REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMORECRATIQUE ET POPULAIRE
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou
Faculté du Génie de Construction
Département de Génie Mécanique

Mémoire de fin d'étude

En vue de l'obtention du Diplôme de Master Académique en Génie Mécanique

Option : Sciences Des Matériaux

Thème :

Effet du traitement thermique sur le comportement à la corrosion
et la microstructure de l'alliage AA2024 soudé par l'alliage AA5554.

Réalisé par : MEHALA Sofiane

Membres de jury

Mr. BOURAS. R	Président
Mr. HAKEM. A	Examinateur
M$^{elle.}$. MENDIL.S	Examinatrice
Mr. ZAZI. N	Encadreur
Mr. IFIRES. M	Co-encadreur

Tizi-Ouzou, le 17/09/2014

Remerciement

Je tiens tout d'abord à remercier mes encadreurs, Mr.Nacer ZAZI et IFIRES Madjid qui m'ont offert la chance de traiter un tel sujet de recherche, ainsi pour leurs conseils et orientations précieuses.

Mes remerciements sont également aux membres de jury qui ont accepté d'examiner ce travail.

En reconnaissance à leur aide et leur collaboration, je remercie le personnel du Centre de recherche en Soudage et Contrôle (C.S.C), les ingénieurs et techniciens du Hall de Technologie de Oued-Aissi, les laboratoires de mécanique et génie civil et en particulier le personnel du laboratoire de Sciences des Matériaux (SDM) qui nous ont facilité la réalisation de ce travail.

Pour leur encouragement et leur soutien, tous les membres de ma famille, mes amis, mes anciens collègues du CSC, je leur serai toujours reconnaissant.

Sommaire

Introduction ……..……...……..… (01)

Chapitre I : L'aluminium et ses alliages

I. Introduction……..……...…... (03)

I.1.L'aluminium et ses alliages……...…(03)

I.2.Principales utilisations de l'aluminium…… (04)

I.3.Fabrication de l'aluminium et de ses alliages…….. (05)

I.3.1.Transformation en demi-produits…….…. (05)

I.3.2.Transformation en produits finis – Mise en œuvre……...… (05)

I.4.Principales caractéristiques de l'aluminium……. (06)

I.4.1.Propriétés…….. (06)

I.4.2.Etats métallurgiques…….…. (06)

I.5.Désignations des alliages d'aluminium…….….. (07)

I.5.1.Désignation des alliages corroyés…….…… (07)

a) Selon la composition chimique……. (07)

b) Selon l'état métallurgique…….…. (08)

c) Classement par type de transformation…….. (09)

I.6.Les alliages d'aluminium de la série 2000……... (10)

I.6.1Propriétés générales ……... (11)

I.6.2.Durcissement structural……. (12)

I.6.2. Morphologie de la précipitation……... (16)

I.7. Les alliages d'aluminium de la série 5000…….…. (17)

I.8.Corrosion de l'aluminium et de ses alliages…… (19)

I.8.1.Principes généraux……... (19)

I.8.2.Films d'oxyde d'Aluminium…….… (21)

I.8.3.Différentes formes de corrosion localisée …… (22)

a) La corrosion galvanique……... (22)

b) La corrosion par piqûres…… (23)

c) La corrosion filiforme…… (24)

d) La corrosion caverneuse…… (24)

e)La corrosion intergranulaire……...… (25)

f) La corrosion exfoliante…….. (25)

g) La corrosion sous contrainte…….…… (26)

I.9. Techniques d'évaluation de la corrosion…….…… (27)
I.9.1.Techniques d'évaluation de la cinétique de la corrosion…….…. (27)
I.9.2.Evolution du potentiel au cours du temps……. (27)
I.9.3. Courbes potentiodynamiques…….…….. (28)
I.9.4.Mesure de la résistance à la polarisation au cours du temps……. (30)
I.9.5. Droites de Tafel…… (30)
- Détermination de la vitesse de corrosion……. (31)
- La première méthode de Stern……. (32)
- La seconde méthode de Stern……..…… (33)

I.10.Comportement vis-à-vis de la corrosion…… (34)
I.10.1.Rôle des éléments d'addition…….. (34)
I.10.2.Influence des traitements thermiques…….……. (37)

Chapitre II : Le soudage

II.1.Introduction……. (39)
II.2.Phénomènes du soudage……...…….. (39)
II.2.1.Principales zones constitutives d'un joint de soudure……...….. (40)
II.3.Les différents procédés du soudage…… (40)
II.3.1.Les caractéristiques du soudage à l'arc électrique……...… (41)
II.3.2.Le soudage TIG (Tungsten Inert Gas)……. (42)
II.3.3.Application du soudage TIG…… (44)
II.4.Soudage de l'Aluminium…… (44)
II.4.1.Influence des propriétés physico-chimiques…… (45)
II.4.2.Oxydation superficielle…… (45)
a. Formation de l'alumine…….. (45)
b. Décapage……... (46)
II.4.3.Résistance à la corrosion…….. (48)
II.5.Défauts de soudage dans l'aluminium…… (49)
II.5.1.Porosités……... (49)
II.5.2. Fissuration……...… (50)
II.5.3. Brûlures……... (52)
II.6. Modifications de structures……..... (53)
II.6.1. Recristallisation……... (53)
II.6.2. Maturation – revenu……..... (54)

Chapitre III : Procédés et techniques expérimentales

Introduction……...…… (55)
I. Matériaux utilisés……... (55)
II. Paramètres de soudage……...….... (56)
III. Application des traitements thermiques……..… (57)
IV. Caractérisation mécanique…….……. (57)
IV.1.Essais de traction……...…… (58)
IV.1.1.Forme des éprouvettes de traction…….. (58)
IV.1.2.Moyens et procédure de l'essai expérimental……..... (59)
IV.2.Mesures de micro-dureté……... (60)
V. Analyse métallographique……..... (62)
VI. Etude de la corrosion……...…… (62)
VI.1.Préparation des échantillons…….. (62)
VI.2.Cellule de corrosion……... (62)
VI.3.Montage pour essai de corrosion……(62)
VI.4.Morphologie de corrosion……. (63)

Chapitre IV : Résultats et discussions

Introduction……...… (64)
I. Caractérisation mécanique……. (64)
I.1.Essais de traction…….. (64)
I.2.Essais de micro-dureté……. (68)
II. Caractérisation métallographique……. (71)
II.1. Microscopie avant corrosion…...……...…… (71)
II.2.Morphologie de la corrosion après 24h d'immersion…….…… (74)
III. Caractérisation électrochimique…….……. (78)
Conclusion……. ……... (80)

Liste des figures

Chapitre I :

Figure I.1. Diagramme Al-Cu
Figure I.2. Diagramme d'équilibre des alliages Al-Cu montrant la limite de solubilité et les domaines de précipitation des zones GP et les phases θ", θ ' et θ (= Al2Cu)
Figure I.3. Schéma de principe du traitement de durcissement structural d'un alliage Al-4 %Cu
Figure I.4. Microstructures obtenues à l'ambiante dans un alliage Al-4% Cu. a) par refroidissement lent à partir de 550°C. b) par refroidissement rapide à partir de 550°C
Figure I.5: Diagramme binaire Al-Mg
Figure I.6. Diagramme de POURBAIX du système Al-H_2O à 25°C dans les cas d'une passivation par l'hydrargilite (Al_2O_3, H_2O)
Figure I.7. Couches et adsorption sur le film d'oxyde d'aluminium
Figure I.8. Corrosion galvanique
Figure I.9. Propagation autocatalytique d'une piqûre
Figure I.10. Corrosion intergranulaire
Figure I.11. Alliage 2024 T3 avec un début de feuilletage - 1 mois d'exposition marine
Figure I.12. Fissure de corrosion sous contrainte propagation électrochimique
Figure I.13. Position du potentiel de corrosion Ecorr et conditions de corrosion selon les processus cathodiques
Figure I.14. Courbe de polarisation I=f(E)
Figure I.15. Courbe courant – tension donnant les droites de TAFEL
Figure I.16. Première méthode de Stern
Figure I.17. Effet des éléments d'addition sur la résistance à la corrosion et à la fatigue des alliages d'aluminium
FigureI.18.Evolution du potentiel de corrosion de l'aluminium en fonction de l'enrichissement en éléments d'addition. Les pourcentages atomiques indiquent les limites de solubilité de l'élément
Figure I.19. Influence de la durée de revenu sur le potentiel de corrosion des alliages 2024 et 7075 en milieu EXCO

Chapitre II :

Figure II.1. Principe du soudage
Figure II.2. Les zones constitutives d'un joint soudé.
Figure II.3. Principe du soudage TIG
Figure II.4. Poste de soudage TIG
Figure II.4.couche d'alumine
Figure II.5.Décapage électronique
Figure II.6. Résistance à la corrosion
Figure II.7. Porosités
Figure II.8. Influence des porosités
Figure II.9. Fissures à froid
Figure II.10. Intervalles liquidus-solidus
Figure II.11. Brûlures

Figure II.12. Soudage des alliages corroyés non trempant
Figure II.13. Soudage des alliages trempant

Chapitre II :

Figure III.1. Les deux tôles soudées avec schéma de découpage des éprouvettes
Figure III.2. Four électrique à chambre horizontale
Figure III.3. Dimensions des éprouvettes de traction
Figure III.4. Eprouvettes après usinage
Figure III.5. Machine de traction universelle TESTWEEL
Figure III.6. Le micro-durometre utilisée est de marque ZWICK/Roel/ZHV.
Figure III.7. Prifil de micro-dureté
Figure III.8. Microscope optique
Figure III.9. Montage de l'étude de corrosion

Chapitre IV :

Figure IV.1. Courbes de traction A=f(σ) des échantillons soudés
Figure IV.2. Courbes de traction A=f(σ) des échantillons non soudés
Figure IV.3. Histogramme propriétés mécaniques des échantillons non soudés
Figure IV.4. Histogramme propriétés mécaniques des échantillons soudés
Figure IV.5. Les résultats microdureté pour l'échantillon (B).
Figure IV.6. Résultats de micro-dureté (échantillons : B, E2, E5)
Figure IV.7. Histogramme micro-dureté des échantillons
Figure IV.8. Microscopie Échantillon B, avant traitement
Figure IV.9. Microscopie Échantillon E1, après traitement
Figure IV.10. Microscopie Échantillon E2, après traitement
Figure IV.11. Microscopie Échantillon E3, après traitement
Figure IV.12. Microscopie Échantillon E4, après traitement
Figure IV.13. Microscopie Échantillon E5, après traitement
Figure IV.14 : le métal de base avant et après corrosion
Figure IV.15 : la ZAT avant et après corrosion
Figure IV.16 : le métal fondu avant et après corrosion
Figure IV.17: Courbes de potentiel en fonction du temps (effet loupe)
Figure IV.18: Courbes de potentiel en fonction du temps jusqu'à 19 heures d'immersion
Figure IV.19: Courbes de potentiel en fonction du temps jusqu'à 24 heures d'immersion

Liste des tableaux

Chapitre I :

Tableau I.1. Propriétés de l'aluminium
Tableau I.2. Normalisation des états métallurgiques
Tableau I.3. Désignation des alliages d'aluminium selon la composition
Tableau I.4. Tableau simplifié des traitements thermiques et/ou mécaniques courants avec leurs symboles respectifs.
Tableau I.5. Classement des alliages d'aluminium par type de transformation
Tableau I.6. Caractéristiques des alliages 5005 et
TableauI.7. Classement des alliages d'aluminium en fonction de leur résistance à lacorrosion. Formes de corrosion généralement observées.
Tableau I.8. Potentiel de corrosion de quelques particules intermétalliques en milieu chloruré

Chapitre II :

Tableau II.1. La classification des procédés de soudage suivants leur source d'énergie.
Tableau II.2. Les principales Caractéristiques des procédés de soudages à l'arc électrique.
Tableau II.3. Propriétés physiques de l'aluminium

Chapitre III :

Tableau.III.1.composition chimique de l'alliage 2024
Tableau.III.2.composition chimique de l'alliage 5554
Tableau III.4. Paliers de traitements appliqués

Chapitre IV :

Tableau IV.1. Résultats de traction
Tableau IV.2. Valeurs moyennes de la micro-dureté des différentes zones

Introduction générale :

Dans l'objectif de réduire au maximum le poids des pièces mécaniques, la plupart des assemblages de structure tendent vers l'utilisation intense de procédés de soudage modernisés, tels que les procédés TIG (Tungstène Inerte Gaz), laser ou bien FSW (Friction Stir Welding). L'utilisation de ces procédés de soudage pour remplacer l'assemblage par rivetage permet une diminution de la masse de l'installation, ceci par exemple permet d'augmenter la capacité de charge utile, permet aussi d'économiser la consommation en carburant dans le domaine du transport et permet d'éviter la corrosion par crevasse due au vide existant entre le rivet et le métal de base.

L'alliage AA2024 est très utilisé dans le domaine de transport, son assemblage par soudage TIG modifié ses propriétés physico-chimiques et les traitements thermiques agissent sur ces dernières.

L'objectif de ce travail consiste en la recherche d'une température de mise en solution qui permettra d'éviter la corrosion sèche intergranulaire dans l'alliage de base AA2024 et le métal d'apport AA5554, sachant que les températures de mise en solution des deux alliages sont très différentes, et par la suite une précipitation suffisante pour atteindre un durcissement structurale adéquat.

Pour bien mener cette étude, on a procédé à une caractérisation par essais de traction, mesure dureté HV, l'observation microscopique et étude du potentiel de corrosion libre dans une solution de faible concentration (0,3% NaCl), avant et après soudage, et avant et après traitements thermiques.

Notre mémoire comporte quatre chapitres :

Le premier chapitre traite de l'aluminium et ses alliages en général et des alliages de série 2000 en particulier et des alliages de la série 5000. Et développe les propriétés physico-chimiques des alliages d'aluminium.

Le second chapitre développe les procédés de soudage en général, du soudage TIG en particulier et de la soudabilité de l'aluminium.

Le troisième chapitre rapporte les techniques et procédures expérimentales utilisées pour cette étude.

Le quatrième chapitre expose les résultats obtenus et la discussion de ces derniers.

Chapitre I :

L’Aluminium et ses Alliages

Introduction :

L'aluminium possède des propriétés physico-chimiques exceptionnelles, mais ces dernières dépendent de plusieurs paramètre telles que : la pureté, la composition en éléments chimiques, le procédé d'élaboration, de mise en forme, et des traitements thermiques effectués.

Dans ce chapitre on présentera les différentes familles de l'aluminium, et on étudiera les propriétés de la série 2000 et 5000 et comment les améliorées.

I.1.L'aluminium et ses alliages :

La production mondiale d'aluminium est de l'ordre de 20 Mt/an. C'est le second métal le plus utilisé après l'acier. La production mondiale annuelle d'acier est de l'ordre de 800 Mt/an. Mais, il n'est pas très judicieux de comparer des tonnes d'aluminium avec des tonnes d'acier car les masses volumiques sont très différentes et parce que les matériaux métalliques sont les plus souvent utilisés sous la forme de produits minces tôles ou profilés plutôt que sous forme massive. De ce fait, il faudrait comparer des surfaces ou des volumes pour avoir des chiffres comparables et plus représentatifs. Les caractéristiques mécaniques de l'acier sont plus élevées que celles de l'aluminium. De ce fait l'aluminium n'est préféré que lorsqu'on a besoin des caractéristiques particulières de ce métal, telles que :

- La faible masse volumique est égale à 2,7 g/cm3. L'aluminium est trois fois plus léger que l'acier. Cette propriété est particulièrement intéressante dans les transports.
- La conductivité thermique pour la production d'échangeurs thermiques (radiateurs automobiles, réfrigérateurs, climatiseurs...).
- La conductivité électrique pour la fabrication de câbles électriques.
- La facilité de mise en forme pour la production de boîtes de conserves, de boîtes boissons, de profilés de fenêtres etc. …

- La bonne résistance à la corrosion de l'aluminium fait aussi partie des propriétés attractives, déterminantes en milieu marin et appréciée dans de nombreuses applications

Dans cette présentation nous commencerons par rappeler les principales utilisations actuelles de l'aluminium.

I.2.Principales utilisations de l'aluminium :

En raison de sa légèreté, de sa bonne résistance à la corrosion, de sa bonne conductibilité thermique et électrique, et des excellentes propriétés mécaniques de ses alliages, l'aluminium est un métal très utilisé dans de nombreux domaines :

- -Pièces mécanique dans l'industrie automobile, maritime et aéronautique.
- Emballage alimentaire.
- Transport de l'énergie électrique.
- Construction bâtiment et ouvrages d'art.

I.3.Fabrication de l'aluminium et de ses alliages:

L'importance prise aujourd'hui par l'aluminium n'est pas seulement celle de l'aluminium brut mais celle de toute une filière avec, en amont, le minerai et, en aval, l'industrie de transformation en produits semi-finis et finis.

L'aluminium est produit actuellement dans le monde entier par le procédé mis au point par Héroult et Hall en 1886, qui consiste en l'électrolyse de l'alumine dissoute dans la cryolithe fondue à environ 1000°C, dans une cuve comportant un garnissage intérieur en carbone-cathode. L'aluminium formé par électrolyse se dépose au fond de la cuve, et l'oxygène de l'alumine réagit avec le carbone de l'anode pour former de l'oxyde de carbone et du gaz carbonique. **[02]**

I.3.1.Transformation en demi-produits

L'aluminium liquide, éventuellement allié avec différents éléments d'addition, afin d'obtenir l'alliage désiré, est coulé par les procédés suivants :

- soit par le procédé de coulée semi-continue sous forme de plaques pour laminage ou de billettes pour filage ou forgeage,
- soit par un procédé de coulée et laminage continu sous forme de fil machine de diamètre de 7 à 25 mm,
- soit directement dans des lingotières afin d'obtenir des lingots en aluminium ou alliages de moulage.

L'aluminium et ses alliages se prêtent particulièrement bien aux différents modes de transformation.

Effectué à partir de billettes ou de plaques, ce procédé permet de réaliser des pièces de forme, à caractéristiques améliorées, à bonne homogénéité interne, très utilisées dans les industries de pointe : aérospatiale, nucléaire, armement…etc.

I-3-2-Transformation en produits finis – Mise en œuvre :

Pour l'obtention de produits finis, plusieurs procédés de mise en œuvre bien adaptés à l'aluminium et ses alliages sont utilisés :

- l'assemblage par des moyens tels que soudage, brasage, rivetage, collage…,
- la mise en forme à froid par pliage, chaudronnage, emboutissage, fluotournage, filage par choc…,
- l'usinage et le décolletage,
- les traitements de surface : oxydation anodique, peinture…

I.4.Principales caractéristiques de l'aluminium :

I.4.1.Propriétés :

Point de fusion	660°C
Structure cristalline	CFC
Masse volumique	2700 (kg/m^3)
Conductivité thermique	237 (W/mK)
Coefficient de dilatation linéaire (20°C, Al pur)	23,1.10^{-6} (K^{-1})
Résistivité électrique	0,0265 (µΩ.m)
Caractéristiques mécaniques (20°C, Al pur) Rm Re A% E	 70-80 (MPa) 10-20 (MPa) 50-60 % 70 000 (MPa)

Tableau I.1. Propriétés de l'aluminium

I.4.2.Etats métallurgiques :

On peut obtenir des alliages d'aluminium en divers états: recuits, écrouis ou trempés et vieillis. On désigne le plus souvent ces différents états par des symboles (Tableau I-2). Ces désignations s'appliquent aussi bien aux alliages corroyés qu'aux alliages de fonderie. **[03]**

Symbole	Etat de base
F	Brut de fabrication
O	Recuit
H	Ecroui
T	Traité thermiquement
W	Trempé et non stabilisé

Tableau I.2. Normalisation des états métallurgiques

I.5.Désignations des alliages d'aluminium :

On distingue les deux grandes classes d'alliages d'aluminium suivantes :

- les alliages corroyés, produits obtenus par des procédés de déformation plastique à chaud ou à froid tels que le filage, le laminage,
- les alliages de moulage, obtenus directement par fonderie.

La désignation de ces alliages est faite suivant des règles très précises que nous rappelons ci-après.

I.5.1.Désignation des alliages corroyés :

a) Selon la composition chimique :

La désignation, conforme à la norme AFNOR NF EN 573 ainsi qu'aux spécifications internationales de l'Aluminium Association, est numérique à quatre chiffres dont le premier chiffre indique la famille (ou la série) à laquelle appartient l'aluminium ou l'alliage d'aluminium (tableau I-3). **[03]**

Série	Désignation	Eliment d'alliage principal	Phase principale présente
1000	1XXX	99% d'Al au minimum	/
2000	2XXX	Alliages avec Cuivre (Cu)	Al_2Cu-Al_2CuMg
3000	3XXX	Alliages avec Manganèse (Mn)	Al_6Mn
4000	4XXX	Alliages avec Silicium (Si)	/
5000	5XXX	Alliages avec Magnésium (Mg)	Al_3Mg_2
6000	6XXX	Alliages avec (Mg) et (Si)	Mg_2Si
7000	7XXX	Alliages avec Zinc (Zn)	$MgZn_2$
8000	8XXX	Alliages avec d'autres éléments principaux	/
9000	/	Non utilisé	/

Tableau I.3. Désignation des alliages d'aluminium selon la composition chimique.

- Al non allié (série 1000) : les deux derniers chiffres donnent le % en Al au-delà de 99,00 %. Le deuxième chiffre est 0 si les impuretés de Al ne font pas l'objet d'un contrôle individuel.
- Alliages, les deux derniers chiffres n'ont pas de signification particulière et servent seulement à identifier l'alliage. La seule exception est la série 1000 ces deux chiffres indiquant le pourcentage d'aluminium. Le deuxième chiffre est réservé aux modifications de la composition de l'alliage. 0 correspond à l'alliage originel. Les chiffres de 1 à 9 correspondent aux modifications successives.
- Les 4 chiffres sont suivis d'une lettre (F, O, H ou T) caractérisant l'état métallurgique et de chiffres précisant cet état (Exemple : 1 : Ecrouissage, autre traitement supplémentaire non indiqué, 2 : écrouissage puis restauration, 3 : écrouissage puis stabilisation). F : brut de fabrication, O : recuit, H : durci par écrouissage, T : durcissement structural. **[03]**

b) Selon l'état métallurgique :

Ils sont conformes à la norme AFNOR NF EN 515 qui désigne :

- l'**état** métallurgique **de base** par une **lettre** F, O, H ou T.
- le **moyen principal d'obtention** par un ou plusieurs **chiffres** complémentaires.

