



الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي



MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE SAAED DAHLEB -BLIDA 01-

Faculté de technologie

Département de Génie Mécanique

**Option : Ingénierie des matériaux et des Surfaces
IMS**

**MEMOIRE DE FIN D'ETUDES
AFIN D'OBTENIR LE DIPLOME DE MASTER II**

THÈME

**INFLUENCE DES PARAMÈTRES ET CONDITIONS DE
SOUDAGE DE L'ALLIAGE 2024-T3 PAR PROCÉDÉ TIG**

Présenté par :

M.BOUYAICHE WALID

M.CHIKHI YAZID

Encadré par :

Dr. K. TAHAR CHAOUCH

Année universitaire 2020/2021

Remerciement

Avant tout je voudrais remercier « **Allah** » pour la volonté, la santé et la patience qu'il nous a donnée durant toutes ces longues années. Et de nous accorder la force pour réaliser ce travail qu'on a fait de tout cœur.

Nos remerciements et gratitude vont à **nos chers parents** pour leur soutien, et leur sacrifice pour nous qui nous a encourager pour donner à fond et avancé vers le succès. Et leur orientation permanente dont nous bénéficie de notre mine personnelle.

Ainsi, nous tenons également à exprimer nos vifs remerciements à notre promotrice **Mme. TAHAR CHAOUACH KARIMA** de nous avoir suivi, encadré, et elle nous a rien épargné tout le long de la réalisation de cette thèse. Et je le dis sincèrement sans son soutien en arrivera jamais à réaliser ce travail. Merci beaucoup madame on vous n'oubliera jamais.

Nos remerciements aux messieurs les membres du jury pour l'honneur qu'ils nous font en participant au jugement de ce travail.

Nous tenons à remercier vivement toute personnes qui nous ont aidé à élaborer et réaliser ce mémoire, ainsi à tous ceux qui nous aidés de présent ou de loin à accomplir ce travail.

Sommaire

Introduction général	1
----------------------------	---

Chapitre I

Généralités sur les alliages D'aluminium

I.1 Historique et production de l'aluminium :	2
I.2 Méthodes d'élaboration des alliages d'aluminium :	3
I.3 Composition et nomenclature des nuances corroyées	3
I.4 Les états métallurgiques des alliages d'aluminium pour corroyage	5
I.5 Microstructure des alliages de la série 2XXX	7
I.5.1 Nature des phases dans la série 2XXX	7
I-6 Evolution des caractéristiques mécaniques de l'alliage 2XXX	10
I-6.1 Evolution de la dureté	11
I-6.2 Evolution de la résistance mécanique :	12
I-6.3 Evolution de l'allongement :	14

Chapitre II

Soudage des alliages d'aluminium

II.1 Introduction :	15
II.2 Quelques définitions liées au soudage et soudabilité des matériaux métalliques :	15
II.2.1 Définition de l'opération de soudage :	15
II.2.2 Notions de soudabilité	15
II.3 Les procédés de soudage des alliages d'aluminium	17
II.3.1 Soudage TIG	17
II.3.2 Soudage MIG (soudage au gaz inerte métallique)	18
II.3.3 Autres procédés :	20
II.4 Les paramètres de soudage	20
II.5. Différentes parties d'un assemblage soudé	23
II.6. Soudabilité métallurgique des alliages d'aluminium	24
II.6.1 Défauts rencontrés lors du soudage de l'aluminium	25

Chapitre III

Matériaux et procédures Expérimentaux

III.1 Introduction	30
III.2 Le matériau et état de réception :	30
III.3 Réalisation des soudures	30
III.4 Méthodes de caractérisation	32
III.4.1 Caractérisation métallurgique	32
III.4.1.1 Découpage des échantillons :	32
III.4.1.2 Polissage	33
III.4.1.3 Observation au microscopie optique	34
III.5 Mesure des microduretés :	35

CHAPITRE IV

Résultats Et discussion

IV.1 introduction	36
VI.2 L'aspect macrographique des soudures	36
VI.3 Microstructure des soudures	38
IV.4 Profils de micro-dureté :	41
Conclusion	48
Références	49

Liste des figures

Figure I.1 Évolution de la production mondiale de l'aluminium [ref].....	2
Figure I .2: <i>Sections isothermes à 190 °C et à 500 °C du diagramme ternaire Al-Cu-Mg</i>	8
Figure I . 3 Observations MET, dans l'alliage 2024-T3, des précipités durcissants S(Al ₂ CuMg) : fines aiguilles dans la matrice a) et bâtonnets aux joints de grains b) [08].....	8
Figure I .4 Observations MET de la répartition et de la morphologie des dispersoïdes dans l'alliage 2024-T3 [bousquet]	9
Figure I .5 Evolution de la dureté d'un alliage Al-Cu-Mg à 150 °C [Rin00].	11
Figure I . 6 Evolution de la charge à la rupture au cours d'un traitement thermique de revenu d'un alliage d'aluminium 2024 [05].....	13
Figure I .7 Evolution de la limite élastique au cours d'un traitement thermique de revenu d'un alliage d'aluminium 2024 [05].....	13
Figure I .8 Evolution de l'allongement	14
Figure II. 1 Schéma représentatif du procédé TIG.....	18
Figure II. 2 Schéma représentatif du procédé MIG.....	18
Figure II. 3 : Schématisation des parties sus-citées et leurs localisation.....	24
Figure II. 4 a) Porosité finement répartie dans une soudure TIG soudée t épaisseur 6 mm.[13]	26
Figure II. 5 Solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium [13]	27
Figure III. 1 Poste de soudage TIG marque Miller Dynasty 700 et la bouteille de gaz utilisé (argon). 31	
Figure III. 2 Schéma du chanfrein V	31
Figure III. 3 Schéma de découpage des échantillons de soudure	33
Figure III. 4 Enrobeuse à chaud Buehler Simplemet 3000	33
Figure III. 5 microscope optique marque AMscope , LTMS Dept. mécanique.....	34
Figure III. 6 microduromètre INOVATEST Falcon 400	35
Figure III. 7 Schématisation du profile de microdureté	35
Figure IV. 1 Aspect des cordons de soudures 2024-T3	36
Figure IV. 2 (a,b,c,d) Microstructure des soudures 1,2,3,4	40
Figure IV. 3 (a,b) Mesure de profiles de microdureté (soudure 1)	42
Figure IV. 4 (a,b) mesure de profile de microdureté (soudure 2)	43
Figure IV. 5 mesure de profile de microdureté (soudure 3).....	44
Figure IV. 6 (a,b) mesure de profile de microdureté (soudure 4)	45

Liste des tableaux

Tableau I. 1 Tableau I.1 Familles d'alliages d'aluminium selon l'élément d'alliage majoritaire	4
Tableau I. 2 Tableau I-2 : Désignation des états métallurgiques	5
Tableau I. 3 Tableau I-3. Ecrouissage correspondant à l'état H	6
Tableau I. 4 Tableau I.4 : Désignation des différents traitements thermomécaniques correspondant à l'état T.	6
Tableau I. 5 caractéristiques mécaniques de l'alliage 2024-T3.	10
Tableau II. 1 les valeurs η des différents procédés de soudage.....	21
Tableau II. 2 coefficient k pour les géométries avec chanfrein.....	22
Tableau III. 1 composition chimique de l'alliage 2024.....	30
Tableau III. 2 Les paramètres de soudage TIG	32
Tableau III. 3 La composition des métaux d'apport	32
Tableau IV. 1 Macrographies des soudures	38
Tableau IV. 2 Valeur moyenne de micro dureté des différentes régions de la soudure.....	41

Résumé

Les constructeurs utilisent l'aluminium pour sa légèreté et ses qualités mécaniques. Lors de processus de soudage TIG d'aluminium, un gradient de température se crée entre le métal de base et la zone fondu qui contient un métal d'apport.

