarisation, elle augmente avec le traitement d'adoucissement, et décroît avec le taux de déformation. Ces résultats rejoignent clairement les micrographies observées leur dureté.

Le potentiel de corrosion et le potentiel de piqûres, grandeurs interfaciales qui caractérisent la relation entre la surface et l'électrolyte.

# Conclusion générale

Dans le cadre de cette étude, nous nous sommes intéressés à l'effet du taux de laminage à froid (20 , 40, 60 et 67%) et du traitement thermique d'adoucissement (  $T = 250^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 6\text{h}$ ) sur la microstructure de l'alliage 2024T3, mais aussi et surtout sur sa tenue à la corrosion . Pour ce faire, des essais de corrosion par immersion dans une solution à 3,5% de NaCl ont été réalisés, ainsi que des essais électrochimiques dans des solutions à 3,5 ; 0,35 ; 0,035% de NaCl.

A l'issue des caractérisations menées sur les différents échantillons déformés puis post-traités thermiquement ou non, nous pouvons tirer les conclusions suivantes :

- La structure des échantillons déformés sans post traitement présente une anisotropie marquée par une direction préférentielle accompagnée d'un allongement des grains. Par contre, celle des échantillons laminés et soumis à un traitement de restauration présente des grains de moins en moins allongés.
- Le taux de piqûres croît avec la durée d'immersion et le taux de déformation. Le traitement de restauration diminue légèrement les valeurs de taux de piqûres en conservant sa proportionnalité avec le taux de déformation.
- La densité de courant de corrosion et la vitesse de corrosion décroissent avec le traitement d'adoucissement et croissent avec le taux de déformation, alors que la résistance à la polarisation, elle, elle varie dans le sens inverse.
- Le potentiel de corrosion et de piqûration sont d'autant plus importants que la concentration de l'électrolyte en NaCl est plus faible, et ce quelque soient le taux de déformation....

Comme perspectives et recommandations, nous pensons que ce travail gagnerait à être complété par une observation du MEB afin de suivre au mieux l'évolution des piqûres de corrosion. Il est aussi souhaitable de faire varier les paramètres des traitements thermiques (température et temps de maintien) afin de déceler leurs influences sur le comportement des échantillons en corrosion.

# Bibliographie

- [1] Christian Vergel. Corrosion d'aluminium. Dunod, 1999.
- [2] Roger Develay. Aluminium et alliages d'aluminium corroyés : propriétés métalliques, M438. Technique de l'ingénieur, 1992.
- [3] Michel Colombié and Coll. Matériaux métalliques, 2<sup>eme</sup> édition. Dunod, 2012.
- [4] Loic Lacroix. Thèse de doctorat : Mécanisme 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, Université de toulouse, 2008.
- [5] Bruno Dubost and Pierre Sainfort. Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium, M240. Technique de l'ingénieur, 1991.
- [6] Roger Develay. Propriétés d'aluminium et des alliages d'aluminium corroyés, M440. Technique de l'ingénieur, 1992.
- [7] Roger Develay. Traitement thermique des alliages d'aluminium, M1290. Technique de l'ingénieur, 2011.
- [8] Claude Leroux. Guide de choix des traitements thermiques. Dunod, 2004.
- [9] William D.Callister.Jr. Science et Génie des matériaux. Dunod, 2007.
- [10] Amara Khawla. PFE : Etude de l'état métallurgique d'un alliage d'aluminium 2024 t3 pré traité thermiquement, laminé à froid puis recuit, Ecole national polytechnique, 2013.
- [11] Pierre Montmitonnet. Laminage à chaud théorie du laminage, M7840. Technique de l'ingénieur, 1991.
- [12] Alain Col. L'emboutissage des aciers. Dunod, 2010.
- [13] Michel Dupeux. Aide-Mémoire : science des matériaux. Dunod, 2005.
- [14] R. Cazaud and R. Leroux. Métallurgie, mise en forme et traitements. Dunod, 2005.
- [15] Marc Jamet and Yves Doremus. Mise en forme de l'aluminium (laminage), M650. Technique de l'ingénieur, 1997.
- [16] Pechiney. Aluminium tome 1. Production, propriétés, alliages , fabrication des demi-produits. Eyrolles, 1964.
- [17] Michel Bonaud. Laminage des demi-produits et ébauches. généralités, M7900. Technique de l'ingénieur, 2003.
- [18] Jean-Louis Crolet and Gérard Béranger. Corrosion en milieu aqueux des métaux et alliages, M150. Technique de l'ingénieur, 1998.
- [19] Christian Vargel. Comportement des alliages d'aluminium. Dunod, 2000.

- [20] Lawrence J. Korb, Rockwell International, and David L. Olson. ASM Handbook Volume 13 Corrsion. ASM International, 1987.
- [21] Gérard Beranger and Henri Mazille. corrosion des métaux et alliages. Lavoisier, 2002.
- [22] J.R Dis. Aluminium and aluminium alloys. ASM international, 1994.
- [23] M.Pourbaix. Atlas d'équilibre électrochimique. Gauthier-Villars, 1963.
- [24] Diter.Landolt. Corrosion et chimie de surface des matériaux, traité des matériaux 12. Presses Polytechniques et Universitaires Romandes, 1993.
- [25] Reboul Max. Corrosion des alliages d'aluminium, Cor325. Technique de l'ingénieur, 2005.
- [26] Michael Wisti and Mandar Hingwe. Handbook volume 04 : Heat trating. Committee, ASM International, 1991.
- [27] George F. and Vander Voort. Handbook volume 09 : Metallography and Microstructures : Metallographic Techniques for Aluminum and Its Alloys. ASM international, 2004.
- [28] Dominique François. Essais mécaniques des métaux essais de dureté, M123. Technique de l'ingénieur, 1984.
- [29] M.N. Ilman. Chromate inhibition of environmentally assisted fatigue crack propagation of aluminium alloy AA 2024-T3 in 3.5% NaCl solution. Elsevier, International Journal of Fatigue, 2013.
- [30] LI Song-mei, Zhang Hong-rui, and Liu Jian-hua. Corrosion behavior of aluminum alloy 2024-T3 by 8-hydroxy-quinoline and its derivative in 3.5% chloride solution. Science Direct Trans. Nonferrous Met. SOCC. China, 2007.
- [31] Zazi Nacer. Thèse de doctorat : Influence des effets de vieillissement et du laminage à froid sur la microstructure, associés aux propriétés mécaniques et chimiques des alliages aluminium-magnésium, Université de mouloud mammer tizi-ouzou, 2011.
- [32] Pascal Fabregue. Métallurgie de laminage à chaud, M7860. Technique de l'ingénieur, 2000.