Traitement généraux (processus de base)			Symbole
Traité thermiquement avec mise en solution séparée	Sans écroissage complaimentaire	-Mûri -Revenu -Sur-revenu	T4 T6 T7
	Avec écroissage complaimentaire	-Ecrui puis mûri -Ecrui puis revenu -Revenu puis écrui	T3 T8 T9
Traité thermiquement sans mise en solution séparée	Sans écroissage complaimentaire	-Mûri -Revenu	T1 T5
	Avec écroissage complaimentaire	-Ecrui puis mûri -Ecrui puis mûri	T2 T10
Traitements particuliers ou complimentaires			Symbole
Revenu	Revenu(doux) Revenu (dur) Sur-revenu		T51-T61 T56-T66 T7
Relaxsation	Par traction Par compression Par traction et compression		Tx51 Tx52 Tx54

Tableau I.4. Tableau simplifié des traitements thermiques et/ou mécaniques courants avec leurs symboles respectifs. **[02]**

c) Classement par type de transformation :

Les alliages d'aluminium destinés à être corroyés peuvent être classés en deux familles en fonction du type de transformation ou de traitement qui permettra d'obtenir les caractéristiques mécaniques et de résistance à la corrosion:

- Les alliages trempants qui seront traités thermiquement (durcissement structural).
- Les alliages qui obtiendront leurs caractéristiques mécaniques par écrouissage (par déformation à froid).

	Durcissement par écrouissage				**Durcissement structural**			
Famille	1000	3000	5000	8000	2000	4000	6000	7000
Eliment d'alliage	Aucun	Mn	Mg	Autres (Si+Fe)	Cu	Si	Mg+Si	Zn+Mg
Etendue de la teneur (%en masse)	0	0,5-1,5	0,5-5	Si : 0,3-1 Fe : 0,6-2	2-6	0,8-1,7	Mg : 0,5-1,5 Si : 0,5-1,5	Zn : 5-7 Mg : 1-2
Eliment d'addition	Cu	Mg, Cu	Mn, Cu	divers	Si, Mg		Cu, Cr	Cu
Résistance mécanique Rm (MPa)	50-160	100-240	100-340	130-190	300-480	150-400	200-320	310-600

Tableau I.5. Classement des alliages d'aluminium par type de transformation **[05]**

I.6. Les alliages d'aluminium de la série 2000 :

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

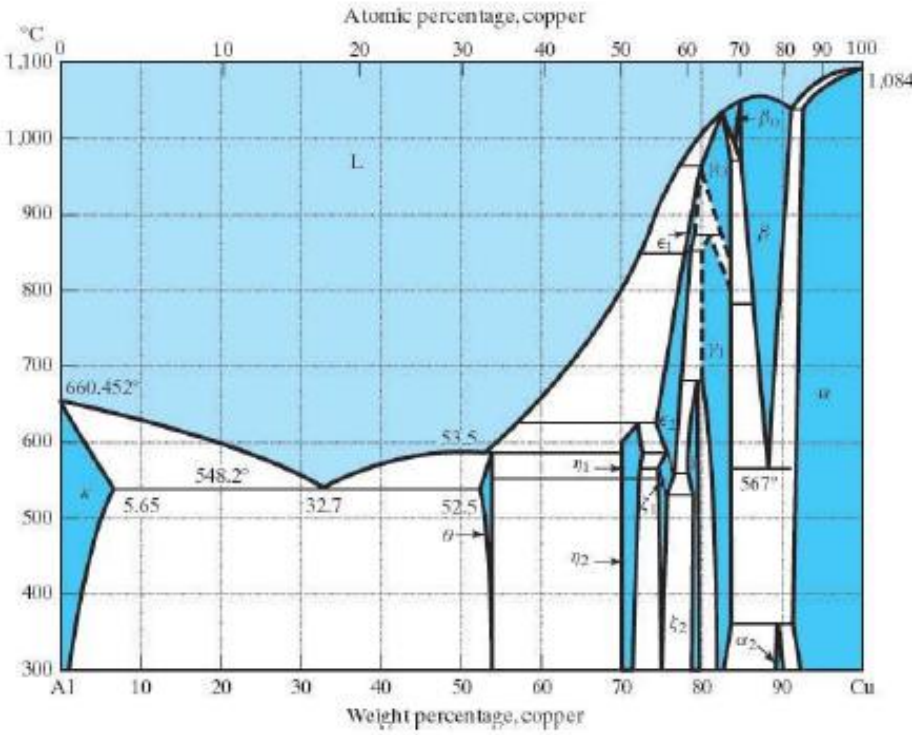


Figure I.1. Diagramme Al-Cu

I.6.1.Propriétés générales :

Les alliages Al-Cu de la série 2xxx peuvent être classés en plusieurs familles suivant leur utilisation. Les alliages pour déformation plastique prennent en compte les alliages possédant une bonne résistance à la corrosion, une bonne aptitude à la mise en forme par emboutissage et au soudage (ex. l'alliage 2117 2,2-3% Cu et 0,2-0,5% Mg, % en poids). Les alliages à résistance mécanique élevée qui contiennent un pourcentage de cuivre de l'ordre de 4% sont caractérisés par une bonne tenue à chaud mais une soudabilité et une tenue à la corrosion faible. Parmi ces alliages, l'alliage 2024 est utilisé dans des applications concernant les transports aéronautiques et la mécanique. La dernière famille est celle des alliages pour décolletage. Pour cette application, des additions de bismuth et/ou plomb sont effectuées pour obtenir des copeaux cassants. **[07]**

I.6.2.Durcissement structural

Le principe du durcissement structural est basé sur la précipitation, c’est-à-dire la diminution de la solubilité d’éléments d’alliage avec la température. L’élément d’alliage cuivre est ajouté en teneur de l’ordre de 2 à 6% massique. Il permet, lors des processus thermomécaniques, la précipitation de phases appelées phases durcissantes, à l’origine des bonnes propriétés mécaniques des alliages de cette série. Le phénomène de « durcissement structural », découvert en 1906 par Alfred Wilm dans le cas des alliages légers, a abouti au premier alliage industriel, le Duralumin en 1916 (l’alliage 2017 A). Il existe de nombreux protocoles de traitement thermique, désigné par la lettre T dans la nomenclature des alliages (T1 à T8). Ce n’est donc pas un protocole particulier mais certaines grandes étapes pouvant être suivies lors d’un traitement thermique. **[05]**

Le traitement de durcissement par précipitation s'effectue en trois étapes :

a)-Mise en solution ou homogénéisation

L'alliage est porté à une température aussi élevée que possible (pour l'Al environ 500°C), pour permettre la dissolution des éléments qui provoquent le durcissement. Pour écarter tout risque de fusion partielle, cette température doit rester inférieure à la température eutectique et à la température de fusion des phases intermétalliques éventuellement présentes. En effet, une fusion partielle d'un composant de l'alliage rend la pièce inutilisable.

La durée de maintien de la température est de l'ordre de 30 min. Comme le durcissement final dépend très fortement de la température et de la durée de mise en solution, on doit se renseigner auprès du fabricant pour obtenir un résultat optimal. Pour certains alliages de la série Al-Cu, il est recommandé de contrôler la température avec une précision de ±5°C.

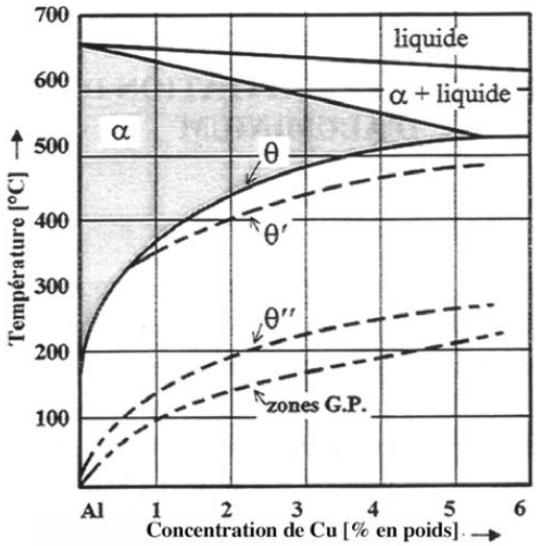


Figure I.2. Diagramme d'équilibre des alliages Al-Cu montrant la limite de solubilité et les domaines de précipitation des zones GP et les phases θ", θ ' et θ (= Al2Cu). **[03]**

a) La trempe

La trempe a pour but de maintenir les éléments durcissables en solution métastable. La vitesse de refroidissement nécessaire dépend très fortement de l'alliage. L'Al-4%Cu doit être refroidi jusqu'à 200°C en moins de 5 à 15 s. En dessous de 200°C la vitesse de refroidissement n'est plus critique. Dans les alliages Al-Zn ne contenant pas de Cu, la démixtion est plus lente et il suffit de refroidir en 5 à 20 min. Il s'en suit que les alliages Al-Cu nécessitent une trempe à l'eau, tandis que les alliages Al-Zn peuvent refroidir à l'air.

La résistance mécanique des alliages qui dans cet état n'est due qu'au durcissement par la solution solide, est encore médiocre. Un refroidissement très lent permet la démixtion de la solution en équilibre. Les précipités deviennent relativement grands et ne contribuent que peu au durcissement. Les caractéristiques mécaniques restent alors pratiquement celles de l'Al brut.

b) Revenu et Vieillissement

Ces opérations ont pour but de réaliser une démixtion de la solution sursaturée dans l'Al (presque pur) et dans des précipités intermétalliques aussi fine que possible. On parle de

vieillissement ou maturation si la précipitation, entraînée par le fort déséquilibre de l'état trempé, se manifeste déjà à température ambiante. Si par contre un apport de chaleur est nécessaire pour faire démarrer ou accélérer la réaction, on l'appelle revenu. A part les phases qui précipitent (compositions et détails cristallographiques), la réaction se déroule de manière semblable dans les différents alliages durcissables. Nous prenons ici l'alliage Al-Cu avec 4% de Cu comme exemple.

En dessus de 500°C, la solution Al +4%Cu est en équilibre. En dessous de cette température le composé intermétallique Al_2Cu se forme d'après le mécanisme de "germination et croissance". Les nouveaux grains qui apparaissent ont une structure cristalline différente de celle de la matrice, et il n'y a aucune relation entre les axes cristallographiques des deux réseaux. La naissance d'un tel grain nécessite une forte activation thermique pour la formation de l'interface lors de la germination. Cette énergie d'interface est particulièrement élevée pour une interface entre deux réseaux cristallins distincts. Les atomes formant le joint entre les deux réseaux ne peuvent pas être arrangés de manière à ce qu'ils soient tous séparés par leurs distances habituelles. L'énergie de liaison entre ces atomes est donc réduite et diminue l'énergie de cohésion de l'alliage. La diminution de cette énergie, calculée par unité d'aire d'interface, est justement l'énergie d'interface.

A température ambiante les fluctuations thermiques ont des amplitudes beaucoup trop petites pour que la germination d'un nouveau grain puisse prendre naissance de la même manière qu'à température élevée. Parmi tous les types d'interfaces possibles, celui dont l'énergie d'interface est la plus basse, est celui, pour lequel la nouvelle composition (Al_2Cu) s'arrange dans le réseau de la matrice. On peut décrire cet arrangement comme un cristal avec des variations locales en composition ou comme deux cristallites entre lesquels il existe une cohérence cristallographique. Comme ni l'une ni l'autre de ces deux descriptions n'est vraiment parfaite, on les appelle zones de Guinier-Preston. La diffusion à basse température étant

extrêmement lente, ces zones GP restent forcément très petites. En fait, elles sont tellement petites que leur observation n'est pas du tout facile. Dans l'Al-Cu, elles consistent en une couche atomique d'environ 30 par 30 atomes de Cu qui s'arrangent dans un plan cristallographique (100).

En effectuant le revenu à des températures plus élevées, d'autres formes de précipités apparaissent. Ils se forment aussi lorsqu'un métal vieilli est réchauffé. Sans entrer dans les détails, nous mentionnons encore que vers 150°C les précipités deviennent plus grands, et changent de structure cristalline tout en restant encore en cohérence cristallographique. Ces zones GP II, comme on les appelle maintenant, sont constituées de la phase métastable θ" de l'Al_2Cu. Entre 200 et 300°C, il se forme des plaquettes (θ') qui ont déjà la structure cristalline de l'Al_2Cu en équilibre mais qui gardent encore l'orientation par rapport au réseau de l'Aluminium. Ce n'est qu'au-dessus de 300°C que la germination et la croissance produisent des grains de tailles habituelles (µm) et d'orientation aléatoire. Ces grains sont constitués de la phase θ qui est la phase d'équilibre de l'Al_2Cu (tetragonale). La solution solide (phase θ''), qui est toujours présente, s'appauvrit graduellement en Cu lorsque la microstructure s'approche de l'équilibre α + θ.

Le durcissement des alliages est optimal quand il y a des zones GP I et GP II c.-à-d. des précipités cohérents et ultraminces. La coalescence, qui a lieu au-delà de 200°C, diminue la limite élastique et la résistance à la rupture. On parle d'un sur-vieillissement. Pour arriver à des caractéristiques mécaniques optimales, le vieillissement prend 5 à 8 jours dans les alliages Al-Cu et Al-Mg_2Si, mais n'arrive à saturation qu'après 90 jours dans l'Al-Zn. Le revenu entre 150 et 200°C permet d'atteindre ce but en 4 à 24 h (selon l'alliage). Les résistances mécaniques que donne le traitement accéléré sont parfois légèrement plus élevées que celles obtenues par le vieillissement. Par rapport au durcissement par écrouissage, le durcissement par précipitation à l'avantage de ne pratiquement pas diminuer l'allongement à la rupture. **[03]**

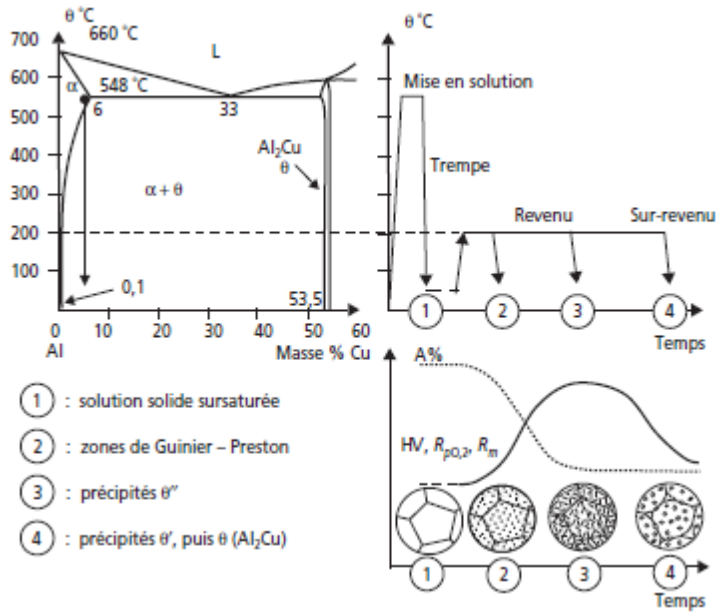


Figure I.3. Schéma de principe du traitement de durcissement structural d'un alliage Al-4 %Cu. **[15]**

I.6.3.Morphologie de la précipitation

Dans le cas d'un refroidissement lent, les précipités sont grossiers et très espacés.

Dans le cas d'un refroidissement rapide, ils sont fins et très rapprochés, Figure I-3.

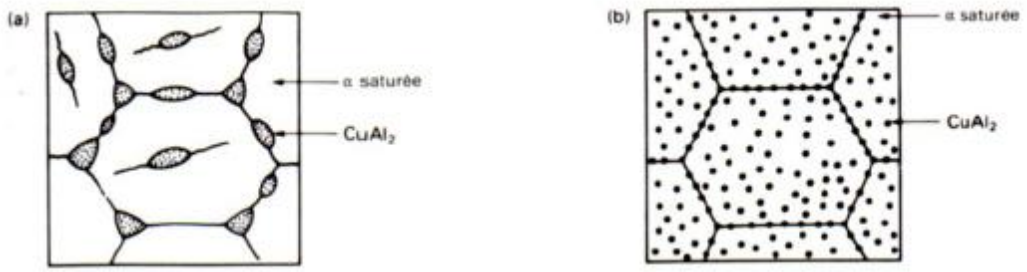


Figure I.4. Microstructures obtenues à l'ambiante dans un alliage Al-4% Cu. a) par refroidissement lent à partir de 550°C. b) par refroidissement rapide à partir de 550°C. **[03]**

Quand on refroidit lentement, l'enthalpie libre de précipitation est faible et le taux de germination est faible aussi. Pour assurer la proportion d'équilibre en Al_2Cu, les rares germes doivent croître en de gros précipités très distants les uns des autres. Les dislocations n'ont pas de mal à contourner les précipités et l'alliage ainsi obtenu à de faibles caractéristiques mécaniques.

Si au contraire, on refroidit l’alliage rapidement, la structure obtenue est beaucoup plus fine. Comme l’énergie motrice est élevée, le nombre de germes l’est aussi. Les précipités, quoique petits, sont très rapprochés. Les dislocations mobiles ont du mal à les franchir et l’alliage est ainsi plus dur. **[03]**

Si on refroidit trop rapidement, on n’a pas de précipitation du tout. Cependant, il est possible d’augmenter considérablement la dureté de l’alliage en lui faisant subir un vieillissement.

I.7.Les alliages d’aluminium de la série 5000 :

L'élément d'alliage est le magnésium (jusqu'à 5%). Ce sont les alliages de l`aluminium à durcissement par écrouissage les plus performants en caractéristiques mécaniques et en tenue à la corrosion. Depuis 1960, ils ont connu un très grand développement dans les applications marines**:** construction navale, équipement du littoral, et dans les transports routiers **:** citernes à hydrocarbures et autres produits liquides ou pulvérulents.

Ces alliages ont des caractéristiques mécaniques moyennes qui augmentent avec le taux de magnésium. Ces caractéristiques augmenteront également avec le taux d'écrouissage.

Ils ont une bonne aptitude à la déformation. Cette aptitude diminue si le taux de magnésium augmente. Ils ont un excellent comportement à la soudure et à ce titre sont utilisés en chaudronnerie soudure. Ils ont également un bon comportement aux basses températures. Ils ont un bon comportement à la corrosion qui justifie leur utilisation dans les applications marines. **[04]**

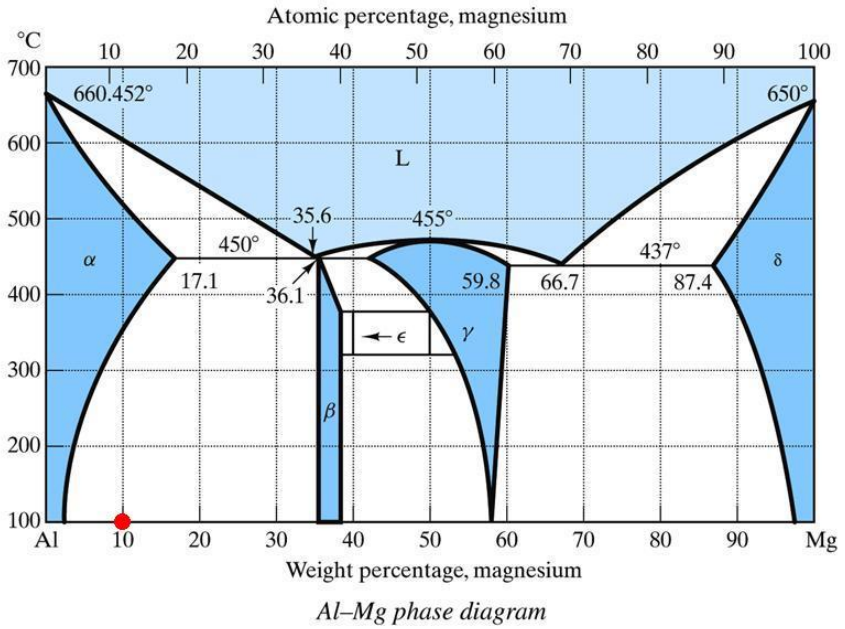


Figure I.5: Diagramme binaire Al-Mg

Caractéristiques physiques	**5005**	**5086**
Masse volumique ρ (g/cm³)	2.70	2.66
Intervalle de fusion (°C)	630-655	585-642
Coefficient de dilatation linéique (0 à 100 °C) (-1.106°C)	23.7	23.9
Module d'élasticité (MPa) **(1)**	69000	71000
Coefficient de Poisson	0.33	0.33
Conductivité thermique λ (0 à 100°C) ($W.m^{-1}.K^{-1}$)	État O : 205	État O : 126
Résistivité à 20°C (µΩ.cm)	État O : 3.3	État O : 5.6
Capacité thermique massique (0 à 100°C) (J/kg°C)	945	945
Limité élastique RP0, 2 (MPa)	135	190
Limité à la rupture Rm (MPa)	160-222	275-330
Allongement (%)	3	11
Dureté Brinell (HB_{10})		80

Tableau I.6 : caractéristiques des alliages 5005 et 5086 **[04]**

I.8.Corrosion de l'aluminium et de ses alliages:

I.8.1.Principes généraux :

La corrosion est un processus interfacial, de manière générale entre un métal et son environnement. La corrosion aqueuse met en jeu des réactions hétérogènes entre le métal et l'électrolyte en contact. Il s'agit dans la plupart des cas de processus électrochimiques. Le potentiel standard de l'aluminium est très électronégatif. Il vaut -1.66 V/ENH (Volt par rapport à l'électrode normale à hydrogène). Il s'agit donc d'un des métaux les plus faciles à oxyder. En contact avec un environnement oxydant tel que l'air ou l'eau, l'oxyde d'aluminium se forme de manière quasi instantanée. Cet oxyde étant très stable (compact et peu conducteur), il fait de l'aluminium un métal très peu sensible à la corrosion généralisée. Le diagramme de POURBAIX ou diagramme d'équilibre potentiel-pH (Figure I.12), donne une information sur l'état d'équilibre de l'aluminium dans l'eau chimiquement pure à 25°C en fonction du pH et de son potentiel.

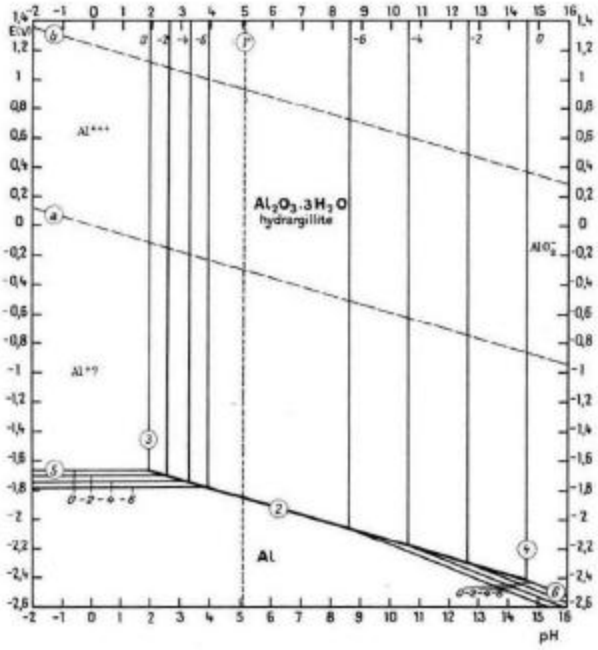


Figure I.6. Diagramme d'équilibre potentiel – pH du système aluminium – eau à 25 °C

L'échelle de potentiel est graduée en Volt par rapport à l'électrode normale à hydrogène.