Ainsi, les variations de gradient de température vont engendrer des structures métallurgiques et des caractéristiques mécaniques diverses dans les différentes zones du cordon de soudure. Le travail présenté dans ce mémoire a pour objectif d'évaluer l'influence des conditions et les paramètres de soudage TIG (à savoir l'énergie, composition du métal d'apport, vitesse de refroidissement par effet d'épaisseur) sur les caractéristiques métallurgiques et mécaniques de la soudure aluminium 2024-T3.

Abstract

Manufacturers use aluminum for its lightness and its mechanical qualities. In the aluminum TIG welding process, a temperature gradient is created between the base metal and the molten zone which contains filler metal.

Thus, the variations in temperature gradient will generate metallurgical structures and various mechanical characteristics in the different zones of the weld bead. The work presented in this thesis aims to assess the influence of TIG welding conditions and parameters (namely energy, composition of the filler metal, cooling rate by thickness effect) on the metallurgical characteristics and mechanics of 2024-T3 aluminum welding.

المخلص

يستخدم المصنعون الألمنيوم لخفته وصفاته الميكانيكية. في عملية لحام الألومنيوم TIG ، يتم إنشاء تدرج درجة الحرارة بين المعدن الأساسي والمنطقة المنصهرة التي تحتوي على معدن حشو.

وبالتالي ، فإن الاختلافات في تدرج درجة الحرارة ستولد هياكل معدنية وخصائص ميكانيكية مختلفة في مناطق مختلفة من حبة اللحام. يهدف العمل المقدم في هذه الأطروحة إلى تقييم تأثير ظروف اللحام TIG ومعاملاته (أي الطاقة ، وتركيب معدن الحشو ، ومعدل التبريد بتأثير السماكة) على الخصائص المعدنية وميكانيكا لحام الألومنيوم 2024-T3.

Introduction général

L'imposition de nouvelles normes environnementales a eu pour effet l'augmentation de l'utilisation des matériaux plus légers, avec des propriétés appropriées et adaptées, dans la conception de pièces structurelles.

Ces nouvelles exigences, en font de l'aluminium et de ses alliages l'un des matériaux les plus utilisés dans l'industrie et dans divers secteurs. Les alliages en aluminium sont en effet très populaires dans l'industrie aéronautique et spatiale, dans l'industrie automobile ou encore dans le génie civil, en raison de leur combinaison remarquable de caractéristiques telles que la faible densité, la résistance élevée à la corrosion, la résistance élevée et la facilité de mise en œuvre.

Jusqu'à il y a 50 ans, cependant, les alliages d'aluminium étaient considérés comme non soudables, en raison de la formation d'oxyde d'aluminium. De nos jours, le soudage de l'aluminium est un sujet bien connu et très étudié, car les soudures sont souvent le point faible d'une structure. Par exemple, les alliages à durcissement structural contenant du cuivre (famille 2000 et certains alliages de la famille 7000), qui sont les plus utilisés dans l'industrie du transport, sont dans l'ensemble difficilement soudables car, d'une part, ils sont sujets aux criques lors de la solidification de la soudure, et que, d'autre part, leurs caractéristiques mécaniques après soudage sont fortement diminuées [1].

Récemment, de nouvelles techniques de soudage (autre que les procédés conventionnels tels que le MIG et le TIG) sont utilisées pour améliorer la soudabilité de ces alliages tel que le soudage laser, bombardement électronique, le soudage par friction malaxage et la technique TIG pulsé [2].

Le travail présenté dans ce mémoire a pour objectif d'évaluer l'influence des conditions et les paramètres de soudage TIG sur les caractéristiques métallurgiques et mécaniques de la soudure aluminium 2024-T3

Pour ce faire, nous nous avons adopté le plan suivant :

Chapitre I est consacré aux généralités sur les alliages d'aluminium.

Le chapitre II présente la soudabilité des alliages d'aluminium

Le chapitre III présente les moyens expérimentaux utilisés dans le cadre de cette étude. Les résultats sont présentés et discutés dans le chapitre VI

Chapitre I

Généralités sur les alliages
D'aluminium

I.1 Historique et production de l'aluminium :

L'aluminium est l'élément métallique le plus abondant dans la croûte terrestre (8,3 % en poids) Pourtant il fallait attendre la fin du XIXème siècle pour qu'il soit utilisé industriellement. En 1825, Hans Christian Oersted obtient l'aluminium à l'état de corps simple sous forme d'une poudre grise contenant encore une très grande quantité d'impuretés. En 1827, Friedrich Wöhler obtint cette même poudre grise d'aluminium contenant cependant moins d'impuretés. Ce n'est qu'en 1854 qu'Henri Sainte-Claire-Deville présente le premier lingot d'aluminium obtenu à l'état fondu, par un procédé mis en application en 1859 de façon industrielle par Henry Merle Mais ce procédé était compliqué ce qui donnait un métal très cher, réservé à des utilisations dans le luxe.

En 1886, Paul Louis Toussaint Héroult en France et Charles Martin Hall aux Etats Unis déposent indépendamment leurs brevets sur la production d'aluminium par électrolyse à chaud de l'alumine, oxyde déshydraté de l'aluminium, dissoute dans de la cryolithe fondue (fluorure double de sodium et d'aluminium AlF_3NaF) pour obtenir une fusion vers 960°C . L'aluminium ainsi obtenu possède une pureté voisine de 99,7 %. Par une autre électrolyse ou une série de fusions successives, l'aluminium peut être purifié pour atteindre des titres molaires compris entre 99,990% et 99,999 %.

Dès lors l'aluminium est entré dans sa phase industrielle ; sa production a connu une croissance prodigieuse, le mettant au premier rang des métaux non ferreux et au deuxième de tous les métaux derrière le fer (Figure I.1). [22].