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

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

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

  $$pH<4: Al+3H^{3+} \longrightarrow Al^{+} + 3/2\ H_2 \quad \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots (1\text{-}1)$$

  $$pH>9: Al+ H_2O+ OH^{-} \longrightarrow AlO^{-}_{2} + 3/2H_2 \quad \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots (1\text{-}2)$$

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

  $$4Al + 3H_2O + 3/2\ O_2 \longrightarrow 2Al_2O_3 + 3H_2 \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots (1\text{-}3)$$

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

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

Les diagrammes de POURBAIX ne tiennent compte que des équilibres thermodynamiques et en aucun cas des aspects cinétiques. Ils ne rendent donc pas compte des vitesses de corrosion. **[05]**

I.8.2.Films d'oxyde d'Aluminium:

L'aluminium est un métal actif qui se recouvre en quelques millisecondes de son oxyde. Cette première couche correspond, comme il est représenté en Figure I-7, à la couche dite barrière pour ses propriétés peu conductrices. Il s'agit de la forme native, alumine corindon de formule chimique Al_2O_3, formée à l'air et non hydratée. D'après la réaction I.3, c'est la réduction de l'oxygène dissout qui favorise la croissance de ce film d'oxyde. Une deuxième couche peut donc se former « au-dessus » de la précédente ; elle correspond à une couche d'oxyde hydratée. L'hydratation par une molécule d'eau correspond à la boehmite (Al_2O3, H_2O). La bayerite et hydrargillite (ou gibbsite), elles sont trihydratées (Al_2O_3, $3H_2O$) et correspondent aux forment les plus stables en solution aqueuse. **[05]**

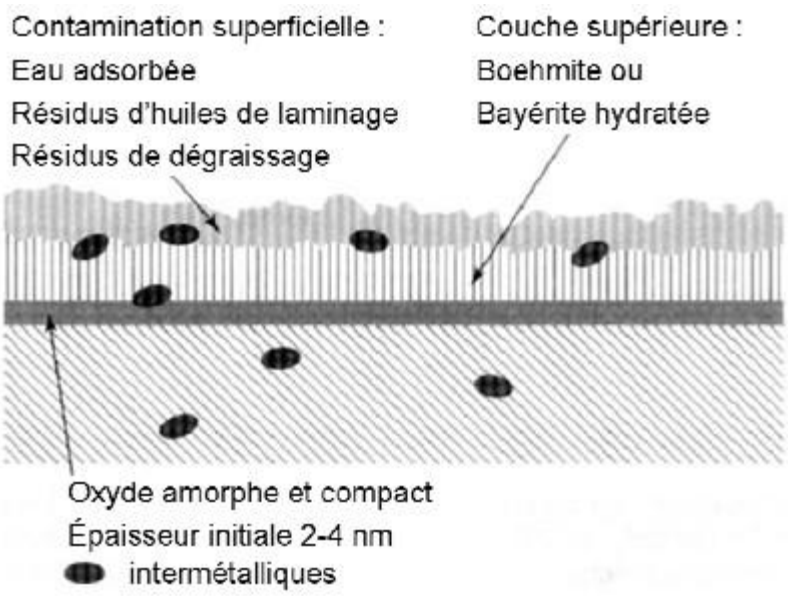


Figure I.7. Couches et adsorption sur le film d'oxyde d'aluminium **[05]**

Le comportement électrochimique de l'aluminium est donc lié à celui de son oxyde et notamment à sa stabilité. Il en va de même pour les alliages d'aluminium, dont le film d'oxyde

peut présenter certaines hétérogénéités induites ou non par les éléments d'alliages. Dans les domaines de pH inférieurs à 4 et supérieurs à 9, on parle de corrosion généralisée ou uniforme, qui se caractérise par une perte uniforme d'épaisseur sur toute la surface. En revanche, dans le domaine de pH compris entre 4 et 9, dit de passivation, l'expérience montre que l'aluminium et notamment ses alliages peuvent subir une autre forme de corrosion dite « localisée ». **[05]**

I.8.3.Différentes formes de corrosion localisée :

La corrosion est dite localisée lorsque les zones cathodiques et anodiques sont physiquement séparées, ce qui n'est pas le cas pour la corrosion généralisée. Elle peut être induite par des hétérogénéités de microstructure du matériau, par certaines espèces agressives présentes dans le milieu électrolytique ou encore par des phénomènes de dépôts ou de confinement de l'électrolyte à la surface du matériau. Sont exposées ici les principales formes de corrosion localisée, à l'origine de la majorité des cas.

a)La corrosion galvanique : est une forme de corrosion localisée dans la zone de contact entre deux matériaux de potentiels électrochimiques différents. Ce phénomène, pour survenir, nécessite outre un contact électrique entre les deux matériaux (courant électronique), un contact électrolytique (courant ionique). Ceci peut être observé par mise en contact de l'aluminium avec un métal plus noble comme l'acier par exemple, au sein d'un électrolyte ou atmosphère humide. C'est aussi le cas en général des alliages, contenant des phases intermétalliques de potentiel électrochimique différent de celui de la matrice. On parle alors de phénomènes de microcouplage galvanique. La corrosion galvanique provoque la dissolution accélérée de l'élément le moins noble du couple, par polarisation anodique de ce dernier. **[05]**

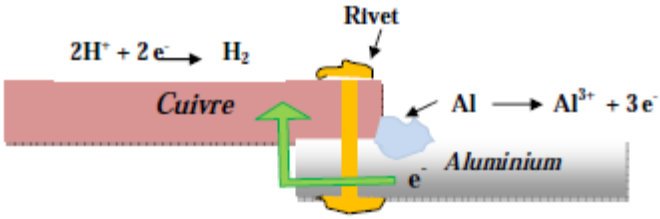


Figure I.8. Corrosion galvanique

c)La corrosion par piqûres : observée dans des métaux passivables est déclenchée par la présence d'ions halogénures associés à des espèces oxydantes telles que les protons ou l'oxygène dissous de la solution. Elle a été décrite comme un mécanisme en dix étapes. La Figure I-3 est une représentation schématique de la corrosion par piqûres influencée par une particule intermétallique, siège de la réduction de l'oxygène.

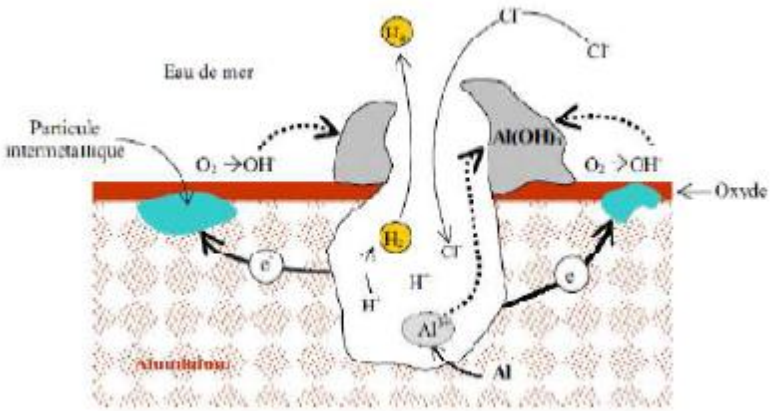


Figure I.9. Propagation autocatalytique d'une piqûre **[05]**

Etape 1 : Adsorption des ions chlorures au niveau des défauts du film d'oxyde puis migration dans le film.

Etape 2 : Réduction du dioxygène dissous et charge de la capacité de double couche.

Etape 3 : Rupture du film aux niveaux de défauts.

Etape 4 : Oxydation de l'aluminium et formation de complexes chlorurés ($AlCl_4^-$) et hydroxychlorurés ($Al(OH)_2Cl$).

Etape 5 : Dissolution des complexes chlorurés et repassivation de la piqûre.

Etape 6 : Enrichissement en chlorure en fond de piqûre et formation d'une couche stable de chlorures, oxychlorures.

Etape 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 :

$$Al^{3+} + 3H_2O \longrightarrow Al(OH)_3 + 3H^- \quad \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots \quad (1\text{-}4)$$

Etape 8 : Diffusion des ions Al3+ 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).

Etape 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.

Etape 10 : Repassivation de la piqûre par obstruction ou perte de stabilité de la couche de chlorure (retour à l'étape 5). **[05]**

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

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

f) La corrosion intergranulaire : 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 est dépourvue en cuivre et a 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. **[05]**

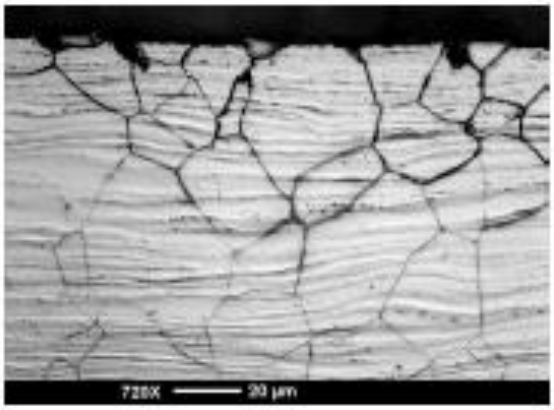


Figure I.10. Corrosion intergranulaire. **[10]**

g) La corrosion exfoliante ou feuilletante peut, dans le cas des alliages d'aluminium de la série 2000, venir 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.

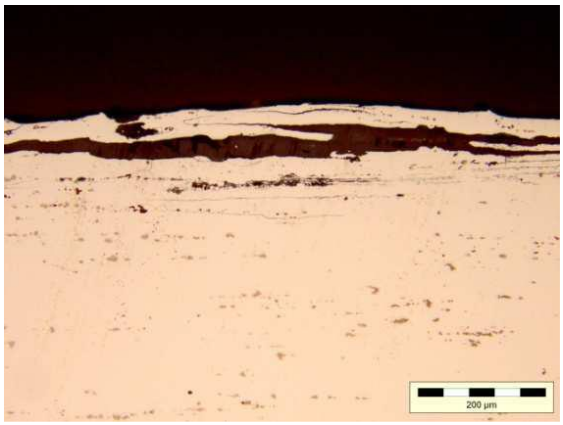


Figure I.11. Alliage 2024T3 avec un début de feuilletage - 1 mois d'exposition marine. **[10]**

h) La corrosion sous contrainte est un mode d'endommagement de matériaux exposés à un environnement corrosif et soumis à une contrainte mécanique. Ce mode de corrosion est caractérisé par la propagation de 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 où 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 [Scamans76, Charitidou99]. Les réactions de dissolution de l'aluminium (I-1) et (I-2) 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 décohésion intergranulaire et favoriser la propagation des fissures de corrosion sous contrainte. **[05]**

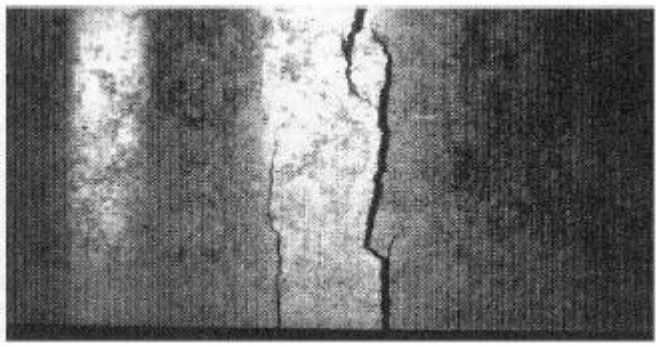


Figure I.12. Fissure de corrosion sous contrainte propagation électrochimique

I.9.Techniques d'évaluation de la corrosion :

I.9.1.Techniques d'évaluation de la cinétique de la corrosion :

Les réactions électrochimiques sont affectées par plusieurs variations, leur comportement reste attaché aux conditions dans lesquelles la réaction s'évalue (cinétique et thermodynamique). Pour exploiter ces diverses modifications plusieurs méthodes électrochimique classiques adoptées :

- Suivi du potentiel de corrosion en fonction du temps E=f(t)
- Exprimer la variation de la densité du courant en fonction du potentiel (potentiodynamique)
- Mesure l'évolution de la résistance à la polarisation (Rp) au cours du temps
- Susceptibilité à la corrosion localisée par voltammétrie cyclique.
- Par spectroscopie d'impédance électrochimique (EIS)

I.9.2.Evolution du potentiel au cours du temps :

Le suivi temporel du potentiel de corrosion libre ou de corrosion sous tension a un double objectif : d'une part il permet d'avoir une première idée du comportement de la surface en milieu corrosif (corrosion, formation d'une couche passive…etc), et d'autre part, il permet de déterminer le temps nécessaire à l'obtention d'un régime stationnaire (la passivation), indispensable pour les tracés potentiodynamiques et les spectres d'impédances.

Cette mesure est effectuée entre l'électrode de travail et une électrode de référence.

L'interprétation repose sur le diagramme dit d'Evans qui exprime graphiquement que le courant global correspond à la somme algébrique des composants anodiques et cathodiques.

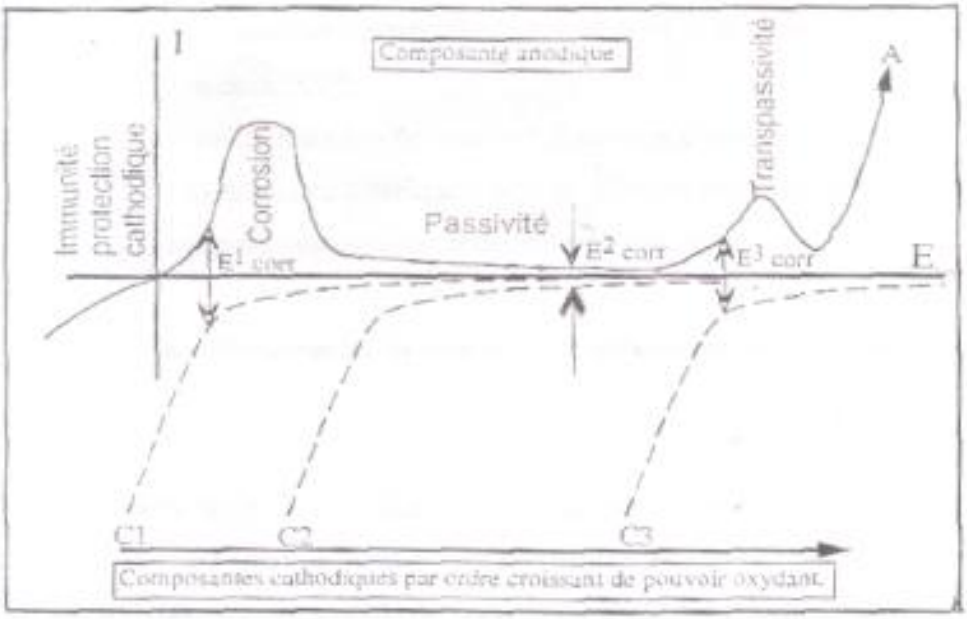


Figure I.13. Position du potentiel de corrosion Ecorr et conditions de corrosion selon les processus cathodiques **[09]**

Il faut garder présent à l'esprit qu'il s'agit là d'une information issue de la thermodynamique qui ne donne donc aucune indication sur la vitesse effective de dissolution dans les domaines de corrosion ou de passivation. Les mesures de potentiel de corrosion sont donc systématiquement complétées par des tracés de courbe intensité-potentiel, ou courant-tension. **[09]**

I.9.3. Courbes potentiodynamiques :

Une courbe potentiodynamique décrit l'évolution de la densité de courant de l'électrode de travail soumise à une différence de potentiel. Cette courbe donne des informations sur la vitesse de la réaction électrochimique et sur les éventuelles modifications de la surface de l'électrode étudiée. Nous imposons grâce au Potentiostat, une différence de potentiel entre

l'électrode de travail et l'électrode de référence et on mesure la densité du courant résultant traversant l'électrode de travail.

Ces courbes sont données en logarithme décimal de la densité de courant, en fonction du potentiel appliqué, ce dernier peut être balayé dans des marges bien définis (selon la nature du métal étudié). De la même manière, on fixe une vitesse de corrosion (mV/s).

Donc, les courbes potentiodynamiques sont composées de deux branches :

- Une branche anodique : correspondant à la superposition des courants résultants des réactions d'oxydation.

-Une branche cathodique : correspondant à la superposition des courants des réactions de réduction. La figure suivante montre les deux branches.

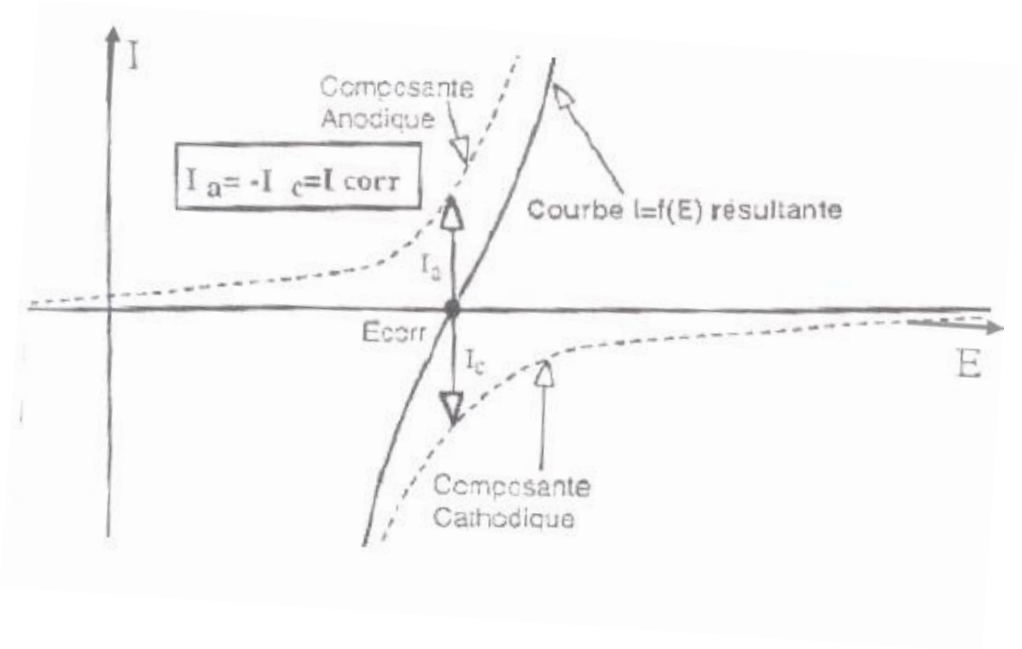


Figure I.14. Courbe de polarisation I=f(E) **[09]**

I.9.4.Mesure de la résistance à la polarisation au cours du temps :

La mesure de la résistance à la polarisation (Rp) est une technique qui est peu ou presque non perturbatrice de l'interface métal/milieu. Elle permet donc un suivi de l'évolution de la vitesse de corrosion en fonction du temps d'immersion de l'échantillon. La résistance de polarisation est égale à l'inverse de la pente de la courbe de polarisation i=f(E), au voisinage du potentiel de corrosion.

Ainsi à une faible résistance de polarisation correspond une forte vitesse de corrosion et inversement. La détermination de la vitesse de corrosion peut être extraite à partir de l'exploitation des courbes intensités potentielles. Par construction la courbe i(E) de la réaction anodique et la réaction cathodique on peut déterminer la densité du courant de corrosion icorr (si la corrosion est contrôlée par uniquement le transfert de charge), définie entre les composantes anodique et cathodique pour un courant global nul i=0. **[09]**

I.9.5. Droites de Tafel :

Cet essai détermine la densité de courant de corrosion et la vitesse de corrosion.

Les courbes logi=f(E) qui représentent la variation du logarithme de la densité de courant en fonction du potentiel présentent deux droites dites "droites de Tafel ".

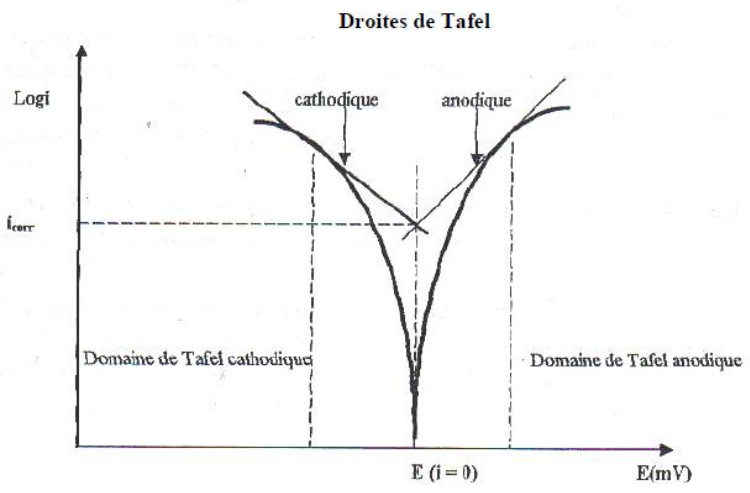


Figure I.15. Courbe courant – tension donnant les droites de Tafel

• Détermination de la vitesse de corrosion :

La vitesse de corrosion peut être déterminée à partir de l'exploitation des courbes intensité-potentiel.

Par construction anode et cathode peuvent être séparées et le courant de corrosion Icorr, intensité commune des composantes anodique et cathodique au point de courant nul, peut être estimé directement.

La détermination par un procédé électrochimique indirect de la valeur de Icorr a donné lieu à un très grand nombre de travaux dont beaucoup ne présentent pas un grand caractère d'originalité par rapport aux publications originales de Stern et coll. qui a laissé son nom à deux méthodes. Elles sont purement et simplement calquées sur la détermination du courant d'échange d'un couple redox en cinétique électrochimique. Au potentiel d'équilibre correspond le potentiel de corrosion et le courant de corrosion. Les difficultés existantes pour un potentiel redox s'ajoutent à celles liées au fait qu’Ecorr est un potentiel mixte.

L'impossibilité de calculer Icorr à l'aide de la seule valeur du potentiel de corrosion conduit naturellement à exploiter la forme de la courbe courant-tension au voisinage de ce point, là où les composantes anodiques et cathodiques contribuent de manière appréciable au courant global. La 1 ère méthode est une méthode d'extrapolation, la 2ème une méthode locale. Toutes deux reposent sur une forme analytique des relations élémentaires I = f(E) : la loi de Tafel. **[09]**

La première méthode de Stern :

II s'agit d'une technique d'extrapolation dont le principe est présenté sur la figureI.16.

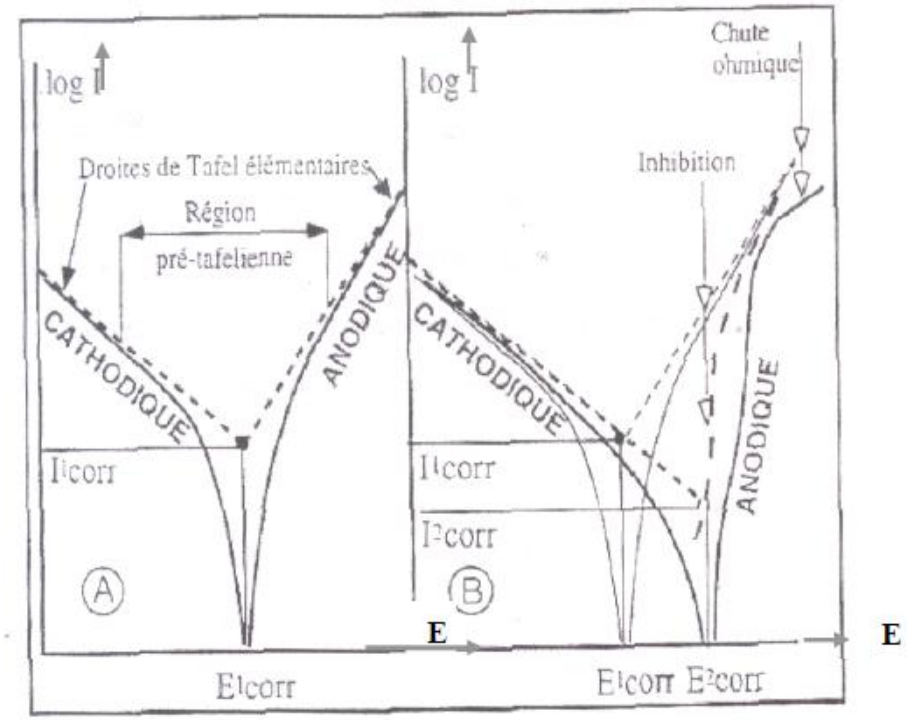


Figure I.16. Première méthode de Stern **[09]**

A : détermination du courant de corrosion par extrapolation des branches anodiques et cathodique assimilées à des droites de Tafel dans le plan (log I, E).

B : lorsque la composante anodique est affectée par un processus d'inhibition à l'intérieur de la région pré-tafelienne ou par la chute ohmique à surtension élevée seule la branche cathodique extrapolée à Ecorr donne Icorr.

L'extrapolation des branches anodiques et cathodiques assimilées à des droites de Tafel dans le plan (log I, E) aboutit au point (Icorr, Ecorr). L'hypothèse fondamentale est l'existence des lois de Tafel pour les deux composantes ou pour l'une d'entre elles si l'autre garde une valeur constante (processus cathodique limité par la diffusion de l'oxygène dissous). L'ensemble de conditions est cependant assez contraignant : lois de TAFEL conservées sur une large plage de

potentiel, réactions éloignées de leur potentiel d'équilibre respectif (irréversibilité), pas de couple redox de vitesse appréciable introduisant de composante anodique parasite.

Il est désormais clair que les difficultés de mise en œuvre s'expliquent par la contribution de la chute ohmique, le rôle du transport de matière, le changement d'activité de la surface et de répartition entre les aires anodique et cathodique en fonction du potentiel, la formation de films superficiels et plus généralement toute complication cinétique compromettant l'extrapolation. L'idée qui préside à la seconde méthode de Stem est précisément de s'affranchir de ces obstacles en n'exploitant qu'un domaine très étroit de potentiel au voisinage immédiat de Ecorr.

La seconde méthode de Stern :

Egalement connue sous le nom de polarisation linéaire ou résistance de polarisation, elle permet de calculer le courant de corrosion à partir de la seule quantité mesurable si l'on se limite au voisinage immédiat de Ecorr :

$$Rp = \left(\frac{dE}{dI}\right)_{I=0} \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots (01)$$

$$Icorr = \frac{1}{Rp(Ba+Bc)} \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots (02)$$

Où Ba et Bc sont les exposants des lois de Tafel écrites sous forme :

Anodique : $Ia = Icorr\ exp\ Ba\ (E - Ecorr) \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots (03)$

Cathodique : $Ic = -Icorr\ exp\ Bc\ (E - Ecorr) avec\ Bc < 0 \ldots\ldots\ldots (04)$

La vitesse de corrosion exprimée en perte de matière sur une période donnée est alors exprimée à partir de Icorr selon :

$$Vcoor = \frac{Icoor.Wa.t}{10.F} \quad \left(\frac{\text{mg}}{dm^2.jour^{-1}}\right) \ldots\ldots\ldots\ldots (05)$$

Icorr : la densité du courant de corrosion (µA/cm2).

t : la durée de l'essai (86400 s).

W : l'équivalent électrochimique du métal.

F : le faraday, (96483 C). **[09]**

I.10.Comportement vis-à-vis de la corrosion :

I.10.1.Rôle des éléments d'addition :

Il est attribué à l'aluminium le comportement électrochimique de l'alliage (caractère passivable, sensibilité à la corrosion localisée…). Cependant pour certains éléments la résistance à la corrosion peut être influencée. Ainsi la figure I.14. Présente schématiquement la baisse de la résistance à la corrosion d'échantillons d'aluminium en milieu chloruré en fonction de la série. Il est toutefois à noter que cet effet défavorable s'accompagne de propriétés mécaniques accrues.

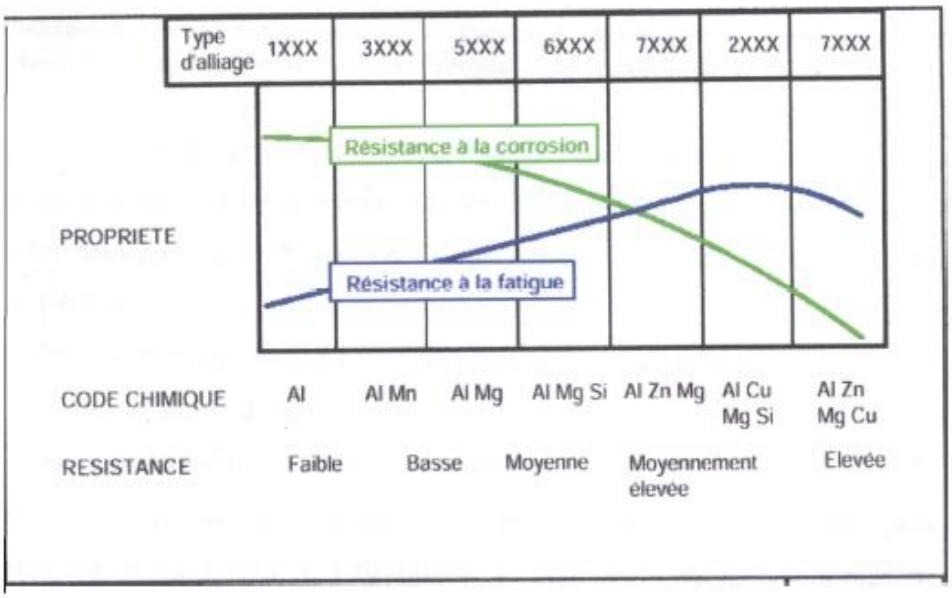


Figure I.17. Effet des éléments d'addition sur la résistance à la corrosion et à la fatigue des alliages d'aluminium **[09]**

Depuis le début du XXe siècle, de nombreuses études ont porté sur l'influence de la plupart des éléments chimiques sur les propriétés de l'aluminium.

Elles ont permis d'établir un classement qualitatif de la résistance à la corrosion en fonction de la nature chimique de l'alliage (Tableau I.7).

Série	**Eléments d'alliage**	**Particules intermétalliques ou secondes phases**	**Formes de corrosion généralement observées**
5000	Mg	Al3Mg2, Al3Mg5	Piqûres, généralisée, sous contrainte (pour les forts taux en magnésium)
1000	Aucun	Al3Fe, Al6Fe Al12 Fe3Si2	Piqûres, généralisée Dépend de la quantité de secondes phases
6000	Si, Mg	FeSiAl5, Fe2SiAl8, Al8Si6Mg3Fe, Mg2Si	Piqûres, généralisée
3000	Mn	Al6Mn, Al6MnFe	Piqûres, généralisée
4000	Si	Si	Piqûres, généralisée
7000	Zn, Mg Ajout de Cu	MgZn2	Piqûres, généralisée, sous contrainte, feuilletante, intergranulaire (avec Cu)
2000	Cu	CuFeMnAl6, Al2Cu, Al2CuMn	Piqûres, généralisée, sous contrainte (sans traitement thermique), intergranulaire feuilletante

TableauI.7. Classement des alliages d'aluminium en fonction de leur résistance à lacorrosion. Formes de corrosion généralement observées. **[09]**

Du point de vue des propriétés électrochimiques bénéfiques il peut être retenu d'une manière générale que les éléments : Cr, Mg, Mn apportent un effet bénéfique, tandis que les éléments : Cu, Fe, Ni, Sn, Pb, Co sont néfastes. Si, Ti, Zn, Sb, Cd, Zr sont sans effet. Les éléments d'alliages existent sous deux formes dans l'aluminium :

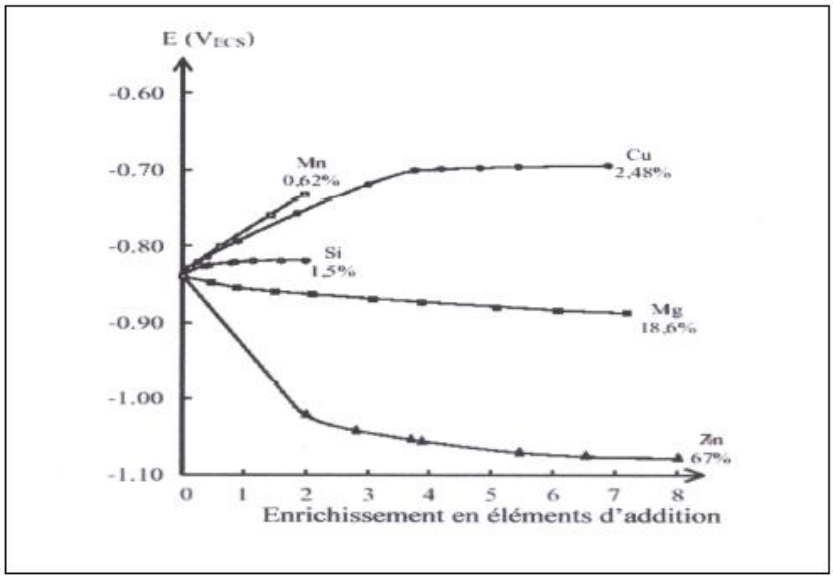
- en solution solide,
- sous forme de précipités intermétalliques.

Dans ce dernier cas les particules intermétalliques ont un comportement plus ou moins nobles par rapport à l'aluminium, et peuvent conduire à la formation de micropiles par bimétallisme et donc au développement d'attaques localisées (tableau I.8.). **[09]**

	Particule intermétallique /seconde phase	E_{CORR} (mV_{Ecs})
Particules cathodiques	Si	-170
	Al_3Ni	-430
	Al_2Cu	-440
	Al_3Fe	-470
	Al_6Mn	-760
Particules anodiques	Al	-840
	Al_2CuMg	-910
	$MgZn_2$	-960
	Al_3Mg_2	-1150
	Mg_2Si	-1190
	Al_8Mg_5	-1240

Tableau I.8. Potentiel de corrosion de quelques particules intermétalliques en milieu chloruré **[09]**

L'addition d'éléments d'alliage modifie ainsi fortement le potentiel de corrosion dans le sens anodique ou cathodique. Pour chacun, les principales variations sont fonction de la teneur de l'élément dans l'alliage (Figure I.15.).



FigureI.18.Evolution du potentiel de corrosion de l'aluminium en fonction de l'enrichissement en éléments d'addition. Les pourcentages atomiques indiquent les limites de solubilité de l'élément. **[09]**

Les éléments d'alliage habituels d'aluminium ajoutés dans le but d'améliorer les propriétés physiques (la finesse du grain de fonderie, soudabilité, etc.) sont Cu, Si, Mg, Zn et Mn. Parmi ceux-ci, le manganèse peut actuellement améliorer la résistance à la corrosion des alliages forgés et coulés.

Les duralumins (par exemple les types 2017 et 2024) contiennent un pourcentage de Cu, qui améliorent la résistance du métal par précipitation de $CuAl_2$ le long des plans de glissement des joints de grain. Si un alliage du duralumin est mis en contrainte sous tension en présence d'humidité, il peut se fissurer le long des joints de grain.

D'autre part, l'aluminium pur est immunisé contre la corrosion sous tension. Des alliages à 5 ou 7% Mg-Al contraints ou écrouis se fissurent aussi par corrosion sous tension dans l'air humide. Il peut y avoir plusieurs éléments d'additions dans un alliage, et dans quelques cas, leur teneur peut dépasser 1%, on montera que tous les éléments d'alliage peuvent être éléments d'addition dans une autre famille. Le fer et le silicium sont les deux impuretés majeures de l'aluminium non alliés de la famille 1000 dont la teneur totale détermine le titre du métal. **[09]**

I.10.2.Influence des traitements thermiques :

Les conditions du traitement thermique de durcissement structural des alliages des familles 2000 et 7000 peuvent avoir une influence déterminante sur la résistance à la corrosion :

- la vitesse de trempe doit être aussi rapide que possible, une trempe trop lente peut affecter significativement la résistance à la corrosion de ces alliages.
- la durée de revenu, trop courte, laisse un alliage plus ou moins sensibilisé, en particulier à la corrosion intercristalline.

Il est donc très important pour les alliages à durcissement structural de respecter les conditions optimales de traitements thermiques pour éviter d'avoir des états sensibilisés à

certaines formes de corrosion, telles que la corrosion intercristalline, la corrosion sous contrainte.

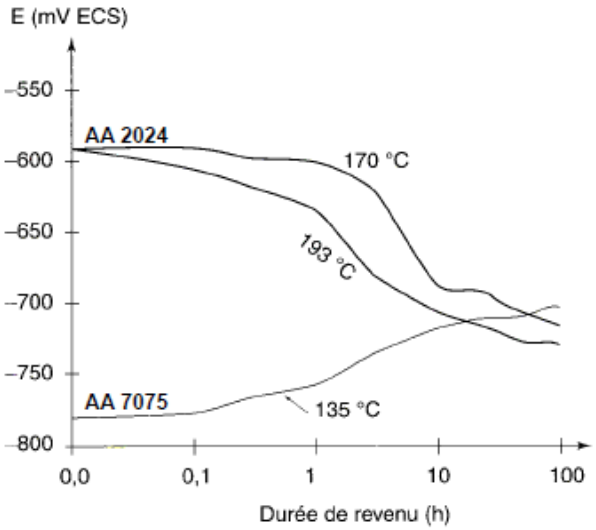


Figure I.19. Influence de la durée de revenu sur le potentiel de corrosion des alliages 2024 et 7075 en milieu EXCO.

Les traitements thermiques de recuits ont moins d'influence sur la résistance à la corrosion des alliages à durcissement par écrouissage parce que ceux-ci ne modifient pas fondamentalement la nature et la répartition des composés intermétalliques, sauf pour les alliages de la famille 5000 chargés en magnésium. **[02]**

Chapitre II:

Le soudage

II.1.Introduction :

Le soudage est une opération qui consiste à réunir deux ou plusieurs parties d'un assemblage, de manière à assurer la continuité entre les parties à assembler, soit par chauffage soit par pression soit par l'un des deux, avec ou sans métal d'apport.

Parmi les différents types des moyens d'assemblage qu'il existe, le soudage est l'un de ces moyens, il assure une liaison indémontable entre les différents pièces, le soudage est une technique de fixation comme le rivetage, boulonnage etc..… la différence est la continuité entre les pièces.

Principe :

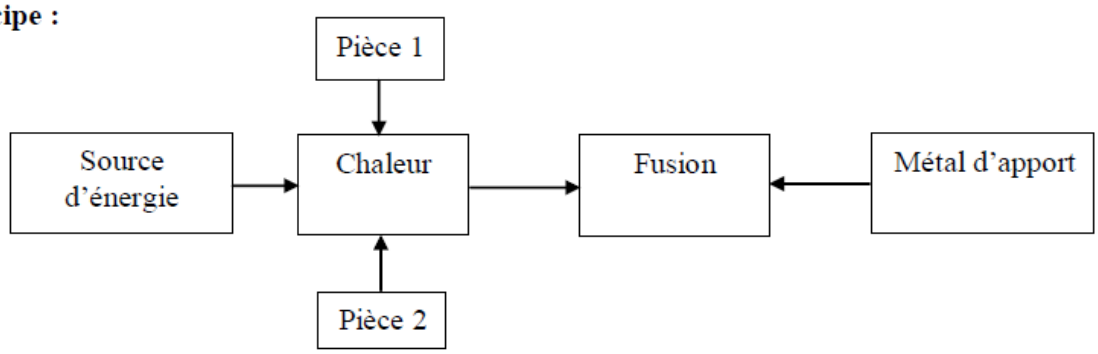


Figure II.1. Principe du soudage **[16]**

II.2. Phénomènes du soudage :

Le procédé de soudage est caractérisé par une complexité des phénomènes physico-chimiques et des paramètres qui rentre en jeu, dans le soudage la liaison atomique au niveau du joint nécessite l'intervention d'une source d'énergie extérieure qui crée une élévation de température dans les pièces à souder.

Les sources d'énergie utiliser sont électrique, thermochimique, mécanique, optique.

II.2.1. Principales zones constitutives d'un joint de soudure :

Après un soudage de deux éléments le joint de soudure serra composé de quatre différentes zones comme il est illustré dans la figure II.2.

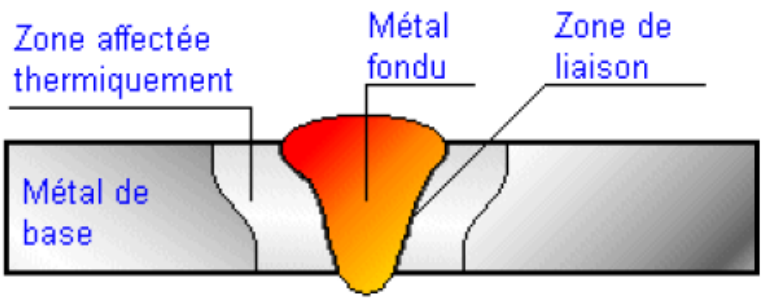


Figure II.2. Les zones constitutives d'un joint soudé. **[16]**

a) Zone fondue ou (métal fondu) : C'est la région chauffée au-dessus de la température du liquidus. Le bain de fusion est similaire à un système de fonderie où le métal de base est considéré comme un moule qui entraîne la solidification du métal fondu par un processus de ségrégation qui débutera aux parois du moule engendrant la germination et par suite la croissance. La structure du métal de base initiale est changée par les processus de fusion et de solidification. **[16]**

b) La zone de liaison (ZL) : Zone marquant la frontière entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement.

c) Zone affectée thermiquement (ZAT) : C'est la zone où la température atteinte est comprise entre la température du solidus et une température plus basse mais suffisamment élevée pour permettre des réactions ou des transformations à l'état solide, en modifiant la structure du métal de base.

d) Le métal de base (MB) : C'est la partie du matériau qui ne subit pas de modifications microstructurales. Bien que métallurgiquement inchangé, en revanche, (MB) est le siège de concentration des contraintes résiduelles transversales et longitudinales dépendant du degré de bridage imposé à la soudure. **[16]**

II.3. Les différents procédés du soudage :

Il existe, à l'heure actuelle, plusieurs procédés de soudage, mais toute tentative de classification est rendue difficile au regard des nombreuses variantes d'un procédé à l'autre, les plus souvent sont classés suivant la source d'énergie utilisée, le tableau ci-dessous illustre cette classification :

Source d'énergie	Eléments de protection du joint soudé				
	Flux solide	**Gaz inerte**	**Gaz actif**	**Sous vide**	**Sans protection**
Arc électrique	*électrode enrobées *automatique Sous flux solide *M.A.G avec fil fourré	*T.I.G *M.I.G avec fil électrode fusible *plasma	*M.A.G avec fil électrode de fusible		*soudage de goujons * électrode en carbone
Résistance électrique					*Par point *Par bossage *Par étincellage
Mécanique				*Par pression à froid	*Par friction *Par pression à froid *Par ultra sons
Optique		*lazer		*Bombardement électronique	
thermochimique	*aluminothermie		*Oxyacétylénique *Oxypropane		

Tableau II.1. La classification des procédés de soudage suivants leur source d'énergie. **[16]**

II.3.1. Les caractéristiques du soudage à l'arc électrique :

Pour mieux expliquer le principe des différents procédés à l'arc électrique et le domaine d'utilisation de chaque un, nous avons tracé le tableau suivant :

Procédé	Principe	Domaine d'application
Soudage à l'électrode enrobée	La température de soudage est générée par l'arc électrique entre deux électrodes que constituent la pièce à souder et la baguette de métal d'apport où le métal fondu est protégé par un laitier.	- Chaudronnerie - Bricolage - Artisanat - Chantier
Soudage à l'arc avec électrodes non fusibles (TIG)	Un arc électrique est établi entre l'extrémité d'une électrode infusible en tungstène et la pièce à souder, sous la protection d'un gaz inerte. Le métal d'apport est ajouté si nécessaire sous forme d'une baguette placé dans l'arc électrique.	Ce procédé est utilisé dans l'industrie : - Aéronautique - Pétrolière - Alimentaire
Soudage à l'arc avec fil électrodes fusibles ou soudage semi-automatique (MIG) ou (MAG)	La fusion des métaux est obtenue par l'énergie calorifique dégagée par un arc électrique qui éclate dans une atmosphère de protection entre un fil électrode fusible et les pièces à assembler.	- Soudure d'angle et bout à bout -Un grand nombre d'alliage tel que les bases de Nickel -Assemblage des pièces fines et épaisses

Tableau II.2. Les principales Caractéristiques des procédés de soudages à l'arc électrique. **[17]**

II.3.2.Le soudage TIG (Tungsten Inert Gas) :

Par définition, le terme "TIG" est l'abréviation de 'Tungsten Inert Gas" et sert à désigner le procédé de soudage en atmosphère inerte avec électrode de tungstène aussi appelée "G.T.A.W." (gas tungsten arc welding).

Le soudage à l'arc au tungstène est un procédé qui utilise un arc électrique entre une électrode réfractaire de tungstène et la pièce à souder. Un gaz inerte protège la zone de métal en fusion contre l'air ambiant durant le soudage. **[18]**

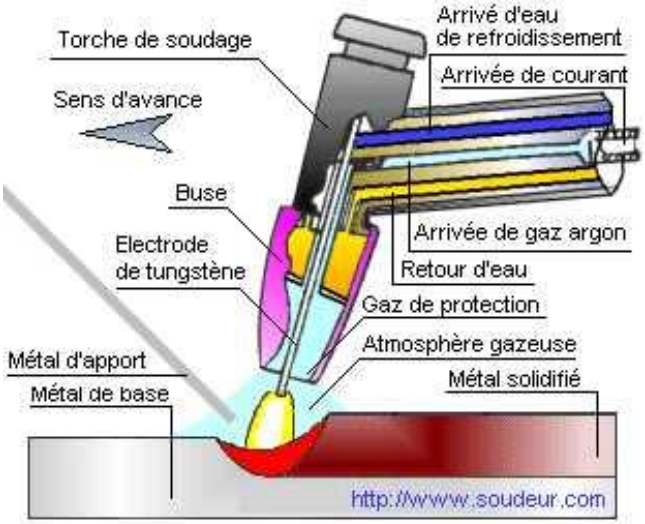


Figure II.3. Principe du soudage TIG **[18]**

Le métal d'apport peut être ou ne pas être utilisé. Lorsque l'on a besoin de métal complémentaire, on utilise une baguette d'apport qui vient alimenter le bain de fusion remplissant ainsi le joint à souder. La technique de soudage utilisée est la même que pour le procédé de soudage oxyacétylénique. Pendant qu'une main tient la torche pour amener le métal de base en fusion, l'autre tient la baguette et alimente le bain de fusion.