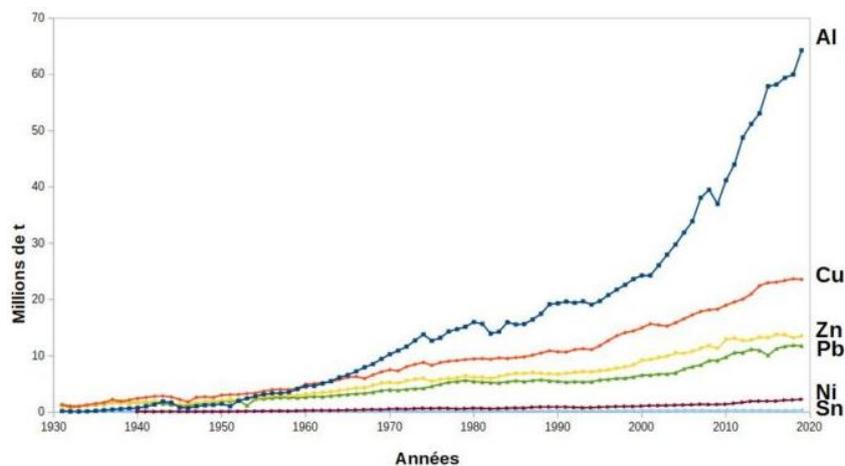


Figure I.1 Évolution de la production mondiale de l'aluminium [22]

L'aluminium est d'abord employé à l'état pur pour sa légèreté et son inaltérabilité, mais la mise au point d'alliages d'une plus grande résistance mécanique va être déterminante. Conrad Claessen trouve en 1905 la possibilité de durcir certains alliages par traitement thermique. Alfred Wilm met au point le " Duralumin " (aluminium de Düren), alliage d'aluminium et de cuivre, qui durcit par trempe. Aladar Pacz imagine en 1920 l'alliage aluminium silicium affiné au sodium, " l'Alpax ".

I.2 Méthodes d'élaboration des alliages d'aluminium :

Il a été montré que l'association de métaux d'addition, même en petite quantité, augmente de façon significative certaines propriétés mécaniques. Ainsi, l'opération de fabrication de demi-produits ou de pièces moulées nécessite l'élaboration d'un alliage en fonderie. Deux méthodes sont couramment utilisées :

- d'une part, la méthode classique qui consiste à mélanger les éléments d'addition à de l'aluminium pur en fusion.
- D'autre part, la fabrication des alliages d'aluminium à partir de produits recyclés qui se développe depuis quelques années dans certaines industries. Généralement, les déchets (copeaux de découpe, extrémités des billettes, profilés inutilisables ...) sont acheminés vers un four pour y être fondu. Des lingots d'aluminium pur y sont ajoutés afin de diluer les impuretés des déchets. Cette adjonction représente 10 à 15% du mélange. Un prélèvement est ensuite effectué et analysé par spectrométrie. A partir de cette analyse, le taux des différents éléments présents dans le mélange est déterminé, ce qui permet de connaître les quantités d'éléments d'addition à ajouter pour obtenir l'alliage d'aluminium souhaité.

Ainsi, Il est possible de distinguer deux méthodes de référencement des alliages selon qu'ils appartiennent à la famille des produits corroyés (xxxx) ou de fonderie (xxx.x). Seul un alliage corroyé est considéré dans le cadre de ce travail

I.3 Composition et nomenclature des nuances corroyées

Ces alliages sont classés par série en fonction de l'élément d'alliage majoritaire (Tableau I.1). Toutefois, tous les éléments ajoutés, éléments d'alliage secondaires ou impuretés issues de la production de l'aluminium (fer et silicium), vont également impacter les propriétés des alliages et leurs teneurs doivent donc être parfaitement contrôlées.

Série	élément d'alliage principal
1xxx	Aucun (AL >99%)
2xxx	Cuivre
3xxx	Manganèse
4xxx	Silicium
5xxx	Magnésium
6xxx	Magnésium + silicium
7xxx	Zinc + magnésium
8xxx	Divers

Tableau I.1 : Familles d'alliages d'aluminium selon l'élément d'alliage majoritaire

Parmi ces familles d'alliages d'aluminium, on distingue deux catégories :

- **Les alliages sans durcissement structural** (ou alliages non trempants ou à durcissement par écrouissage : ce sont les séries 1xxx, 3xxx, 5xxx et 8xxx. Les propriétés mécaniques de ces alliages sont déterminées par l'effet combiné des éléments d'addition (Mg, Mn, Fe, Si, etc.) et de la déformation plastique du métal, appelé « écrouissage ». De plus, en combinant l'effet de durcissement par écrouissage et l'effet d'adoucissement par traitements thermiques de recuit ou de restauration, on obtient pour chaque alliage une plage étendue de dureté depuis l'état recuit (0) à plasticité maximale et dureté minimale jusqu'à l'état extra dur (H19) à dureté maximale et plasticité minimale.
- **Les alliages à durcissement structural (ou alliages trempant)** : ce sont les séries 2xxx, 4xxx, 6xxx et 7xxx. Les propriétés mécaniques de ces alliages sont déterminées par le traitement thermique, généralement effectué à la fin de la gamme de transformation, en trois étapes : mise en solution, trempe et revenu (ou maturation). Le phénomène de durcissement résulte de la précipitation provoquée et contrôlée de certaines phases à l'intérieur de la matrice d'aluminium qui vont produire une augmentation des propriétés mécaniques.

I.4 Les états métallurgiques des alliages d'aluminium pour corroyage

Cinq états métallurgiques fondamentaux sont définis et symbolisés par des lettres données dans le Tableau I-2 [22].

Désignation	Etat métallurgique
F	Etat brut
O	Etat recuit
H	Etat écroui
W	Etat trempé non stable
T	Etat durci par traitement thermique

Tableau I. 2: Désignation des états métallurgiques

Etat **F** - les produits sont fabriqués par déformation plastique (laminage, forgeage, filage etc), sans que soient maîtrisés les taux d'adoucissement ou de durcissement par déformation ou traitement thermique.

Etat **O** – Cette désignation s'applique pour les produits ayant subi un traitement thermique, ce qui donne les propriétés de résistance les plus faibles afin d'améliorer la ductilité et la stabilité dimensionnelle en diminuant les contraintes internes du matériau

Etat **H** – (spécifique aux familles 1000, 3000, 5000 et 8000) : Cette désignation s'applique pour les produits écrouis par déformation à froid qui peut être suivie d'un traitement thermique, ce qui diminue la résistance en partie. La lettre H est toujours suivie de deux chiffres ou dans certains cas 3 chiffres (Tableau I-3).

Exemples : 5086 H16, 5083 H112.

Le premier chiffre indique le type de gamme thermomécanique. Le deuxième chiffre donne le degré d'écrouissage et donc le degré de caractéristique mécanique. Ce deuxième chiffre a généralement les valeurs suivantes :

- 2 : quart dur (écrouissage \approx 12 %) ;
- 4 : demi dur (écrouissage \approx 30 %) ;
- 6 : trois quart dur (écrouissage \approx 50 %) ;
- 8 : dur (écrouissage \approx 75 %).

L'éventuel troisième chiffre désigne une variante.

Etat **W** – les produits sont soumis à une mise en solution et une trempe ; ils continuent d'évoluer à la température ambiante (maturation). Cet état est un état métallurgique instable.

Etat **T** – (spécifique aux familles 2000, 6000 et 7000) : les produits sont soumis à un traitement thermique partiel ou complet, avec application éventuelle de déformation plastique (Tableau I-4).

<i>Le premier chiffre après H désigne le traitement de base</i>	
H1 – Uniquement écroui	H3 – Écroui et stabilisé
H2 – Écroui et partiellement recuit	H4 – Écroui et verni ou laqué
<i>Le deuxième chiffre après H désigne le degré d'écrouissage</i>	
HX2 – 1/4 dur	HX8 – 4/4 dur (pleinement écroui)
HX4 – 1/2 dur	HX9 – Extra dur
HX6 – 3/4 dur	

Tableau I. 3: Désignation des différents traitements thermomécaniques correspondant à l'état T.

Symbole	Traitement thermique
T1	Refroidissement contrôlé après démoulage et maturation naturelle
T3	Mise en solution, trempe, écrouissage contrôlé et maturation naturelle
T4	Mise en solution, trempe et maturation naturelle
T5	Refroidissement contrôlé après démoulage et revenu ou sur-revenu
T6	Mise en solution, trempe et revenu au pic
T7	Mise en solution, trempe et sur-revenu (stabilisation)
T8	Mise en solution, trempe, écroui et revenu

Tableau I. 4 Tableau I-3. Ecrouissage correspondant à l'état H

La première étape du traitement thermique consiste à dissoudre les précipités dans la matrice d'aluminium et ainsi former une solution solide sursaturée (SSS). Il s'agit de la **mise en solution**. Cette étape est suivie d'une trempe qui a pour but de figer la microstructure.

C'est à la suite de cette trempe que les zones de Guinier Preston se forment [13,22].

L'**écrouissage avant le vieillissement** sert à générer des dislocations qui seront un lieu privilégié pour la germination des précipités durcissants [13,22]

Lors du **vieillissement, naturel** (à température ambiante pour des durées relativement longues) ou **artificiel** (à plus haute température pendant des durées plus courtes), le but est de faire croître les différents précipités.

Enfin, un dernier **écrouissage** permet de durcir l'alliage en y introduisant des dislocations, qui vont pouvoir interagir avec les dislocations mobiles : c'est le mécanisme de durcissement dit par la forêt.

Le détensionnement par traction ou par compression n'est pas qualifié d'écrouissage. En effet, dans le cas d'un détensionnement des dislocations sont introduites dans le matériau pour diminuer les contraintes internes liées aux procédés de fabrication, ces dislocations ne sont pas

là pour durcir le matériau. Ce traitement est la dernière étape de mise en forme du semi-produit et est appliqué en plus des traitements Tx.

I.5 Microstructure des alliages de la série 2XXX

A l'issue des différents traitements thermiques qu'ils subissent, la microstructure des alliages de série 2XXX, essentiellement 2024, consiste en une solution solide α -Al (la matrice) et plusieurs phases intermétalliques classées en fonction de leur taille ou de leur moment d'apparition au cours de l'élaboration des alliages [13,22] selon :

- les particules intermétalliques.
- les dispersoïdes
- les précipités durcissants

I.5.1 Nature des phases dans la série 2XXX

La Figure I-2 présente des sections isothermes du diagramme ternaire Al-Cu-Mg.

1-Les particules intermétalliques grossières :

De natures diverses résultent de la solidification de l'alliage. Elles sont observables à l'échelle microscopique. Elles peuvent atteindre des tailles importantes comprises généralement entre 1 et 20 μm et leur forme est souvent irrégulière. La distribution de ces particules dans l'alliage n'est pas homogène puisque dépendante de la présence d'impuretés, elles-mêmes réparties de façon hétérogène dans l'alliage. Il est possible aussi de rencontrer des agrégats de particules intermétalliques si la quantité d'impuretés est grande

Il a été montré [3,4,6,24] que la densité de particules intermétalliques dans l'alliage 2024-T3 était d'environ 300000 particules/cm². Parmi ces intermétalliques, deux types ont été observés (*Figure I-3*):

- ✓ **Des particules S(Al₂CuMg)** : Elles sont riches en cuivre et en magnésium, de forme arrondie et de taille comprise entre 5 et 10 μm . La composition chimique est très proche de la stoechiométrie (Al – 50 %, Cu – 25 % et Mg – 25 %, %at.). Ces particules ont un rôle essentiel dans la sensibilité de l'alliage d'aluminium de la série 2xxx à la corrosion localisée.
- ✓ **Les particules Al(Cu,Mn,Fe,Si)** Elles sont de taille variable comprise entre 10 et 30 μm , de forme irrégulière et de composition chimique non-homogène [10]

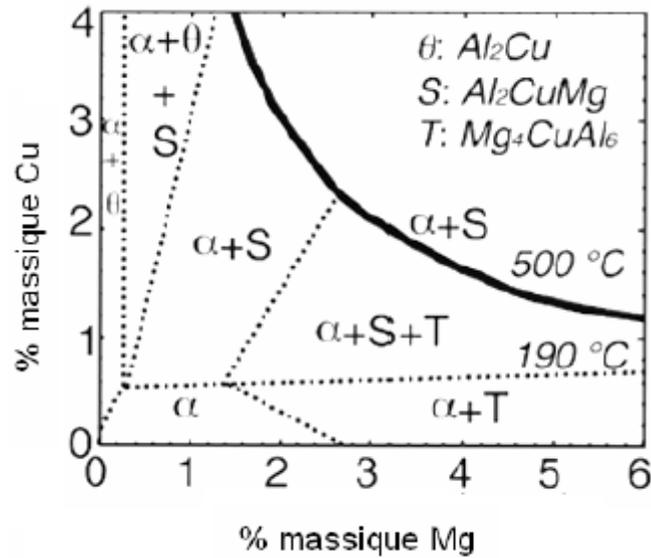


Figure I .2: Sections isothermes à 190 °C et à 500 °C du diagramme ternaire Al-Cu-Mg [7].

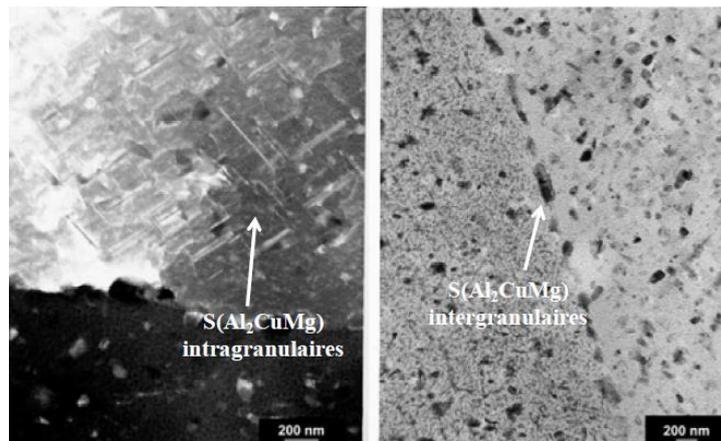


Figure I. 3 Observations MET, dans l'alliage 2024-T3, des précipités durcissants S(Al_2CuMg) : fines aiguilles dans la matrice a) et bâtonnets aux joints de grains b) [8]

2- Les dispersoïdes, Al-Cu-Mn :

Les dispersoïdes sont généralement formés lors des traitements d'homogénéisation des alliages. et se forment par la précipitation des éléments de transition Mn, Cr, Zr ; éléments qui sont insolubles dans l'aluminium. La taille des dispersoïdes est comprise entre 0,02 et 0,5 μm . Ils sont non cohérents avec la matrice et n'ont pas de rôle durcissant. La répartition des dispersoïdes dans la matrice est homogène et leur présence a été rapportée au niveau des joints de grains en forme de baguette [9] (FigureI-4).