Le principe de soudure "TIG" est simple en soi puisque la torche électrique est conçue pour alimenter un jet de gaz inerte (argon, hélium ou parfois un mélange argon-hélium) qui vient envelopper l'arc électrique à la pointe de l'électrode et créer un bouclier gazeux empêchant l'air ambiant de venir en contact avec l'opération de soudure.

En résumé, on peut ainsi décrire ce procédé: un arc est amorcé entre l'extrémité d'une électrode réfractaire (tungstène) et la pièce à souder et provoque la fusion du métal de base. Une buse, concentrique à l'électrode, canalise un gaz inerte qui isole de l'atmosphère extérieure l'arc et le bain de métal en fusion. Le métal d'apport à d'ordinaire la forme de baguettes pour la torche manuelle ou de fil embobiné lorsqu'on veut un apport automatique. **[18]**

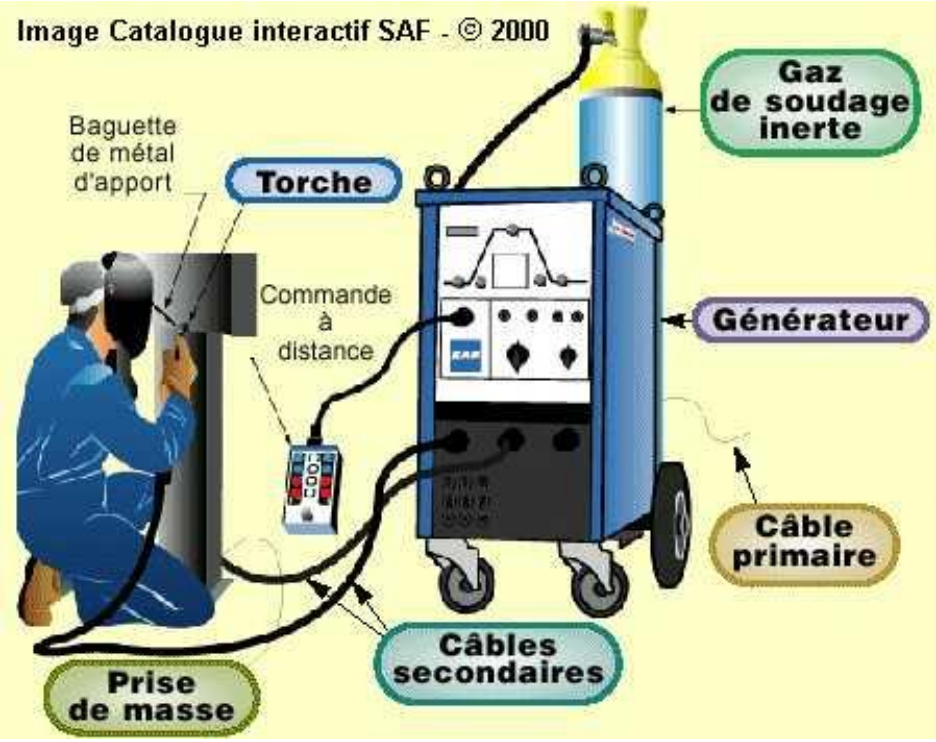


Figure II.4. Poste de soudage TIG **[18]**

II.3.3. Application du soudage TIG :

Le procédé de soudage à l'arc au tungstène est surtout utilisé pour le soudage des tôles minces mais plus particulièrement pour tous les métaux difficiles à souder. Parmi ces métaux, mentionnons l'aluminium, le magnésium, l'acier inoxydable, le cuivre et ses alliages, et les aciers au carbone de différentes épaisseurs. On emploie le procédé dans la construction aéronautique, pour les ustensiles de cuisine, les blocs-moteurs, les réservoirs, les citernes les carrosseries, les cabines de camions, les téléphériques, dans les industries alimentaires et chimiques pour les échangeurs de chaleur, les pièces décoratives et bien d'autres encore. **[17]**

II.4.Soudage de l'Aluminium :

Le soudage de l'aluminium et de ses alliages nécessite la prise en compte des spécificités de ces matériaux, à savoir :

- les propriétés physiques et physico-chimiques, en particulier la bonne conductivité thermique,

- les propriétés mécaniques,
- les propriétés métallurgiques.

II.4.1.Influence des propriétés physico-chimiques :

Le tableau B.3 donne les principales caractéristiques physiques de l'aluminium en comparaison avec le fer et le cuivre. Plusieurs propriétés propres à l'aluminium ont une influence déterminante sur les conditions de soudage.

Propriétés physiques	**Al**
Masse volumique (Kg/m^3)	2700
Température de fusion (°C)	658
Chaleur spécifique à 20°C (J/Kg°C)	960
Chaleur latente de fusion (J/Kg)	390
Conductivité thermique (W/m°C)	230
Diffusivité thermique (cm^2/s)	0,9
Confficient de dilatation liéque (°C10^{-6})	24
Résistivité électrique (Ω/m10^{-8})	2,63
Conductivité électrique à 20°C (Ω/m10^7) (% de celle du Cu-1)	3 ,74 65
Coefficient d'absorption de la lumière (longueur d'onde 10,6 µm) (longueur d'onde 1,06 µm)	 3 25

Tableau II.3. Propriétés physiques de l'aluminium **[19]**

II.4.2.Oxydation superficielle :

a. Formation de l'alumine :

L'oxydation superficielle de l'aluminium et de ses alliages produit une couche d'alumine Al_2O_3 qui présente les propriétés suivantes :

-point de fusion élevé 2050°C (AI 658°C),

-épaisseur de la couche variant de 0,01 à 0,1 µ,

-formation spontanée à l'air libre même après grattage,

-stable même à haute température,

-adhérente et insoluble dans le métal liquide.

Cette couche constitue un barrage entre les éléments à assembler (Figure II.4). Le soudage des alliages d'aluminium demande donc :

-un décapage des pièces à assembler,

-une protection du bain de fusion pour éviter une réoxydation du métal fondu. **[19]**

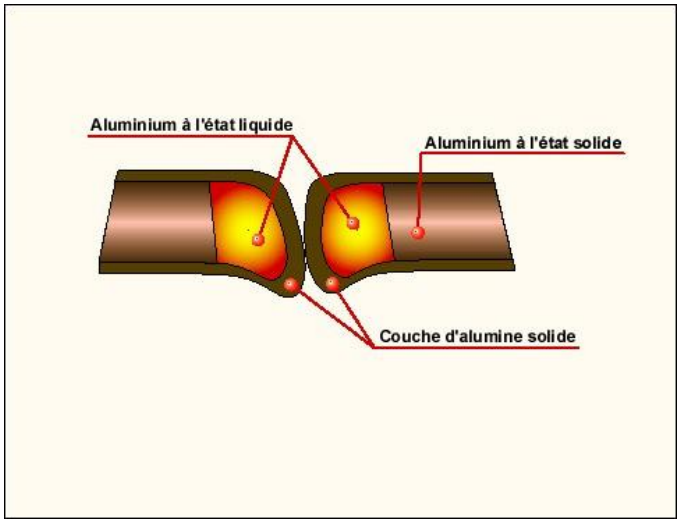


Figure II.4.couche d'alumine **[19]**

b. Décapage

Le décapage des pièces à souder comprend :

-un décapage au préalable des pièces,

-un décapage en cours de soudage.

Le décapage préalable peut se faire :

-par action mécanique (grattage, brossage,...),

-par action chimique alcalin ou acide.

Une gamme de décapage chimique peut être, par exemple, la suivante :

-Décapage par un bain de soude à 10% à une température de 50°C à 70°C

-Rinçage

-Neutralisation par un bain d'acide nitrique à 20%

En cours de soudage le décapage peut se faire :

-soit par utilisation d'un flux décapant (corrosif, non corrosif)

-soit par décapage électronique

L'éclatement et la dispersion de la couche d'alumine en cours de soudage se fait par l'action des électrons (Figure II.5).

Cela impose :

-soit, l'utilisation de la polarité inverse avec les caractéristiques suivantes :

-échauffement maxi de l'électrode,

-utilisation correcte au point de vue fusion et transfert de métal avec le procédé MIG,

-risque de détérioration de l'électrode en soudage TIG (Inclusions de tungstène).

-soit, l'utilisation du courant alternatif permettant :

-un refroidissement de l'électrode pendant une demi-alternance,

-le décapage en soudage TIG. **[19]**

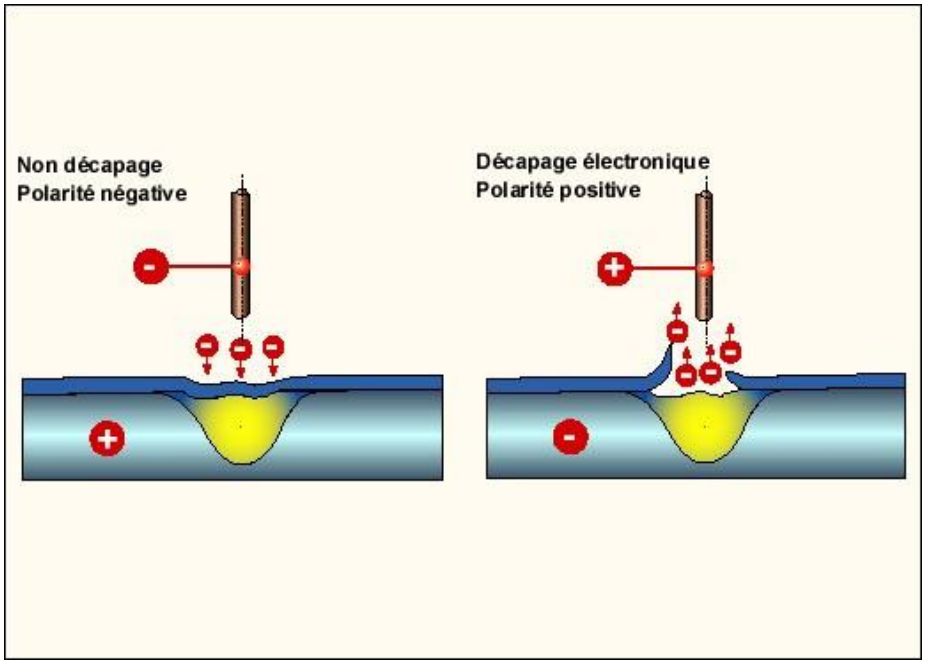


Figure II.5.Décapage électronique

II.4.3.Résistance à la corrosion :

La résistance à la corrosion de l'assemblage peut être modifiée par :

-la différence de composition entre le métal fondu et le métal de base,

-les modifications de microstructures dans la zone thermiquement affectée,

-les contraintes résiduelles.

Les modifications de structures dans la zone thermiquement affectée entraînent une variation de la courbe de potentiel provoquant une attaque sélective des endroits les plus électronégatifs (Figure II.6).

La résistance à la corrosion peut être restaurée par un traitement thermique permettant une homogénéisation des structures. **[18]**

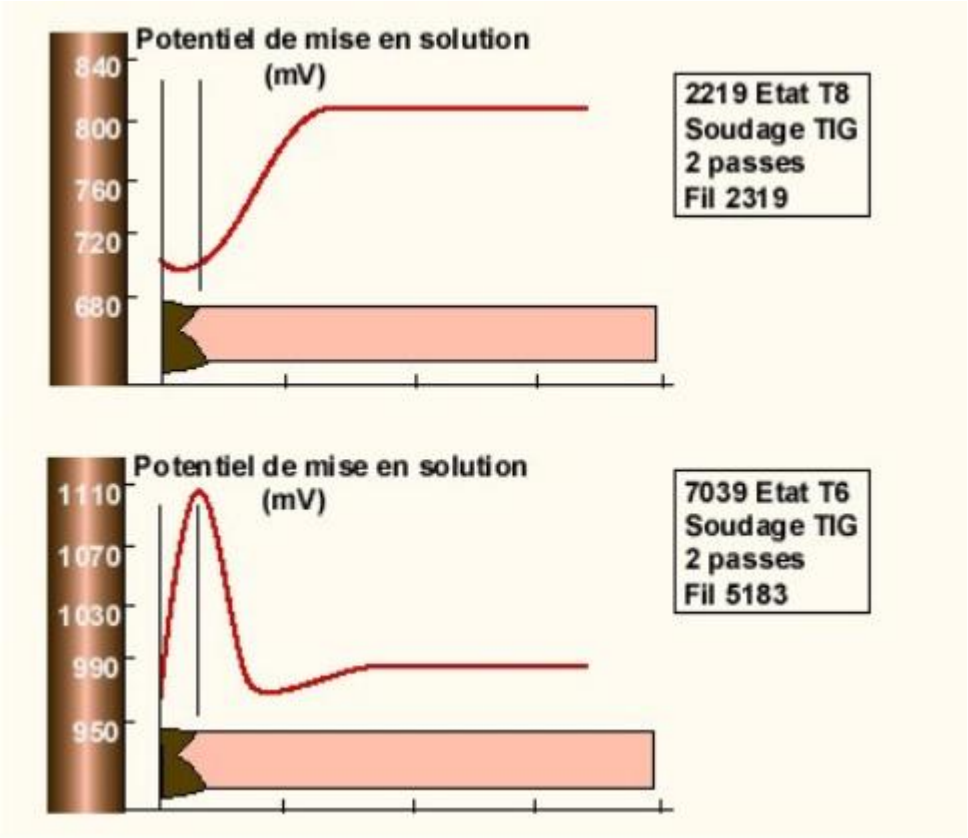


Figure II.6. Résistance à la corrosion

II.5.Défauts de soudage dans l'aluminium:

II.5.1.Porosités :

a). Porosités localisées

Elles s'observent :

-en début de cordon quand le régime n'est pas stable,

-dans les zones où se trouve un agent de contamination locale (graisse, humidité).

b) .Porosités alignées

Elles sont dues à la géométrie du joint et sont associées à un manque de pénétration. En soudure d'angle, elles sont dues à des inclusions de gaz en fond d'angle.

c). Porosités uniformément réparties :

Elles sont en général liées à une dissolution d'hydrogène dans le bain de fusion.

L'hydrogène provient :

-de la décomposition dans l'arc de produit organique (graisse) ou d'humidité,

-d'impureté dans le gaz de protection,

-de la présence d'hydrogène dans le métal de base ou d'apport. **[19]**

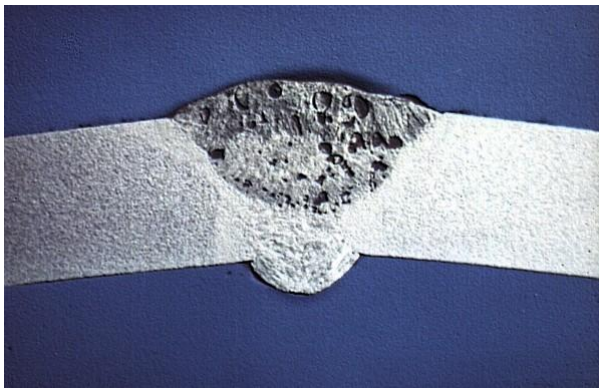


Figure II.7. Porosités **[19]**

La présence de porosité conduit à un abaissement de la tenue des joints soudés (Figure II.8). Pour limiter le taux de porosités, les précautions à prendre sont les suivantes :

-soins dans la préparation des pièces (dégraissage, décapage, séchage),

-soins dans le stockage des produits,

-circuit de protection étanche.

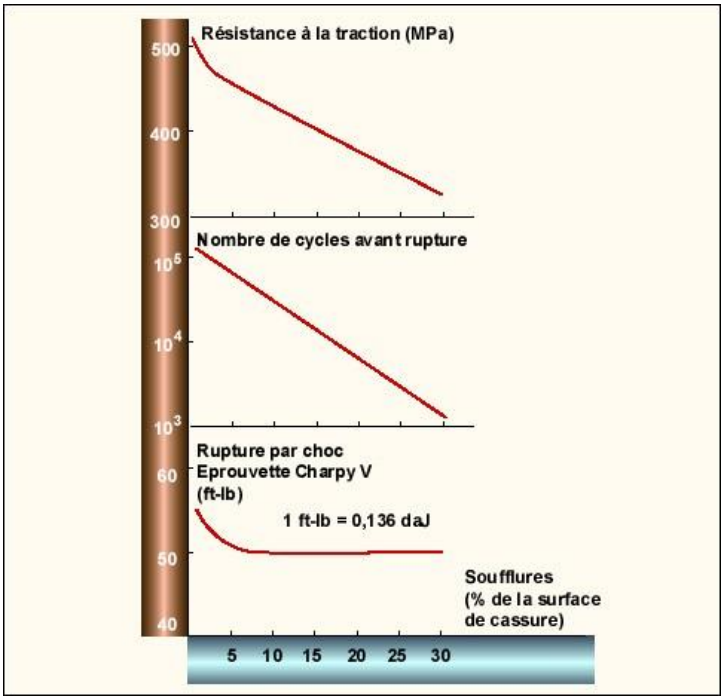


Figure II.8. Influence des porosités **[19]**

II.5.2. Fissuration :

a). Fissuration à froid :

Ce type de fissure affecte la zone du métal de base voisine du cordon, c'est-à-dire la zone portée entre 500°C et le point de fusion (Figure II.9).

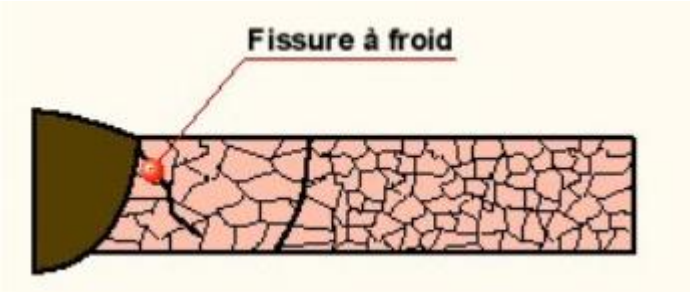


Figure II.9. Fissures à froid **[19]**

Pour certains alliages, il se produit lors du chauffage une fusion d'eutectiques fragiles (Al_2Cu pour les alliages du type 2000). Au refroidissement, il se produit une décohésion des joints de grains et la formation de microfissures.

Ce type de défaut concerne les alliages contenant du cuivre; la plupart des alliages du type 2000 et du type 7000.

Un moyen d'éviter ce genre de défaut est l'utilisation de procédés à cycle rapide (Faisceau d'électrons, soudage par résistance,...).

b). Fissuration à chaud :

Il s'agit de fissures prenant naissance dans l'intervalle liquidus-solidus, sous l'effet de contraintes internes et se développant en dessous du solidus.

Les principaux paramètres sont :

-l'importance de l'intervalle liquidus-solidus. La sensibilité de l'alliage à la fissuration augmente avec l'intervalle (Figure II.10).

-la présence de composés fragiles ($CuAl_2$ pour les alliages du type 2000) en bordure des grains.

-la présence de contraintes due à un fort coefficient de dilatation.

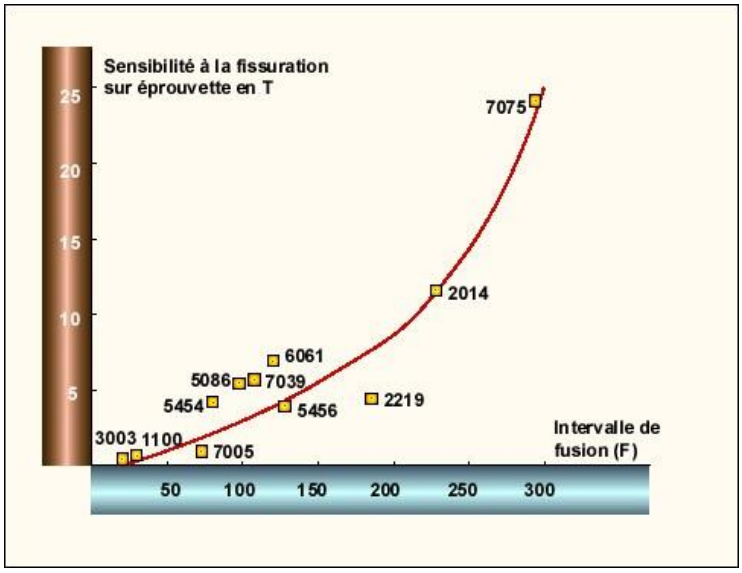


Figure II.10. Intervalles liquidus-solidus

Les moyens pour éviter ou diminuer le risque de fissurations à chaud sont les suivants :

-Utilisation d'éléments d'addition donnant lieu à un eutectique complémentaire qui comble les espaces intercristallins et améliore la cohésion (Fe + Si pour les alliages du type 5000),

-Choix d'un métal d'apport différent.

-Préchauffage pour réduire le gradient de température (150°C à 250°C pour les alliages laminés; 350°C à 400°C pour les alliages de fonderie).

-Soudage à vitesse élevée afin de réduire l'importance du chauffage et favoriser l'affinage des grains. **[19]**

II.5.3. Brûlures :

Ce sont des défauts affectant les alliages à grand intervalle liquidus-solidus. Il s'agit d'une fusion partielle de l'alliage (Figure II.11). On constate un appauvrissement des grains en éléments d'addition (ségrégation mineure). Les grains sont ensuite entourés d'une phase liquide enrichie. Ce défaut se produit :

-sur les abords de la soudure et les zones refondues,

-lors de traitements thermiques mal contrôlés (la mise en solution doit être contrôlée à ± 5°C). **[19]**

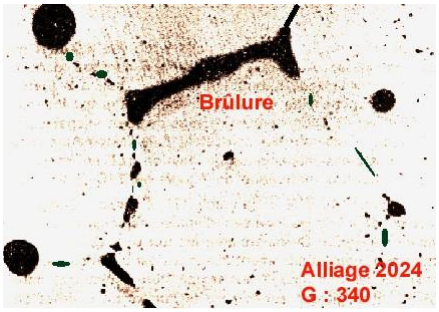


Figure II.11. Brûlures

II.6. Modifications de structures :

II.6.1. Recristallisation :

Les alliages corroyés sont livrés à l'état écrouis. Le soudage entraîne une recristallisation locale entraînant :

-une modification de la structure cristalline (affinage ou grossissement du grain),

-un adoucissement localisé (Figure II.12).

Dans le cas où l'écrouissage initial est faible, il est à craindre un fort grossissement du grain (écrouissage critique).

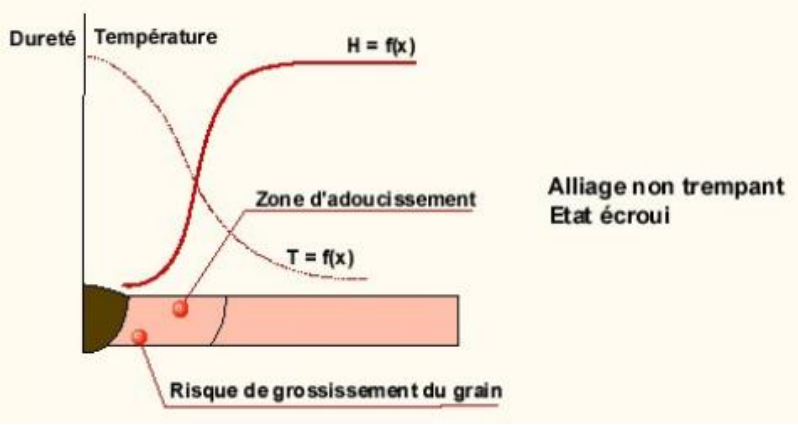


Figure II.12. Soudage des alliages corroyés non trempant

II.6.2. Maturation – revenu :

Les alliages trempant sont, en général, livrés à l'état :

-trempé mûri T4

-trempé revenu T6

Ces alliages subissent (Figure II.13) :

-dans la zone A une mise en solution provoquant un adoucissement et une disparition de cet adoucissement par vieillissement (maturation) ou revenu.