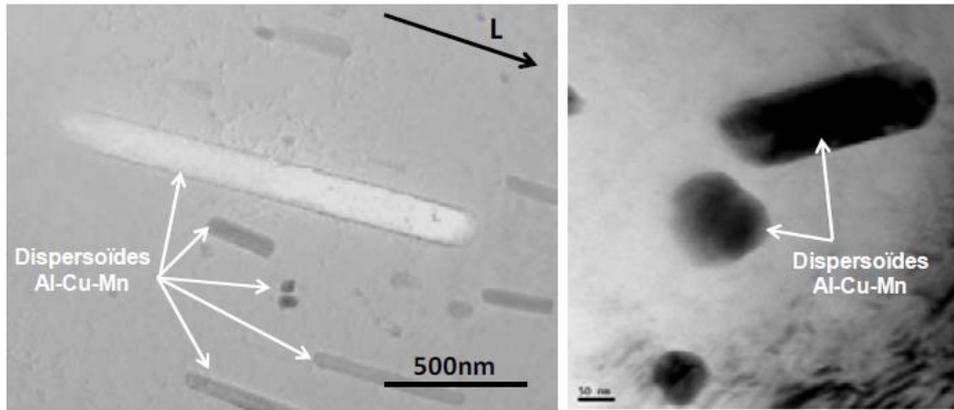


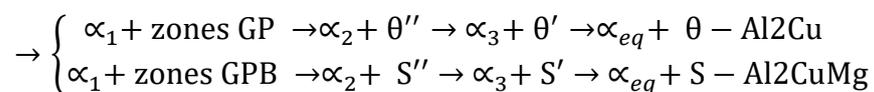
Figure I.4 Observations MET de la répartition et de la morphologie des dispersoïdes dans l'alliage 2024-T3 [25]

3- Les précipités durcissants

Apparaissent généralement suite à un traitement de vieillissement naturel (à température ambiante) ou artificiel (à température contrôlée) aussi appelé revenu. Ces précipités sont principalement localisés à l'intérieur des grains mais peuvent également se retrouver au niveau des joints de grains. Ils ont une taille comprise entre 10 et 200 nm et assurent le durcissement structural des alliages [12, 13].

La séquence de précipitation des alliages ternaires Al-Cu-Mg dépend du rapport des teneurs en cuivre et en magnésium. Le ratio Cu/Mg pour l'alliage 2024 étant compris entre 2,7 et 3,2 ; la séquence de précipitation est mixte [2,3,6,13] :

solution solide initiale, α_{SS}



Avec : α_{SS} = Solution solide sursaturée d'aluminium, α_{eq} = Solution solide d'équilibre α_1 , α_2 , α_3
= Solution solide dont la teneur en cuivre est comprise entre α_{SS} et α_{eq}

Zones de GP = Zones de Guinier Preston

θ'' et θ' = Précipités métastables de composition Al_2Cu .

θ = Phase stable de composition Al_2Cu .

- **Zone GPB** - L'apparition de la phase GPB est induite par la présence de magnésium dans la composition chimique de l'alliage. Les zones GPB (Guinier-Preston-Bagaryatsky), appelées ainsi pour les différencier des zones GP, correspondent à un arrangement à courte distance d'atomes de Cu et Mg. Les zones GPB sont de petits cylindres ou bâtonnets, avec un diamètre de 1-2 nm et une longueur de 4-8 nm [22].
- **Phase S''** - Les phases S'' et S' sont des phases de transition, cohérentes et semi-cohérentes avec la matrice. La phase S'' ou zones GPB II, résulte de la mise en ordre des zones GPB ou des clusters et se présente sous forme d'aiguilles orientées.
- **Phase S'** - La phase S est une phase semi-cohérente avec la matrice, qui se transforme en phase stable S. Elle précipite sous forme d'aiguilles ou bâtonnets.
- **Phase S** - La phase S est la phase en équilibre de composition stoechiométrique Al_2CuMg . elle précipite aux joints de grains sous la forme de fines aiguilles, comme dans la matrice, mais également sous la forme de bâtonnets de 100 nm de long. [22]

I-6 Evolution des caractéristiques mécaniques de l'alliage 2XXX

Les principales propriétés mécaniques des alliages de la série 2XXX et plus particulièrement de l'alliage 2024, (comme la ductilité, la limite d'élasticité, la résistance à la traction, la dureté et la ténacité) peuvent être modifiées en fonction des traitements thermique de revenu voire les cycles thermiques de soudage.

Le tableau. I-5 présente quelques propriétés mécaniques de l'alliage 2024 à l'état thermique T3.

	E(GPa)	R_{p0,2} (MPa)	R_m(MPa)	A%	Hv0.2
2024-T3	73	345	483	15	150

Tableau I. 5 caractéristiques mécaniques de l'alliage 2024-T3.

Comme précisé dans les paragraphes précédents, l'aluminium 2024, est un alliage à durcissement structural. L'évolution des propriétés mécaniques peut être donc décrite par trois états successifs : état de sous-revenu, état revenu et état de sur-revenu. La dureté augmente jusqu'au « pic de revenu » pour diminuer ensuite par contre la ductilité évolue en sens inverse.

L'évolution des principales propriétés mécaniques des alliages de la série 2XXX et plus particulièrement de l'alliage 2024, en fonction des traitements de revenu, fait l'objet des paragraphes suivants.

I-6.1 Evolution de la dureté

Comme décrit précédemment, la phase d'équilibre, S-Al₂CuMg, ne se forme pas directement au cours des premiers instants du traitement de revenu. Des phases métastables commencent par se former. Ces différentes transformations successives vont avoir des conséquences sur l'évolution des propriétés mécaniques en fonction de la température et du temps de revenu. La précipitation de la phase d'équilibre, la phase S –Al₂CuMg, et des phases antérieures, les phases S'' et S', est le facteur responsable du durcissement final (Figure I-5) :

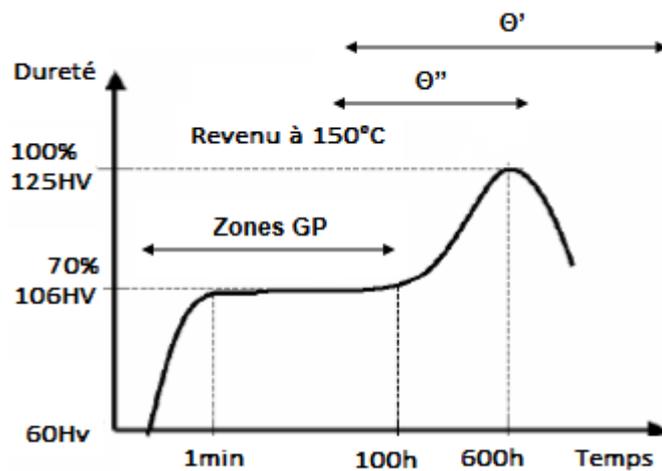


Figure I .5 Evolution de la dureté d'un alliage Al-Cu-Mg à 150 °C [9,22].

Une augmentation continue de la dureté est corrélée avec l'augmentation de la durée et de la température de revenu. L'évolution de la dureté au cours d'un revenu se déroule en deux étapes

- Une première augmentation de dureté intervient dans les premières 60 secondes, pour une température de revenu comprise entre 100 et 240 °C. Cette étape représente approximativement 50 à 70% du durcissement maximal de l'alliage et correspond à la formation des clusters Cu-Mg [9].
- Une deuxième augmentation de dureté apparaît pour des temps de maintien plus longs pour atteindre une valeur maximale (pic de dureté) ; cette augmentation est attribuée à la formation des zones GPB et des phases S –Al₂CuMg [22]. Entre ces deux étapes d'augmentation de la dureté, existe un "plateau" au cours duquel, la dureté n'évolue pas au cours du traitement thermique.

Si le traitement thermique de revenu est poursuivi, la dureté diminue puis se stabilise. Cette diminution est le résultat de la coalescence des précipités, d'une augmentation de la

distance inter-précipité, ainsi que d'une zone de déplétion, sans précipités [9]. On parlera alors d'état métallurgique de sur-revenu.

I-6.2 Evolution de la résistance mécanique :

Les Figures I-6 et I-7 donnent respectivement l'évolution de la résistance à la rupture et de la limite d'élasticité quand des températures et des durées de revenu différentes sont imposées à un alliage 2024 [5]. Les courbes déterminées pour des températures inférieures à 200 °C présentent une forme « en cloche » typique des alliages à durcissement par précipitation. Le pic de revenu, correspondant à une limite élastique maximale ou à la résistance à la rupture maximale, apparaît pour des durées différentes en fonction de la température de revenu. Ce pic est atteint d'autant plus rapidement que la température de revenu est élevée.

Le maximum de limite d'élasticité ou de résistance à la rupture évolue également en fonction de la température de revenu. La limite d'élasticité est importante pour des températures comprises entre 130 °C et 150 °C, puis diminue pour ré-augmenter à 190 °C. La résistance à la rupture est importante à 130 °C puis diminue pour des températures supérieures pour être à nouveau élevée à 190 °C. Cette évolution observée pour la résistance mécanique et la limite élastique est probablement liée à la densité et à la taille des précipités fins.

Pour un revenu à des températures élevées, 190-200 °C, la résistance mécanique et la limite élastique passent par un maximum pour une durée de revenu plus courte d'autant plus que la température est plus élevée. Dans ces conditions les valeurs de propriétés mécaniques sont plus faibles que sous l'effet des revenus à températures plus basses durant des temps plus longs [5].

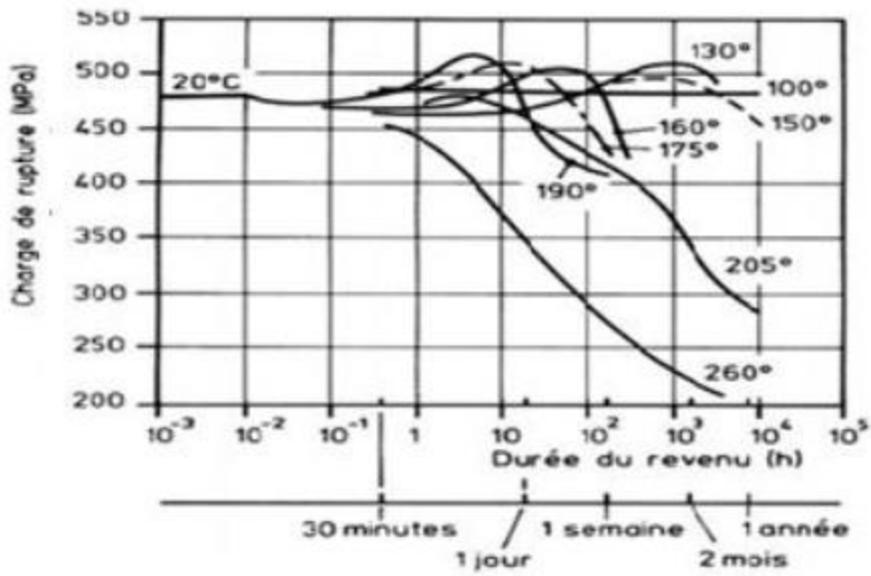


Figure I. 6 Evolution de la charge à la rupture au cours d'un traitement thermique de revenu d'un alliage d'aluminium 2024 [5].

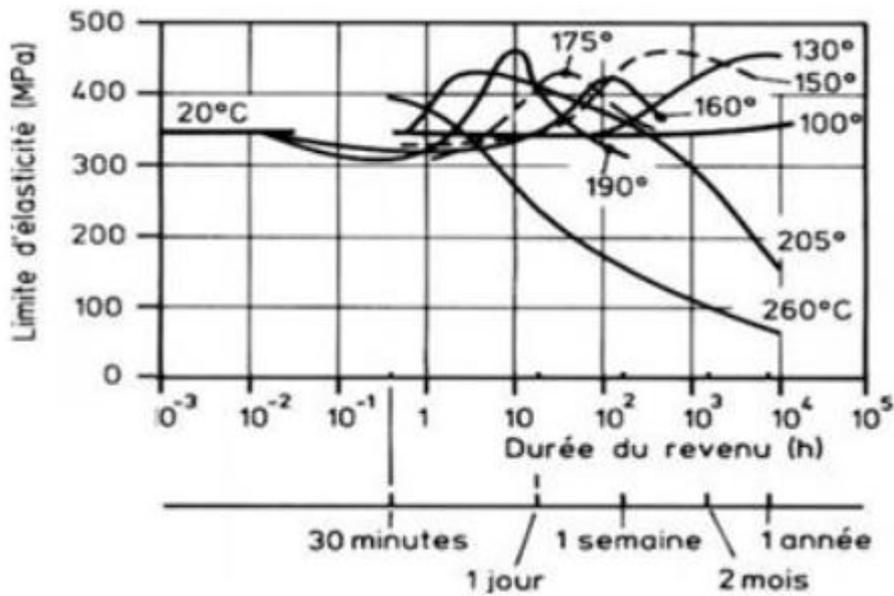


Figure I.7 Evolution de la limite élastique au cours d'un traitement thermique de revenu d'un alliage d'aluminium 2024 [5].

I-6.3 Evolution de l'allongement :

Le pourcentage d'allongement d'un alliage 2024 chute graduellement avec l'augmentation du temps et de la température de revenu inférieure à 200 °C. Cette diminution est d'autant plus rapide dans le temps que la température de revenu est importante. Cependant pour des températures de revenu supérieures à 200° C la ductilité augmente rapidement avec le temps de revenu [5].