-dans la zone B un sur-vieillissement provoquant un adoucissement persistant. **[19]**

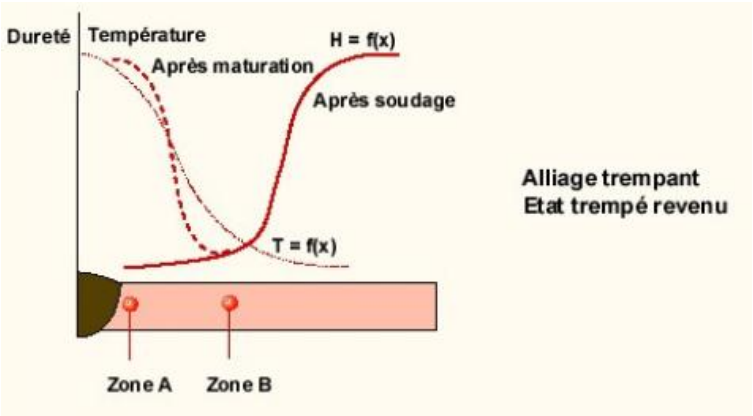


Figure II.13. Soudage des alliages trempant

Chapitre III :

Procédés et techniques expérimentales

Introduction :

Dans cette partie nous présentons toutes les opérations effectuées pour bien mener notre travail, avec la description des techniques et matériels utilisés pour cette étude.

I. Matériaux utilisés :

L'obtention de l'alliage aluminium-cuivre dont les propriétés de résistance mécanique et résistance à la corrosion adéquates, nécessite des connaissances exactes et précises se déroulant durant leurs élaborations, traitements thermomécaniques et leurs utilisations.

Le comportement mécanique et chimique (l'endommagement et la dégradation) de ces alliages dépend étroitement de leurs constitutions et leurs propriétés physico-chimiques.

Avant de commencer notre démarche, le choix de l'alliage aluminium-cuivre a été fait en raison de ces nombreuses applications dans des secteurs très sensibles de l'industrie du transport.

Le métal de base est un alliage d'aluminium de la série 2000, il s'agit de l'alliage AA2024, sa composition est résumé dans le tableau en dessous :

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

Tableau.III.1.composition chimique de l'alliage AA2024

Le métal d'apport est de la série 5000, c'est l'alliage AA5554 :

Eléments	**Al**	**Cu**	**Fe**	**Si**	**Mn**	**Mg**	**Zn**	**Cr**	**Ti**
% en masse	94.6-97	≤0.10	≤0.40	0.25	0.5-1.0	2.4-3.0	0.25	0.05-0.20	0.05-0.20

Tableau.III.2.composition chimique de l'alliage AA5554

II. Paramètres de soudage :

Le procédé utilisé est le soudage à l'arc électrique TIG, avec métal d'apport. La configuration est bout à bout sous une protection gazeuse d'argon, les moyens mis en place sont :

-Un poste à souder TIG «multifonction » (en alternatif et continu) avec ses accessoires.

-Un métal d'apport en alliage d'aluminium série AA5554.

Type de courant	Tension (V)	Intensité (A)	Vitesse mm/s	Débit d'argon L/mn
Alternatif	14	40	2	5

Tableau III.3. Paramètres de soudage

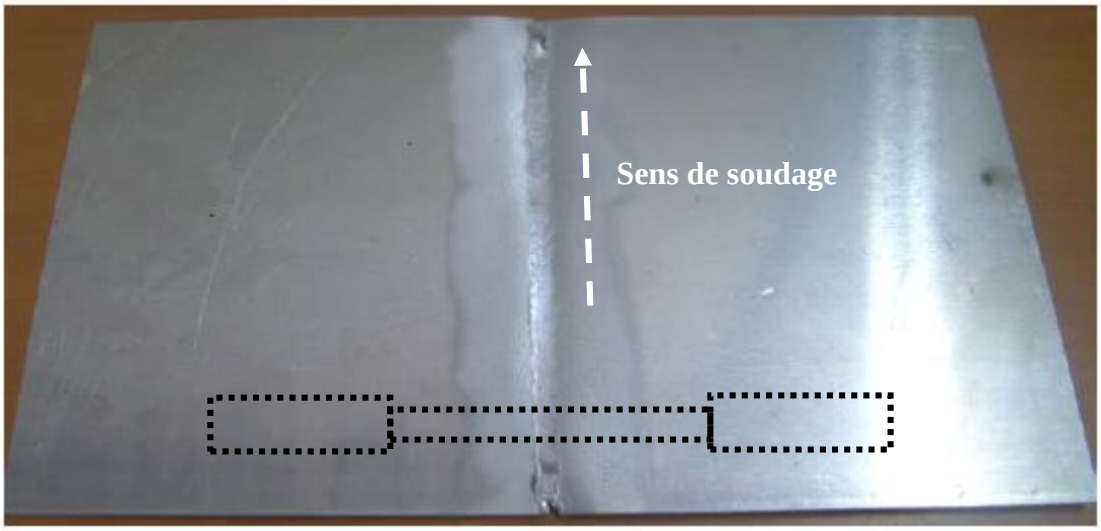


Figure III.1. Les deux tôles soudées avec schéma de découpage des éprouvettes

III. Application des traitements thermiques :

Le choix des températures et temps de maintien durant les différents paliers de traitements thermiques a été fait en consultant les travaux déjà réalisés et les diagrammes Al-Cu, Al-Mg.

Echantillon	Mise en solution	Revenu
Brut	aucun	aucun
E1	420°C-30mn	190°C-12h
E2	490°C-10mn	190°C-12h
E3	420°C-30mn	190°C-08h
E4	490°C-10mn	190°C-08h
E5	420°C-30mn	aucun

Tableau III.4. Paliers de traitements appliqués

Pour réaliser les mises en solution on a utilisé un four électrique à chambre horizontale qui peut atteindre une température de 1200°C. La trempe a été faite dans l'eau.

Pour le revenu, on a utilisé une étuve qui atteint une température de 300.

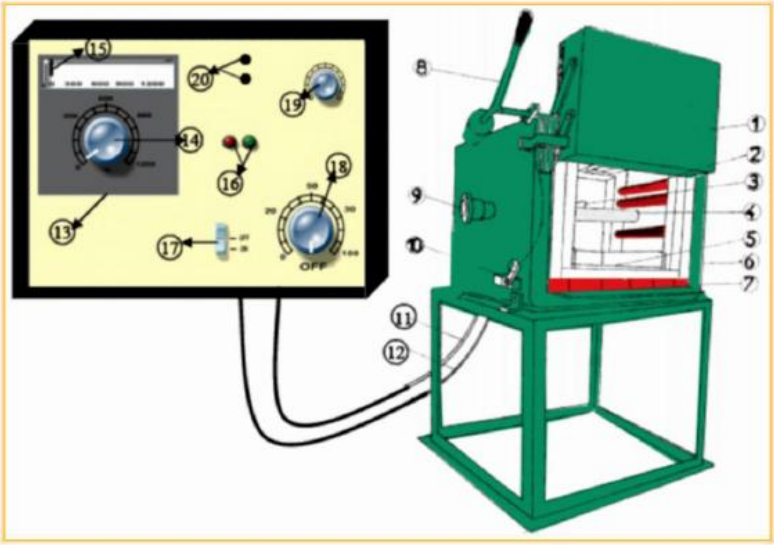


Figure III.2. Four électrique à chambre horizontale

IV. Caractérisation mécanique :

La caractérisation par les essais de traction et les mesures de micro-dureté ont était effectuées pour une bonde du métal contenant, le cordon de soudure (MF), la zone affectée thermiquement (ZAT) ainsi que le métal de base (MB).

IV.1.Essais de traction :

Indépendamment de la forme de l'objet sollicité, les essais de traction permettent de caractériser les matériaux. Ces essais ont été réalisés sous une vitesse de déformation de 1mm/mn.

IV.1.1.Forme des éprouvettes de traction :

Conformément à la norme ASTM E8/E8M, les éprouvettes normalisées sont prélevées perpendiculairement à la ligne de jonction de l'assemblage soudé dans le sens du laminage.

D'autres éprouvettes proviennent des tôles seines prélevées dans le même sens. Les éprouvettes en forme d'haltère et de section rectangulaire ont été découpées à l'aide d'une tronçonneuse et usinées par une fraiseuse. L'épaisseur (e) de chaque tôle est de 01mm.

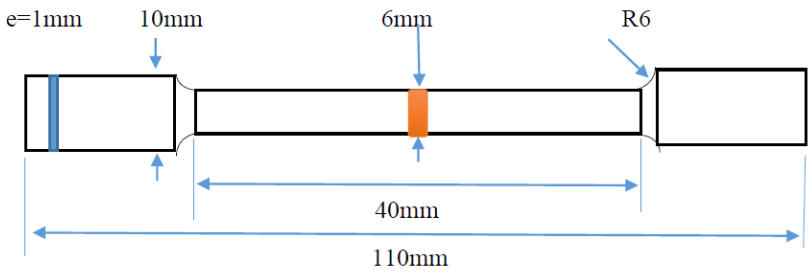


Figure III.3. Dimensions des éprouvettes de traction

Figure III.4. Eprouvettes après usinage

IV.1.2.Moyens et procédure de l'essai expérimental :

La machine de traction utilisée est une machine de traction universelle TESTWEEL, la procédure de l'essai consiste à soumettre ces éprouvettes normalisées à un effort de traction unidirectionnel croissant, en vue de déterminer la courbe caractéristique du matériau en mesurant l'effort et l'allongement. La vitesse de traction a été choisie à 1mm/mn, pour mener à bien l'essai de traction.

Les résultats sont obtenus sur un PC relié à la machine, sur lequel nous pouvons suivre spontanément l'évolution de l'allongement en fonction de la force appliquée, donnée en Newton.

Figure III.5. Machine de traction universelle TESTWEEL

IV.2.Mesures de micro-dureté :

La mesure de la micro-dureté est employée généralement pour caractériser un matériau de faible dimension ou de déterminer la dureté de plusieurs phases constituant la surface d'un matériau. Des essais de micro-dureté Vickers (par un pénétrateur pyramidal en diamant) ont été

réalisés sur des coupes transversales aux cordons de soudure afin d'établir des filiations sur l'ensemble des zones de soudure (MB, ZAT et ZF).

Figure III.6. Le micro-durometre utilisée est de marque ZWICK/Roel/ZHV.

La force appliquée est : 50 gramme force ; pour avoir la dureté $HV_{0,05}$

Suivant la procédure dans la détermination de la micro-dureté des échantillons soudés, nous avons effectué un balayage à partir du centre du cordon vers le métal de base en passant par la ZAT, en respectant un pas de 0,5 mm, le temps de pénétration est de 10 secondes.

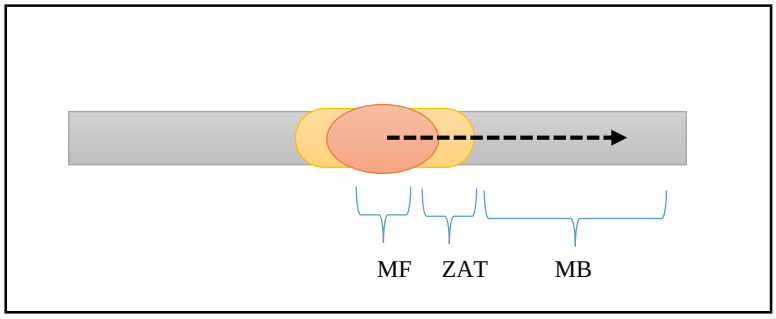


Figure III.7. Profil de micro-dureté

V. Analyse métallographique :

a) Préparation des échantillons :

Après enrobage avec une résine à froid et polissage de la surface à observer avec du papier abrasif de différentes granulométries (800,1000, 1200, 2400 et 4000), on a fait une attaque chimique avec le réactif ‘’KEELER’’ afin de révéler la microstructure.

b) Observation par microscope optique (MO) :

La caractérisation métallographique a été faite à l’aide d’un microscope optique. Elle porte sur les différentes zones du matériau étudié. L’analyse micrographique permet de mettre en évidence la morphologie des différentes zones des joints soudés. L’utilisation d’une solution d’attaque chimique adéquate est nécessaire pour bien révéler les structures métallurgiques.

Les observations ont étés réalisé avec un microscope optique de marque HUND (WETZLAR) relié à un PC qui permet de prendre des images avec différents grossissements.

Figure III.8. Microscope optique

VI. Etude de la corrosion :

L'analyse électrochimique reste un paramètre important pour évaluer la cinétique à la corrosion d'un matériau ; les techniques électrochimiques consistent en un suivi de la corrosion en fonction du temps dans un milieu corrosif.

VI.1.Préparation des échantillons :

Le matériau à étudier a été assemblé au conducteur après perçage à son extrémité, puis enrobé à froid dans une résine non conductrice, laissant apparaitre uniquement la surface à étudier (les surfaces sont égales et de dimension de 22 mm^3).

Au cours des essais de corrosion l'électrode de travail prendra la position de l'anode et il se corrode.

VI.2.Cellule de corrosion :

Nous avons utilisé une solution de 0,3% NaCl, et électrode de référence AgCl de potentiel E°=197mV. Pour la préparer l'électrode de référence on a émergé un fil d'argent pendant 30 secondes dans l'eau de javel celui-ci comporte des molécules de (ClO^-), sur la surface du fil d'argent une couche noir d'AgCl s'est formée. Pour éliminer les molécules de (ClO-) accrochées à la surface de l'électrode on rince l'électrode de référence avec de l'eau déminéralisée.

VI.3.Montage pour essai de corrosion :

Il suffit de relier les deux bords du multimètre, l'un à l'électrode de référence, l'autre à l'échantillon qui joue le rôle de l'anode émergés tous deux dans solution 0,3% NaCl.

Nous avons procédé ensuite à la mesure du potentiel en respectant des intervalles de temps bien définis.

Cet essai de corrosion nous permettra de déterminer le potentiel de corrosion libre de l'assemblage en fonction du temps, ça peut aussi nous renseigner sur la passivation et la densité du courant de corrosion.

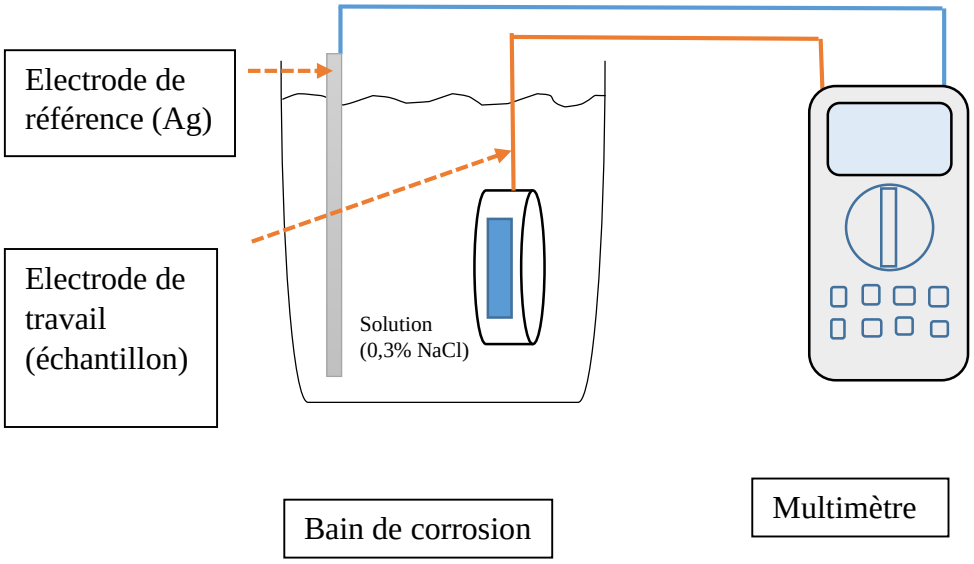


Figure III.9. Montage de l'étude de corrosion

VI.4.Morphologie de corrosion :

Pour déterminer les types de corrosion qui apparaissent et leur sévérité sur l'alliage, on a fait des observations au microscope après 24h d'immersion dans la solution 0,3 % NaCl.

Chapitre IV :

Résultats et discussions

Introduction : Les résultats des caractérisations et la discussion des effets du soudage et de la température de mise en solution et le vieillissement sur les propriétés physico-chimiques sont présentés dans ce chapitre, ils sont obtenus en utilisant plusieurs techniques de caractérisation mécaniques, microstructural, de corrosion et électrochimique : tels que les essais de traction, de micro-dureté, l'observation au microscopie optique et les tests d'immersion dans une solution de 0.3% NaCl.

I. Caractérisation mécanique :

I.1.Essais de traction :

La vitesse de traction utilisée est de 1mm/mn pour toutes les éprouvettes, l'essai de traction nous a permis de tracer les courbes de l'allongement en fonction de la contrainte appliquée.

En raison de la présence d'un cordon de soudure, le comportement dans les échantillons devient fragile, ce qui ne permet pas l'évaluation exacte de la contrainte d'élasticité (σ_e), ceci nous a imposé l'utilisation de la loi régissant la courbes de traction conventionnels alors nous avons évalué la limite d'élasticité $R_{0,2}$, et la résistance à la traction conventionnelle R_m .

Figures IV (1-2) montrent que la valeur de l'allongement A% dans les échantillons soudés et traités thermiquement connaissent une chute remarquable comparativement à échantillon non traité et non soudé.

Figures IV (1-2) et le **Tableau IV (1)** montrent que la résistance à la traction et la limite élastique et le module de YOUNG diminuent d'environ 80% et plus après une mise en solution suivi d'un recuit de vieillissement aux températures de 420°C et 490°C, mais une mise en solution à 420°C seule et un soudage sans traitement thermique fait diminué ces propriétés que d'environ 50%. Ceci peut être attribué à la corrosion intergranulaire à haute température de (490°C) et à la corrosion galvanique due à la précipitation volumétrique (aux joints des grains et dans le volume du grain).

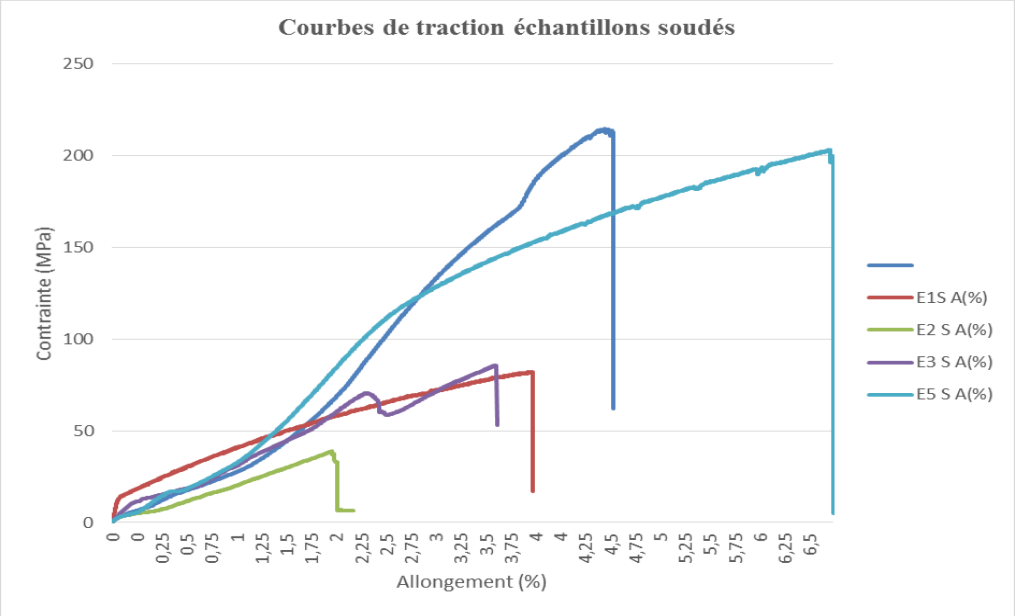


Figure IV.1. Courbes de traction σ =f(A) des échantillons soudés
Bleu clair (B), marron(E1), vert(E2), violet(E3), bleu foncé (E5)

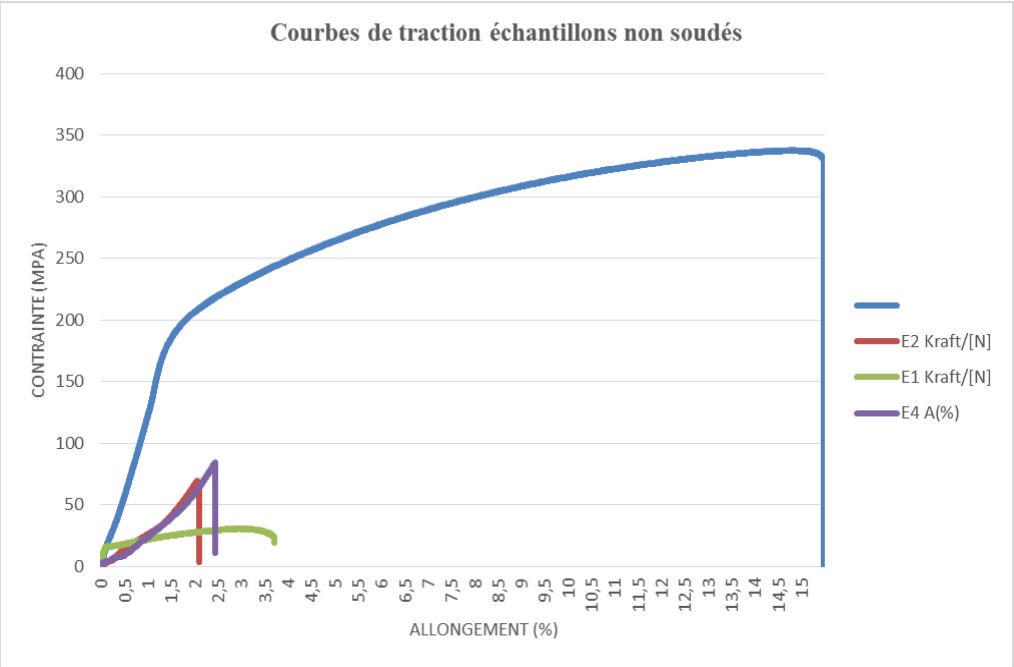


Figure IV.2. Courbes de traction σ =f(A) des échantillons non soudés
Bleu(B), marron(E2), vert(E1), violet(E4)

Les résultats des essais de traction sont récapitulés sur le tableau suivant :

Echantillon	**Allongement max (mm)**	**Force max (N)**	**Rm (MPa)**	**$R_{0,2}$ (MPa)**	**E(GPa)**	**ΔL(%)**
(B) Non traité - non soudé	6,1	2026,2	337,70	210	127	15,2
(B) Non traité - soudé	1,9	**1285,1**	214,1	210	66	4,7
E1 soudé	1,5	494	82,3	25	49	3,7
E1 - non soudé	1,4	185,6	30,9	17	16	3,5
E2 - soudé	0,9	233,1	38,8	35	29,5	2,2
E2 - non soudé	0,8	416,3	69,3	55	33	2
E3 - soudé	1,4	514,4	85,6	78	31,5	3,5
E4 - non soudé	0,9	509,1	84,8	68	26	2,2
E5 - soudé	2,7	**1219, 90**	203,3	125	59	6,7

Tableau IV.1. Résultats de traction

La figure IV(3) montre une diminution des propriétés mécaniques de résistance et de plasticité avec l'augmentation du temps de maintien lors de la mise en solution, ceci est dû à la corrosion intergranulaire à haute température qui s'accentue pour les éprouvettes non soudées.