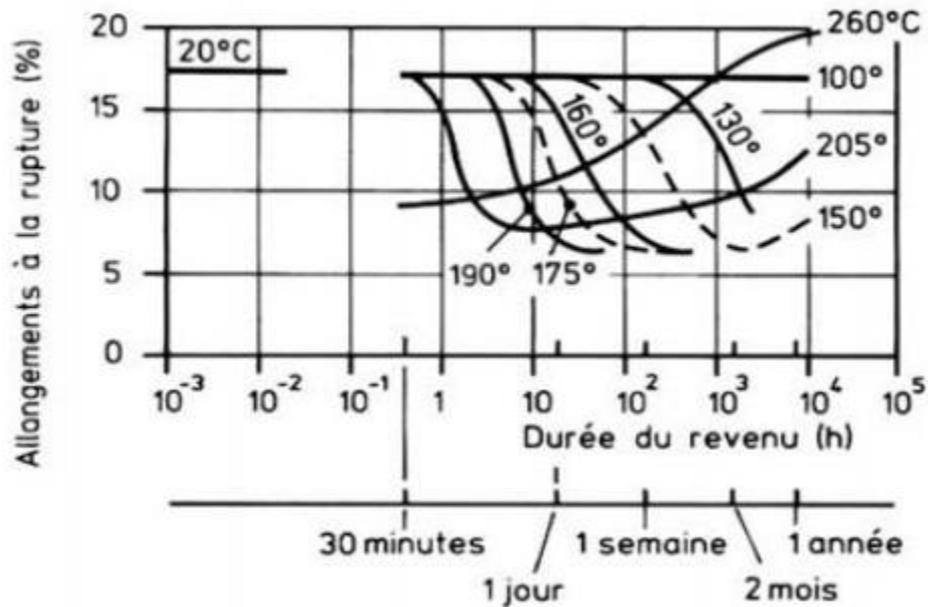


Figure I .8 Evolution de l'allongement [5]

Chapitre II

Soudage des alliages d'aluminium

II.1 Introduction :

Le soudage des alliages d'aluminium nécessite l'utilisation de techniques adaptées et de normes bien spécifiques car ces alliages dissipent fortement la chaleur et s'oxydent de façon instantanée.

Avant d'aborder la soudabilité des alliages d'aluminium, quelques définitions sont nécessaires, notamment le soudage lui-même.

II.2 Quelques définitions liées au soudage et soudabilité des matériaux métalliques :

II.2.1 Définition de l'opération de soudage :

Le soudage peut être décrit comme l'assemblage de deux composants par une coalescence des surfaces en contact l'une avec l'autre. Cette coalescence peut être réalisée soit par chauffage, soit par pression soit par combinaison de l'un ou de l'autre. Par ailleurs, l'emploi ou non d'un produit d'apport dont la température de fusion est voisine ou non de celle du matériau constituant les éléments à assembler permet de faire le distinguo entre les notions de soudage, de brasage et de soudobrasage.

On distingue deux types de soudures :

- les soudures homogènes : dans laquelle les métaux de base et le métal d'apport (éventuel) sont de même nature.

- les soudures hétérogènes : qui associe des métaux de base avec un métal d'apport d'une autre nature. Ou qui associe des métaux de base et un métal d'apport de natures différentes.

La soudure est donc le joint résultant de l'opération de soudage. Dans le soudage autogène, les pièces à assembler participent à la constitution du joint.

II.2.2 Notions de soudabilité

La définition de la soudabilité proposée par l'ISO (Organisation Internationale de Normalisation) s'énonce en ces termes [12] : « Un matériau est soudable à un degré donné, par un procédé et pour un type d'application donnés, lorsqu'il se prête, moyennant les précautions correspondant à ce degré, à la réalisation d'une construction entre les éléments de laquelle il est possible d'établir la continuité métallique par la constitution de joints soudés qui, par leurs propriétés locales et les conséquences globales de leur présence, satisfont aux caractéristiques requises et choisies comme bases de jugement. »

Cette définition fait ressortir le caractère subjectif de la notion de soudabilité. En réalité, le terme soudabilité peut être considéré selon trois niveaux distincts [12] :

- **Soudabilité opératoire**

Il s'agit de l'aptitude physique que présente le matériau considéré à assurer la continuité (métallique) par le biais de la solidification ou de la diffusion retenue comme mode d'obtention au travers du procédé mis en œuvre.

L'exemple typique d'un problème de soudabilité opératoire est celui généré par la présence d'une couche d'oxyde réfractaire et résistante à la surface des alliages Aluminium, qui empêche la diffusion et crée une solution de continuité lors de la solidification.

En effet, la couche d'alumine (Al_2O_3) recouvrant l'aluminium et ses alliages est de l'ordre de 0,01 mm (0,0004 po) et a tendance à s'accroître avec la température. Cette mince couche est isolante thermiquement et électriquement en plus d'être insoluble dans le métal liquide. Elle est également de densité moindre et c'est pour cette raison que lors de la fusion du métal, elle demeure sur le dessus du bain de fusion [12].

Pour souder l'aluminium, il faut donc éliminer cette couche néfaste au soudage, soit par des moyens mécaniques, tels que la meule et la brosse d'acier inoxydable, soit par des moyens

- **Soudabilité globale** (dite aussi constructive)

Cette notion prend en compte les modifications du comportement global de la construction soudée qui se trouve affecté par la sensibilité à la fissuration (à froid ou à chaud) et la présence de contraintes résiduelles dans la zone soudée.

Dans le cas des alliages d'aluminium, La chaleur nécessaire pour fusionner le métal de base lors du soudage abaisse la résistance mécanique à l'intérieur de la zone affectée thermiquement en provoquant un recuit. Dans le cas d'un alliage ayant été écroué pour obtenir ses propriétés mécaniques, il n'est pas possible de régénérer les propriétés de cette zone par un traitement thermique, ce qui peut provoquer la rupture fragile du joint soudé.

- **Soudabilité locale** (dite aussi métallurgique)

Cette notion fait intervenir l'altération des propriétés du matériau au voisinage même de la liaison soudée par suite du cycle thermique, mécanique ou thermomécanique induit par le mode opératoire de soudage mis en œuvre. On peut ainsi introduire les notions de zone fondue (ZF), de zone de liaison (ZL) et de zone affectée thermiquement (ZAT). L'exemple typique d'un

problème de soudabilité locale est celui de la trempe martensitique en soudage d'acier trempant, conduisant en ZL et ZAT à la création d'une zone de fragilité excessive sensible à la fissuration.

II.3 Les procédés de soudage des alliages d'aluminium

Bien que tous les procédés puissent s'appliquer aux alliages d'aluminium, le soudage à l'arc est le plus employé. Il s'agit essentiellement des procédés sous protection de gaz inerte TIG (GTAW) et MIG (GMAW). [12,17].

II.3.1 Soudage TIG

Ce procédé de soudage est couramment utilisé pour les alliages d'aluminium. Le procédé TIG est utilisé avec ou sans métal d'apport selon le but recherché et l'épaisseur des pièces à souder.

Le procédé TIG (Tungsten Inert Gas) peut utiliser un courant continu ou alternatif.

La version la plus courante du soudage TIG de l'aluminium est celle en courant alternatif utilisant de l'argon ou un mélange argon/hélium comme gaz protecteur. Ce procédé est utilisable en manuel ou en automatique, sur des épaisseurs supérieures à 0,8 mm.. On utilise également le courant continu en polarité directe avec électrode négative sous hélium comme gaz protecteur.

Lorsque le courant est positif, l'aluminium est soudé par l'arc électrique. Lorsque le courant est négatif, il y a un décapage de la surface d'alumine mais le bombardement électronique chauffe l'électrode et risque de la détruire prématurément. Tirant le meilleur parti des deux modes, le courant alternatif est souvent utilisé en soudage TIG. Le procédé MIG (Metal Inert Gas) utilise quant à lui le courant continu négatif. Ainsi il y a élimination de la couche d'oxyde et le fil-électrode s'échauffant et fondant permet l'apport de métal.

Ce procédé offre beaucoup de maniabilité, de flexibilité et permet d'obtenir des cordons de soudure esthétiques (Figure II.1).