La figure IV(4) montre qu'après soudage le prolongement du temps de maintien à la température de mise en solution fait augmenter les propriétés de résistance et de plasticité.

Afin de faire une comparaison, on a résumé les résultats dans les histogrammes en dessous :

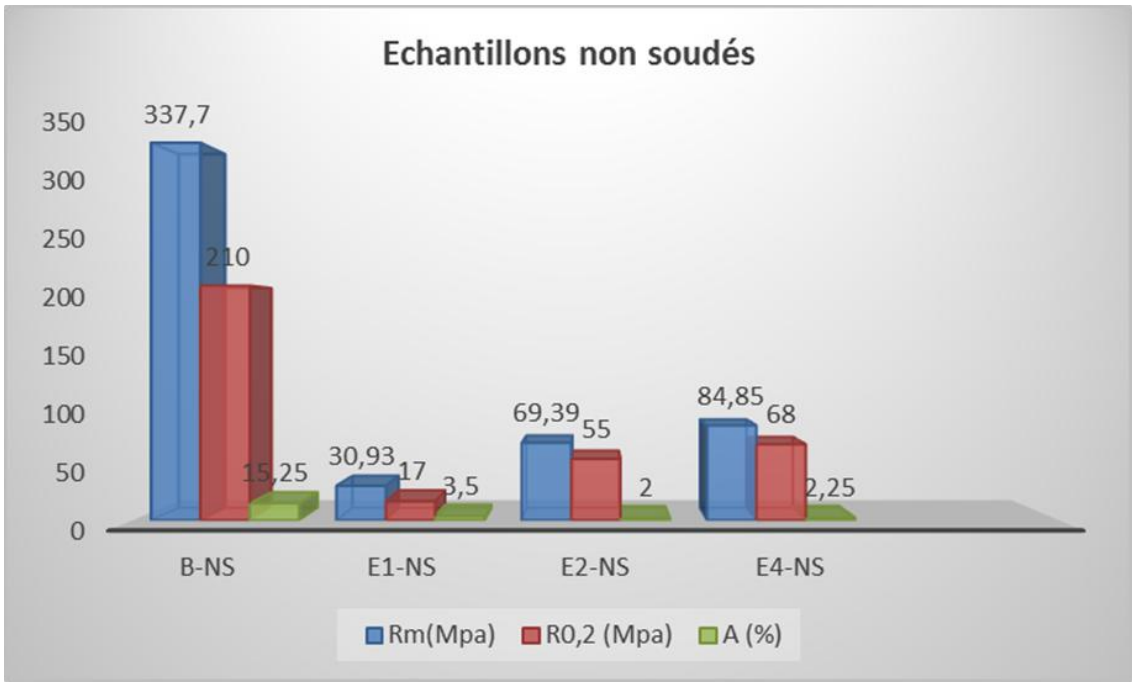


Figure IV.3. Histogramme propriétés mécaniques des échantillons non soudés

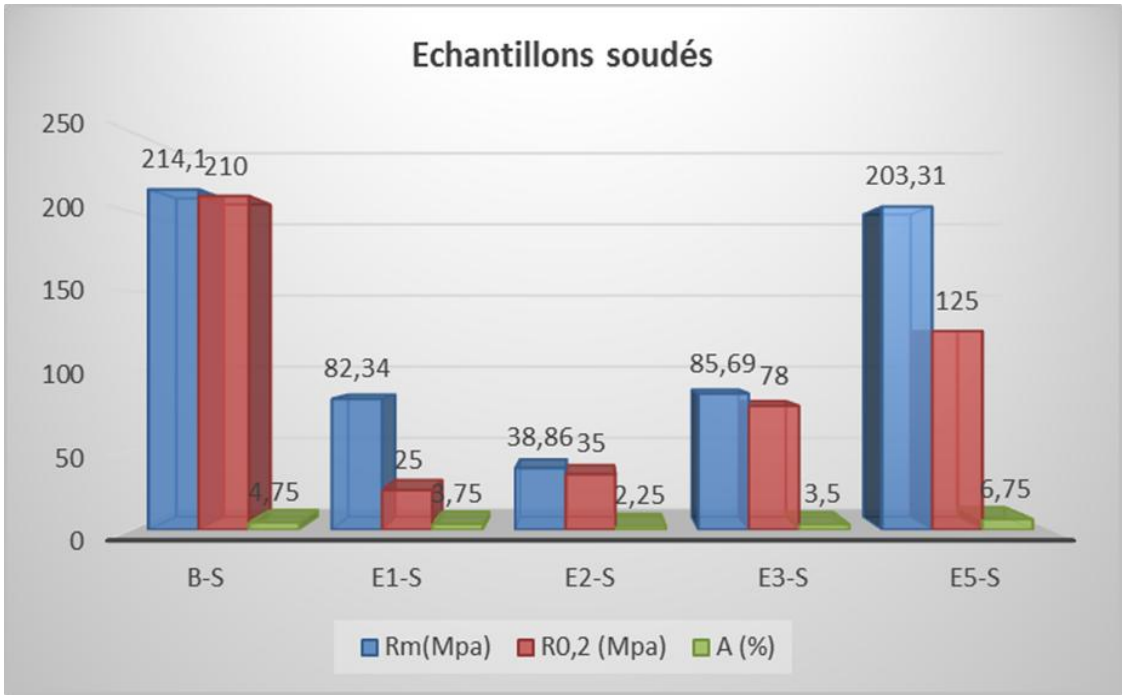


Figure IV.4. Histogramme propriétés mécaniques des échantillons

I.2.Essais de micro-dureté :

Pour avoir la micro-dureté des différentes zones (MF, ZAT et MB), on a procédé à un balayage des échantillons à partir du métal fondu vers le métal de base en passant par la zone affectée thermiquement, en respectant un pas de 0,5 mm et en appliquant une force de 50 gramme force. On observe une faible dureté au centre de la zone du métal d'apport, celle-ci diminue légèrement en se dirigeant vers la ZAT, et puis la dureté augmente considérablement en se dirigeant vers le métal de base, dans la zone du métal de base la dureté reste constante.

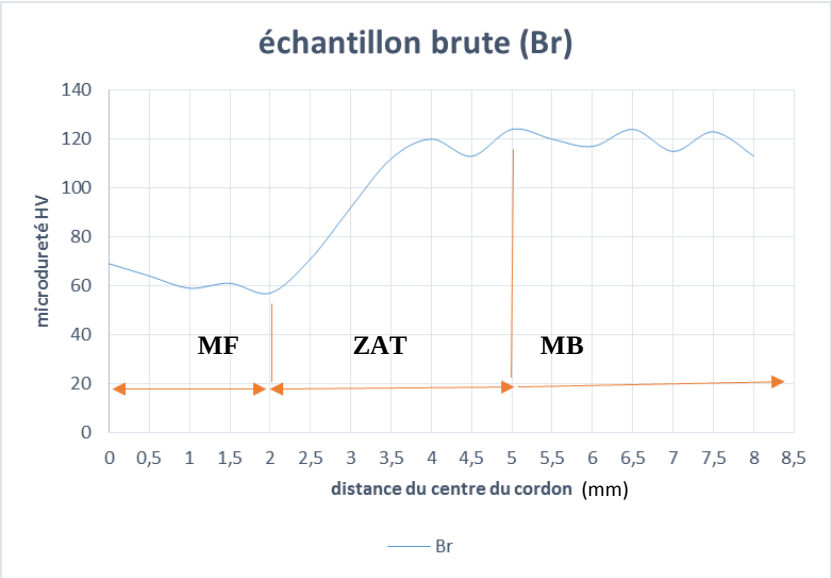
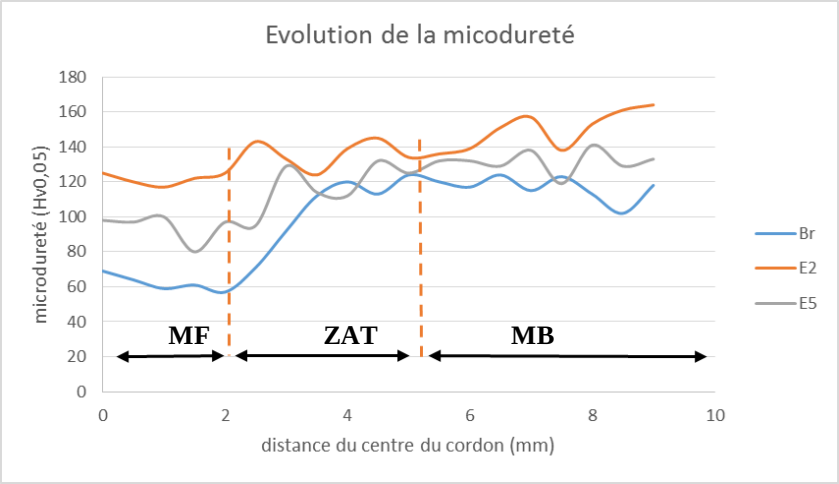


Figure IV.5 Les résultats microdureté pour l'échantillon (B).

La **Figure IV.6** montre que la dureté suit la même allure pour les autres échantillons, et le durcissement structural après mise en solution aux températures (420°C, 490°C) suivi d'un vieillissement ou bien d'une maturation fait augmenter la dureté.



.

Figure IV.6. Résultats de micro-dureté (échantillons : B, E2, E5)

Les résultats des essais de micro-dureté sont récapitulés sur le tableau en dessous, en prenant la moyenne de plusieurs points dans chaque zone.

Echantillon/Zone	MF	ZAT	MB
B	63,50	114,00	115,83
E1	78,80	104,25	107,00
E2	121,80	136,63	154,00
E3	75,43	103,29	86,80
E4	118,14	139,43	147,40
E5	94,40	121,38	131,50

Tableau IV.2. Valeurs moyennes de la micro-dureté des différentes zones

La **Figure IV.7 et** le **tableau IV.2** montre qu'une mise en solution suivie d'un revenu fait augmenter la dureté dans les trois zones. Cette figure montre aussi que l'augmentation de la température de mise en solution fait augmenter la dureté.

La comparaison des caractéristiques mécaniques obtenues est illustrée par l'histogramme suivant :

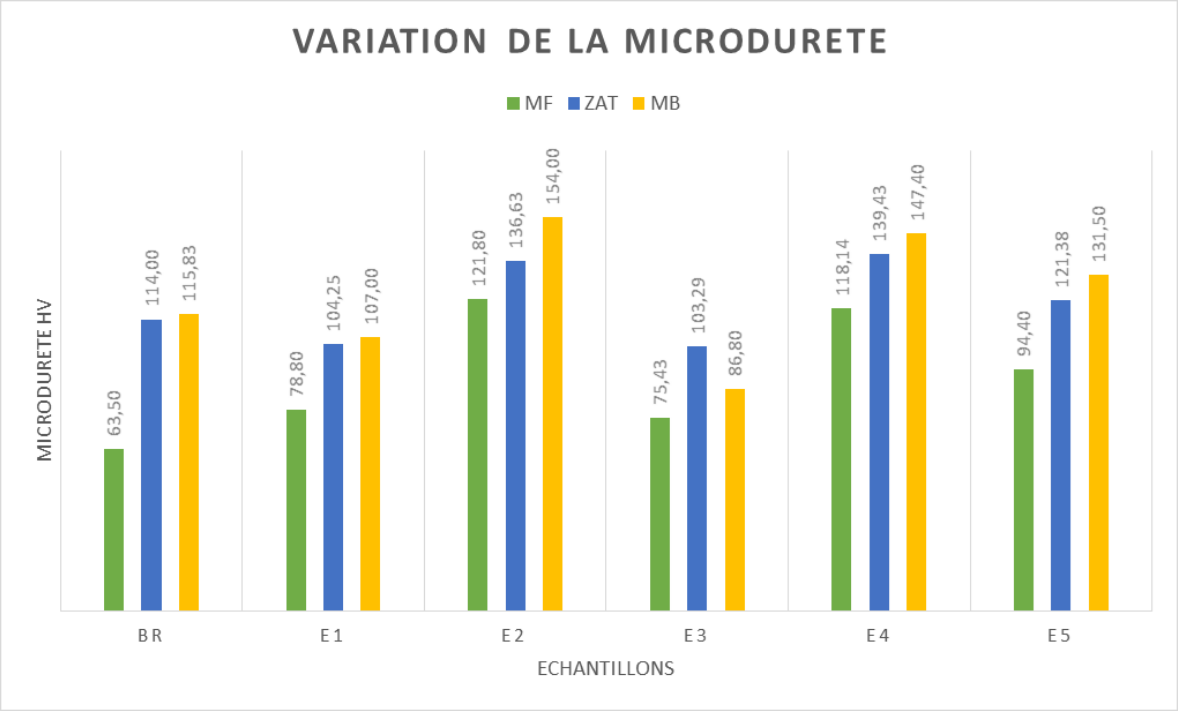


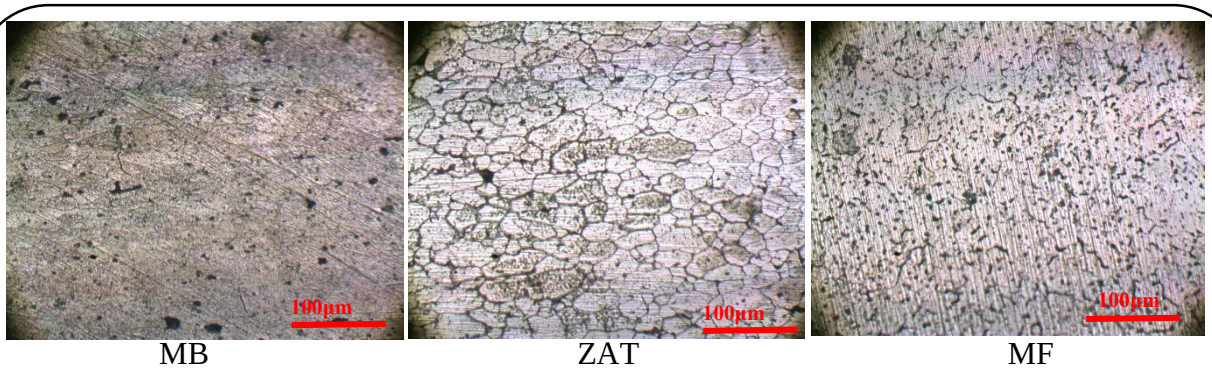
Figure IV.7. Histogramme micro-dureté des échantillons

II. Caractérisation métallographique :

II.1. Microscopie avant corrosion :

Pour voir les changements au niveau de la microstructure à différentes zones, avant et après chaque traitement on a réalisé des observations au microscope optique à différents grossissements.

Dans la figure **FigureIV.8,** on observe que les grains dans le métal fondu sont équiaxes alors que dans la zone du métal de base sont allongés, et de gros grains au niveau de la ZAT. On observe aussi la présence d'une fine précipitation au niveau du métal fondu avec une distribution homogène, et précipités grossiers au niveau du métal de base distribué d'une façon hétérogène.

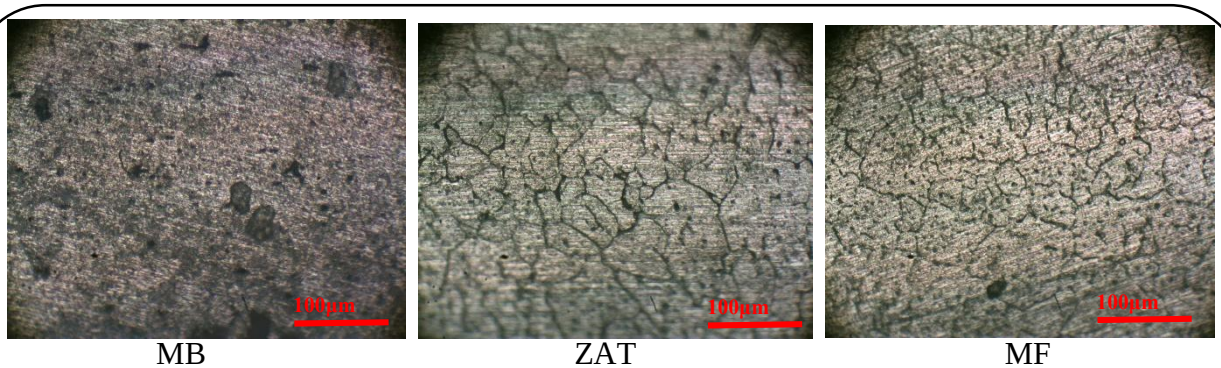


MB ZAT MF

(Échantillon B, avant traitement) Grossissement x200

Figure IV.8. Microscopie Échantillon B, avant traitement

La **Figure IV.9,** montre qu'une mise en solution à 420°C suivie d'un recuit de vieillissement de 12h de maintien induit un grossissement de grains au niveau de la ZAT et le changement de leur forme, dans le métal de base on remarque un grossissement des précipités.

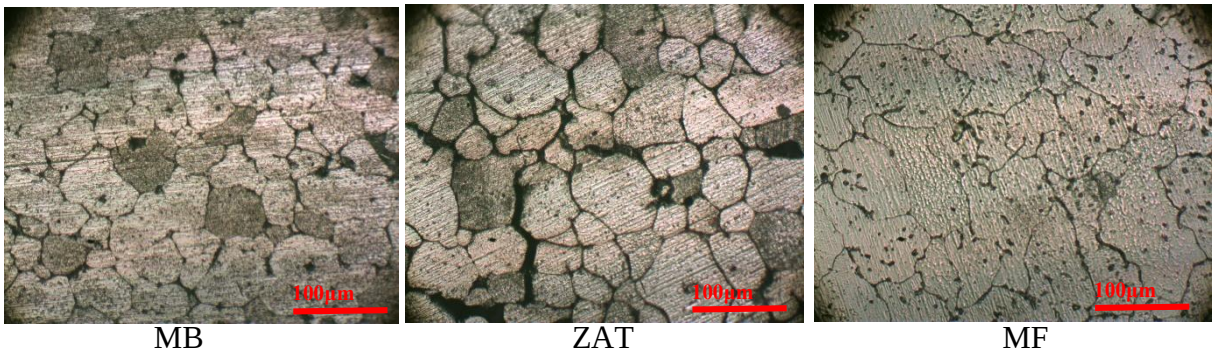


MB ZAT MF

(Échantillon E1, après traitement) Grossissement x200

Figure IV.9. Microscopie Échantillon E1, avant traitement

Dans la **Figure IV.10,** montre qu'une mise en solution à 490°C suivie d'un recuit de vieillissement de 12h provoque un grossissement des grains dans les trois zones, dans la ZAT il y'a apparition d'une corrosion intergranulaire.

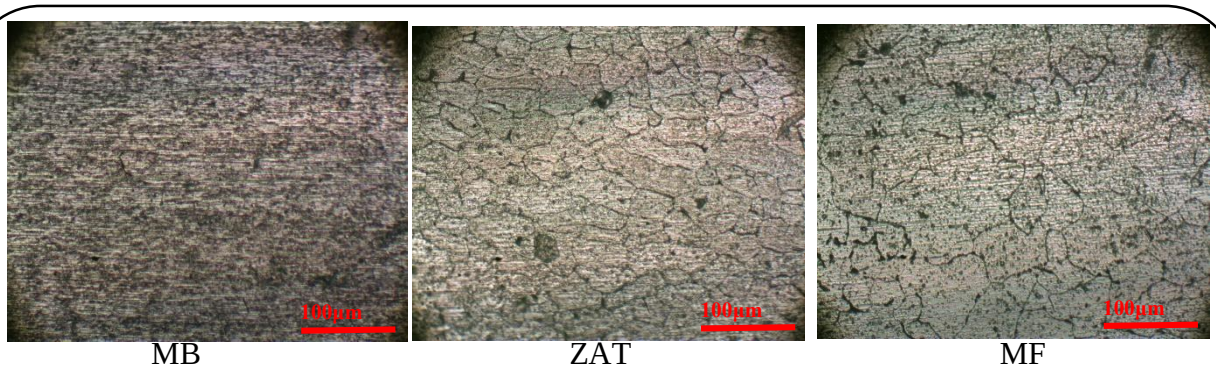


MB ZAT MF

(Échantillon E2, après traitement) Grossissement x200

Figure IV.10. Microscopie Échantillon E2, avant traitement

Figure IV.11, montre qu'une mise en solution à 420°C suivie d'un recuit de vieillissement de 08h de maintien n'agit pas sur la forme des grains dans la ZAT.

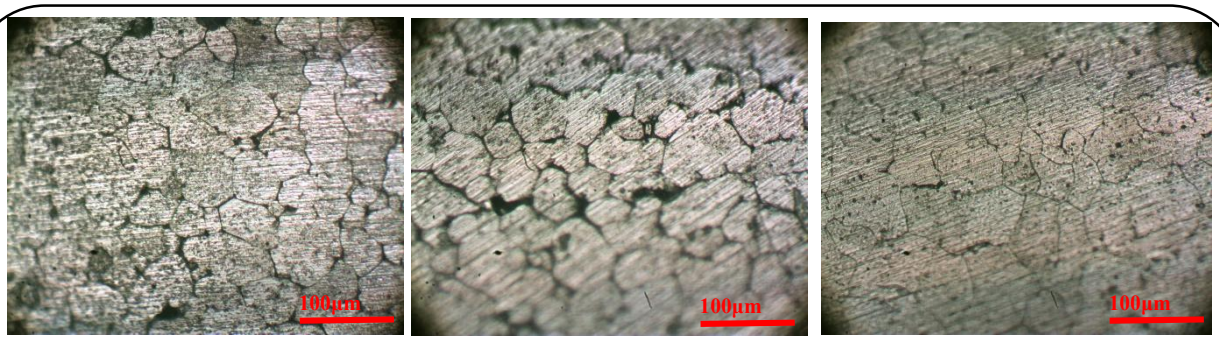


MB ZAT MF

(Échantillon E3, après traitement) Grossissement x200

Figure IV.11. Microscopie Échantillon E3, avant traitement

Figure IV.12, montre qu'une mise en solution à 490°C suivie d'un recuit de vieillissement de 08h produit des précipités plus fins dans toutes les zones.



MB ZAT MF

(Échantillon E4, après traitement) Grossissement x200

Figure IV.12. Microscopie Échantillon E4, avant traitement

La **Figure IV.13** montre une fine précipitation dans toutes les zones avec des distributions homogène.

MB ZAT MF

(Échantillon E5, après traitement) Grossissement x200

Figure IV.13. Microscopie Échantillon E5, avant traitement

II.2.Morphologie de la corrosion après 24h d'immersion:

Après immersion dans une solution à 0,3 % NaCl, nous avons fait l'observation au microscope pour voir l'évolution de la corrosion au niveau des différentes zones, et définir le type de corrosion qui apparait.

La **Figure (IV.14)** montre que l'immersion de l'alliage AA2024 soudé par l'alliage AA5554 non traité, dans une solution de 0.3%NaCl pendant 24 heures, donne naissance à une corrosion localisée distribuée d'une façon homogène sur la surface de la zone du métal de base, l'immersion du l'alliage après un traitement thermique de mise en solution à 420°C suivie de maturation pendant une semaine transforme la corrosion localisée homogène en corrosion localisée hétérogène, mais l'immersion d'un échantillon ayant subi une mise en solution à 420°C suivie d'un revenu de 08heures et 12heures retransforme la corrosion de nouveau à une corrosion localisée homogène sur toute la surface, par contre une mise en solution à 490°C suivie d'un revenu de 8heures et 12heures fait apparaitre une corrosion intergranulaire et dans la surface des grains. Ceci dit qu'une mise en solution à 490°C amorce une corrosion intergranulaire à haute température qui s'amplifie par la suite après immersion dans une solution corrosive.

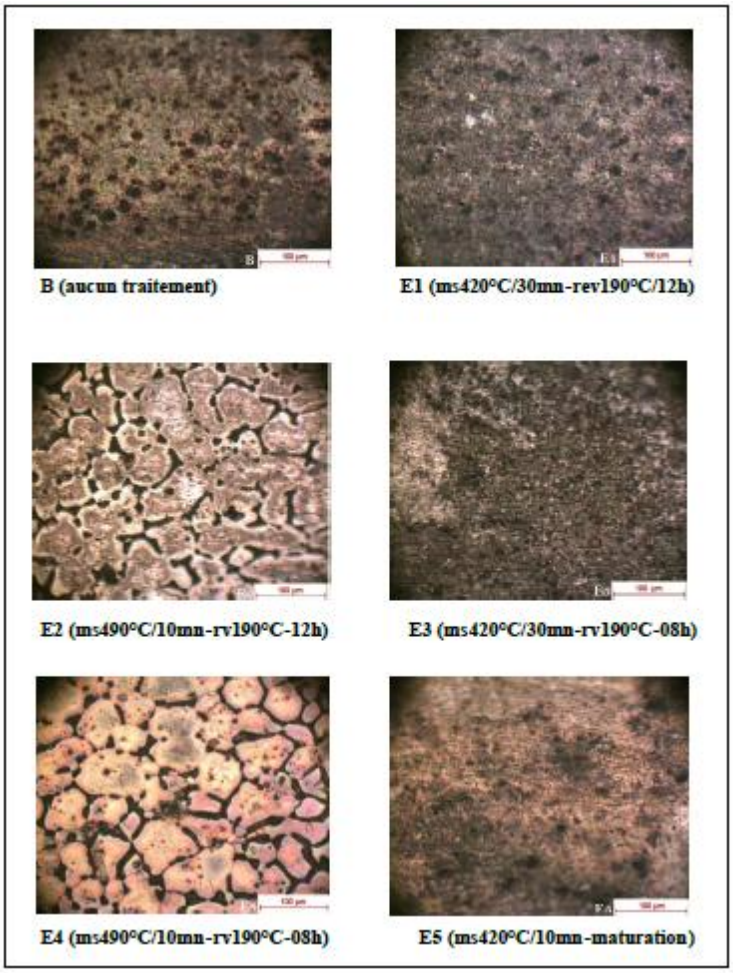


Figure IV.14 : le métal de base après corrosion des échantillons

Dans la **Figure (IV.15)**, nous avons après immersion de 24heures dans une solution corrosive, la zone affectée thermiquement de l'alliage AA2024 connait une corrosion intergranulaire et une corrosion localisée homogène, une mise en solution à 420°C suivie d'une maturation d'une semaine celle devienne plus marquée, si la mise en solution suscité précédemment est suivie d'un revenu de 8heures ou de 12 heures à 190°C, on observe en plus de ce qui a été observé dans la figure précédente la corrosion localisée homogène devient accentué et ressemble plus à une corrosion généralisée. Dans le cas où la mise en solution est effectuée à 490°C suivie d'un revenu de 8heures, on à une corrosion intergranulaire et une corrosion localisée sur la surface des grains, si le revenu est de 12heures, on a une corrosion intergranulaire moins marquée en plus une corrosion localisée homogène sur toute la surface.

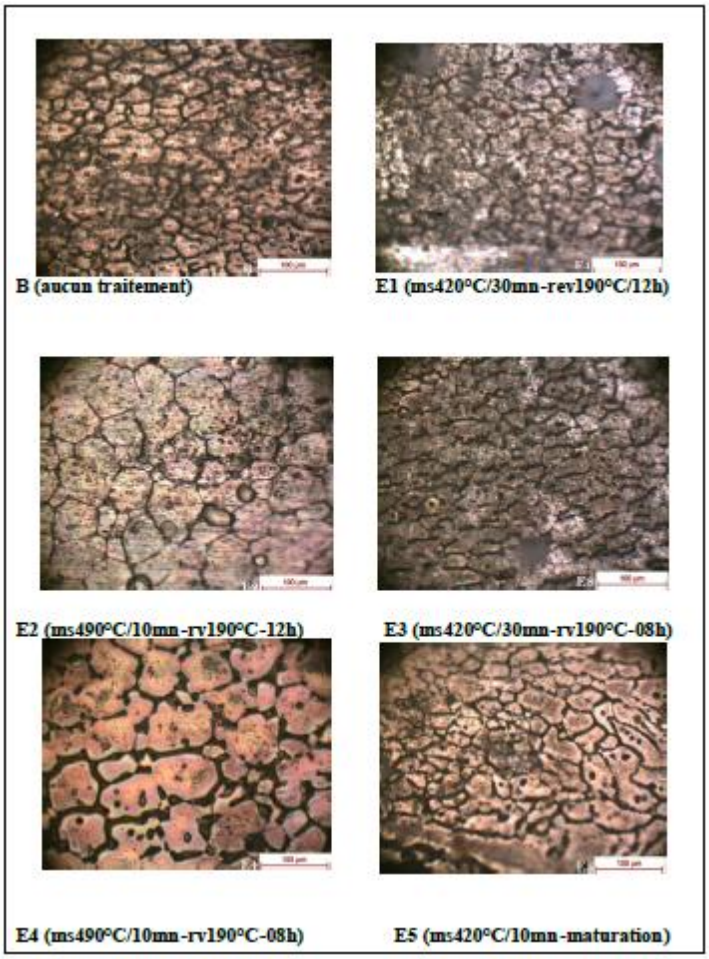


Figure IV.15 : le ZAT après corrosion des échantillons

Dans la **Figure (IV.16)**, on remarque que l'alliage AA5554 utilisé comme métal d'apport pour le soudage de l'alliage AA2024, connait après 24heure d'immersion dans une solution à 0,3%NaCl une corrosion localisée homogène sur toute la surface, probablement autour des particules intermétalliques aux joints des grains, sa mise en solution à 420°C suivie d'une maturation d'une semaine fait grossir les grains et la corrosion semble plus accentué car les particules intermétalliques sont présente aux joints des grains, un revenu de 8heures ou de 12 heures suite à la mise en solution à 420°C fait apparaitre des particules intermétalliques fines dans le volume du matériau autour desquelles se produit une corrosion, une augmentation de la température de mise en solution à 490°C fait apparaitre une corrosion intergranulaire à haute température.

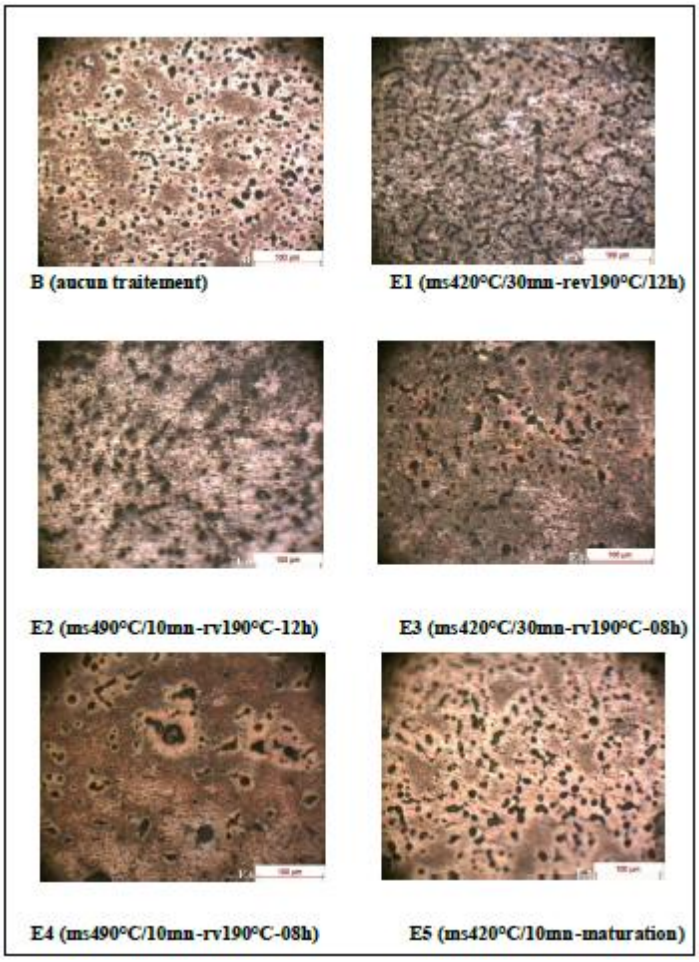


Figure IV.16 : le métal fondu après corrosion des échantillons

III. Caractérisation électrochimique :

L'étude de l'évolution du potentiel libre de corrosion dans une solution à 0,3%NaCl en fonction du temps nous a permis d'obtenir les résultats résumés dans les courbes au-dessous.

La **Figure (IV.17)** représentant le potentiel de corrosion libre des 5 échantillons dans une solution de 0,3%NaCl, montre que le potentiel de corrosion libre à l'immersion et durant les premières quatre heures qui suivent, diffère d'un échantillon à l'autre, celui de l'échantillon ayant subi une mise en solution à 420°C et un revenu de 12 heures semble plus anodique, tandis que l'échantillon ayant subi une mise en solution à 490°C et revenu de 12heures est plus cathodique.

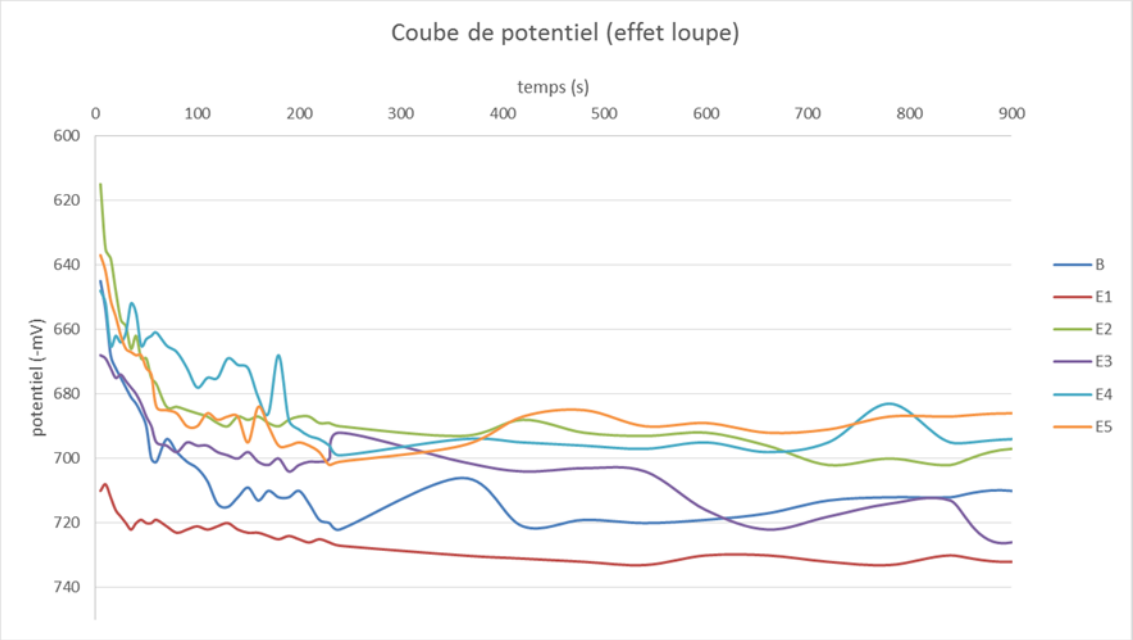


Figure IV.17: Courbes de potentiel en fonction du temps (**effet loupe**) ; bleu foncé (B), Rouge (E1), vert (E2), violet (E3), bleu clair (E4), orange (E5).

Les **Figures** (**IV.18 et 19**) montrent que le potentiel de corrosion libre de tous les échantillons augmente vers un potentiel compris entre (-525 mV et -575mV), ce potentiel est atteint après 11 heures de corrosion, celui-ci est maintenu constant jusqu'à 22 heures de corrosion, cette zone représente probablement une zone de formation d'une couche de passivation pour tous les échantillons. A partir de 22 heures, on assiste à une chute du potentiel de corrosion représentant une fragilisation de la couche de passivation.

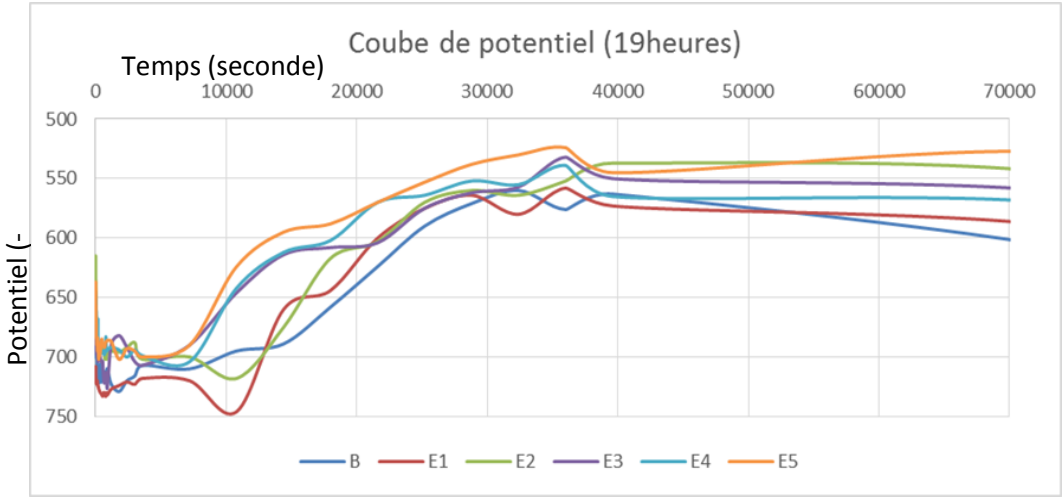


Figure IV.18: Courbes de potentiel en fonction du temps jusqu'à 19 heures d'immersion ; bleu foncé (B), Rouge (E1), vert (E2), violet (E3), bleu clair (E4), orange (E5).

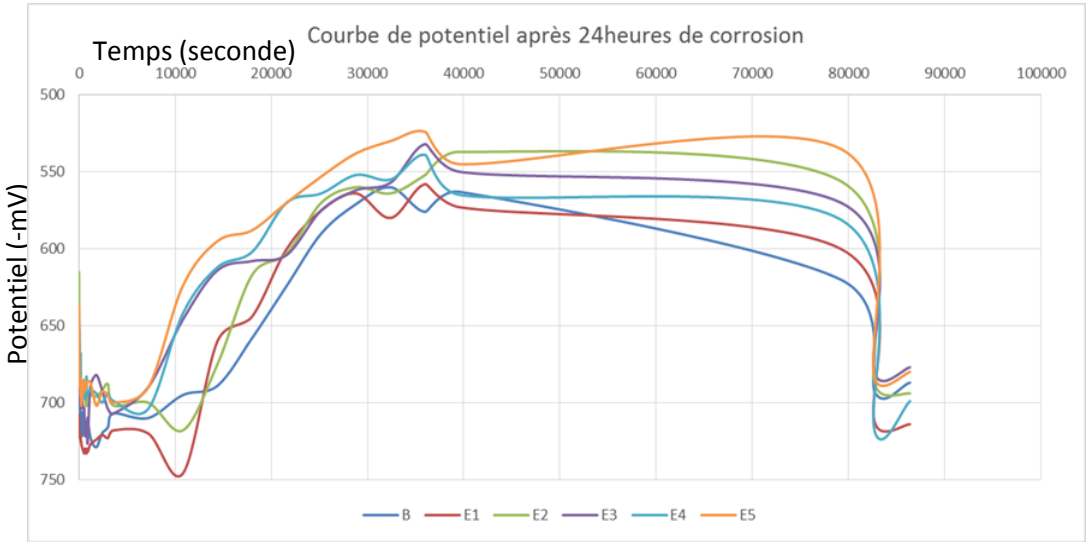


Figure IV.19: Courbes de potentiel en fonction du temps jusqu'à 24 heures d'immersion ; bleu foncé (B), Rouge (E1), vert (E2), violet (E3), bleu clair (E4), orange (E5).

Conclusion

Conclusion

Notre travail consiste en l'étude de l'effet du soudage, de la mise en solution et du revenu sur l'alliage AA2024 assemblé par soudage TIG par l'alliage AA5554, dans le but de comprendre le comportement mécanique et chimique de cet assemblage.

Les résultats obtenus sont présentés comme suit :

- Le soudage TIG de l'alliage AA2024, induit un grossissement des grains au niveau de la ZAT ce qui crée une fragilisation et une dégradation des propriétés mécaniques.
- Le soudage du AA2024 avec du AA5554 rend la ZAT plus vulnérable à la corrosion galvanique intergranulaire.
- L'application de traitement de mise en solution suivie d'un vieillissement sur des échantillons non soudés de l'alliage AA2024, dégrade ses propriétés mécaniques.
- Le soudage de l'alliage AA2024 par un métal d'apport AA5554 dégrade les propriétés Mécanique de l'alliage 2024.
- L'application d'un traitement de mise en solution suivi d'un vieillissement à l'alliage AA2024 soudé par l'alliage 5554 ne fait que dégrader encore plus les propriétés mécaniques obtenues par essais de traction.

- Une mise en solution à 420°C suivie d'un revenu fait augmenter la dureté dans les trois zones. L'augmentation de la température de mise en solution à 490°C fait augmenter encore plus la dureté.
- L'application d'un traitement de mise en solution à 420°C suivie d'un vieillissement de l'alliage AA2024 soudé par l'alliage 5554 permet d'obtenir des microstructures après 21 heures d'immersion moins corrodés que l'alliage soudé n'ayant pas subi une mise en solution.
- L'application d'une mise en solution à 490°C induit une corrosion intergranulaire qui constitue un site favorable pour le développement d'une corrosion localisée dans le matériau.
- l'évolution du potentiel de corrosion libre des différents échantillons montre que la cinétique de corrosion suit la même allure et le potentiel de corrosion prend des valeurs différentes d'un échantillon à un autre.

Liste des références bibliographiques:

[01] : SAADALLAH SOROR : Dilatométrie de tôles à base d'aluminium, Mémoire de Magister université de MENTORI-Constantine, 2007.

[02] : MICHEL COLOMBIE : MATÉRIAUX MÉTALLIQUES 2ème édition DUNOD 2008.

[03] : VICTOR CASTELHANO, thèse de doctorat, étude des différentes techniques induisant le durcissement des alliages d'aluminium les plus courants, en particulier évolution des structures et des propriétés mécaniques, université de Reims, 2001.

[04] : RATIBA MEHIBEL, mémoire de magister, Etude de l'efficacité inhibitrice de quelques nouveaux inhibiteurs, dits non polluants, sur la corrosion de deux types d'alliages d'aluminium, université Skikda, 2008.

[05] : LOÏC 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.

[06] : GREGORY BOISIER thèse doctorat, Nouvelles voies d'inhibition de la corrosion de l'alliage d'aluminium 2024 plus respectueuse de l'environnement : application aux couches d'anodisations colmatées, université de Toulouse, 2008.

[07] : CRISTEL AUGUSTIN, thèse de doctorat, Prévision des cinétiques de propagation des défauts de corrosion affectant les structures en alliages d'aluminium 2024, université de Toulouse, 2008.

[08]: D.A. PORTIS, K.E. EASTERLING, VAN NOSTRAND REINHOLD, Phase Transformation in metals and alloys, 1980.

[09] : OUARDA DOB, Formulation d'une solution aqueuse anticorrosion pour le refroidissement des moteurs à combustion interne, Mémoire de magister, université de Skikda, 2008.

[10] : GILLES BLANC, corrosion feuilletant d'aluminium pour aéronautique : étude en vue de caractérisation 3D, mémoire en vue de l'obtention du diplôme d'ingénieur CNAM, conservatoire national des arts et métiers, 2011.

[11] : Wolfgang José PRIETO YESPICA, Etude comparative du comportement électrochimique des alliages d'aluminium 2024 T351 et 7075 T7351 en milieu neutre de sulfate de sodium, thèse de Doctorat, université de Toulouse, 2012.

[12] : MADDACHE Nacera, Etude du comportement électrochimique de l'alliage AA6061 dans un milieu aqueux chloruré en présence d'inhibiteurs de corrosion, mémoire de Magister, université de BOUMERDES, 2012.

[13] : KHIRECHE SORAYA, Elaboration et étude de la corrosion des alliages Al-Zn et Al-Zn-Sn dans une solution à 3% en poids de NaCl, thèse de Magister Chimie, UMMTO.

[14] : NOUICER EL AMINE, Comportement électrochimique et propriétés mécaniques de l'alliage de Titane Ti6Al4V. Effet des traitements de surface, thèse de doctorat, université de Constantine, 2009.

[15] : Michel DUPEUX ; Aide-mémoire Sciences des Matériaux, DUNOD 2ème édition 2008.

[16] : Pierre DAIGLE, Procédé TIG (GTAW), Centre de formation professionnelle d'Outaouais, 2003.

[17] : HANIFA MAROUF, mémoire de magister, Caractérisation structurale et mécanique du joint soudé de la liaison bimétallique Acier ordinaire E36/Acier anti-usure NAXTRA70 utilisé par l'unité grue de Bejaia dans l'assemblage de la peule chargeuse et godet d'excavation, UMMTO, 2012.

[18] : Christian Bonnet, Le Soudage Métallurgie et Produits, (Air Liquide /CTAS 2001)

[19] : Claude PHILIP, Soudage des alliages d'aluminium, (ENSAM (CER de Bordeaux)), université Art et Métier PRISTECH, Bordeaux Talence.