La bonne visibilité du bain de fusion et le cycle thermique plus lent que le MIG se conjuguent pour limiter les risques de manque de fusion. Aussi, le TIG est un procédé très apprécié pour l'exécution de réparations.

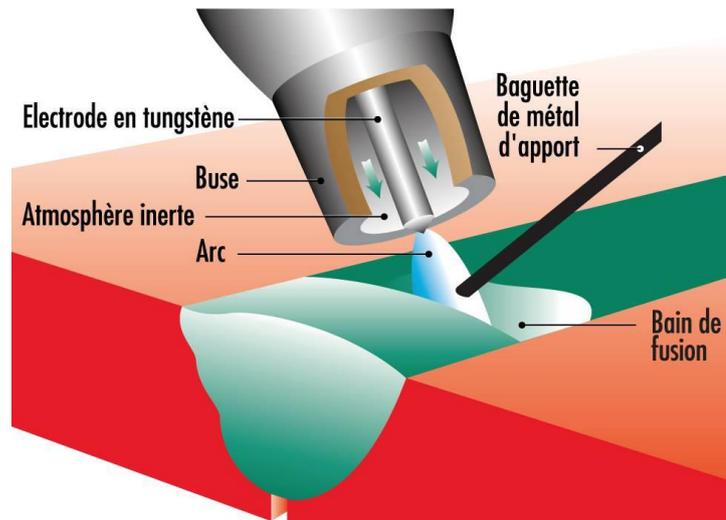


Figure II. 1 Schéma représentatif du procédé TIG

II.3.2 Soudage MIG (soudage au gaz inerte métallique)

Ce type de soudage est très employé pour les alliages d'aluminium, principalement dans le cas des assemblages épais ou de grande longueur. Le soudage MIG s'utilise en soudage manuel ou automatique, en toutes positions et se prête à la robotisation.

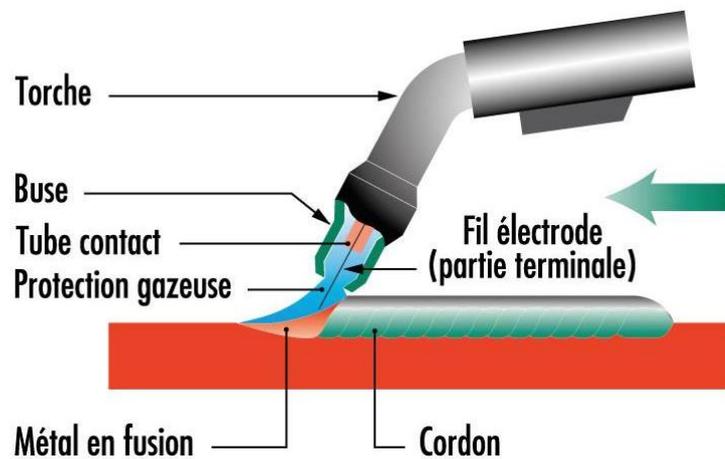


Figure II. 2 Schéma représentatif du procédé MIG

Au cours de ce procédé, un fil d'aluminium ou d'alliage sert à la fois d'électrode et de métal d'apport. Préalablement enroulé sur une bobine, il est amené automatiquement jusqu'à l'outil de soudage (pistolet ou torche) au fur et à mesure de sa consommation. Un jet de gaz, inerte

argon ou mélange argon/hélium, canalisé par une buse, entoure le fil électrode (Figure II.02), assure la formation de l'arc et protège le bain de fusion contre l'oxydation. L'alimentation électrique est assurée en courant continu (polarité inverse). L'abréviation MIG rappelle les caractéristiques principales du procédé. Ce dernier est utilisable à partir de 2 mm d'épaisseur. Ce procédé, de grande vitesse d'exécution (2 à 3 fois plus rapide que le procédé TIG), est particulièrement adapté à la grosse chaudronnerie, à la construction de réservoirs, de citernes, d'équipements routiers, de matériel de transport ferroviaire, routier et maritime.

La rapidité du cycle thermique procure une zone affectée thermiquement (ZAT) plus étroite qu'en soudage TIG. Conséquemment, les propriétés mécaniques des assemblages soudés au MIG tendent à être légèrement supérieures que celles obtenues au TIG. Par contre, la rapidité de solidification tend à générer des soufflures plus facilement qu'en soudage TIG. L'obtention de soudures de qualité nécessite donc plus de précautions dans la préparation des pièces, les stockages des produits d'apport, etc.

Avec le MIG manuel, une attention particulière doit être apportée au risque de manque de fusion. L'augmentation de l'épaisseur des assemblages accentue la difficulté. Au-delà de 50 mm il est difficile d'effectuer un soudage sous argon manuel sans aucun manque de fusion. Finalement, avec ce procédé, la maîtrise de la pénétration est assez difficile et si ce paramètre est important il faut prévoir des supports envers : lattes de cuivre, d'acier ou d'acier inoxydable. La fusion du fil et le transfert dans l'arc peuvent s'effectuer de différentes manières en fonction de la nature des gaz de protection, de la tension et de l'intensité de l'arc. Parmi les variantes utilisées pour le soudage de l'aluminium on cite :

Soudage MIG Pulsé

Cette variante du procédé MIG offre certains avantages. Entre autre, à pénétration ou vitesse égale, l'énergie moyenne de soudage est plus faible. D'où ses applications au soudage de produits minces ($\cong 2,5$ mm). De plus, l'apport d'énergie plus faible réduit la chaleur transmise à la plaque, ce qui limite les déformations.

Soudage MIG forte intensité :

Ce type de soudage utilise des intensités de courant allant de 500 A lorsque l'argon est utilisé comme gaz inerte à 850 A sous hélium.

Ce procédé permet de souder des épaisseurs fortes en un nombre réduit de passes. De surcroît, le MIG à forte intensité offre une meilleure compacité des soudures ainsi que la réduction des déformations. Ce procédé tend à se répandre lorsqu'une productivité élevée est nécessaire.

II.3.3 Autres procédés :

Les développements dans le soudage de l'aluminium sont nombreux. Beaucoup de travaux portent sur l'amélioration de la productivité, ainsi que sur la réduction des ZAT et les distorsions qui y sont associées. De ces procédés émergents, le plus connu et le plus prometteur est sans doute le soudage par friction de proche en proche (Friction stir welding) [11].

Ainsi, le choix du procédé de soudage dépend de l'assemblage à effectuer. Afin d'obtenir une soudure de bonne résistance mécanique, il est nécessaire de contrôler correctement certains paramètres de soudage et de connaître leur influence sur la soudabilité.

II.4 Les paramètres de soudage

Contrairement aux aciers, les alliages d'aluminium possèdent une capacité calorifique et une conductivité thermique très élevées. Ainsi, il est nécessaire d'adapter les paramètres de soudage et plus particulièrement l'énergie de soudage, le gaz de protection et le métal d'apport à chaque cas particulier.

L'énergie de soudage

Les paramètres les plus courants sont l'intensité I et la tension U de soudage, ainsi que la vitesse v d'exécution du cordon de soudure. Ces paramètres permettent de définir une énergie nominale par unité de longueur, E_n , par la formule suivante :

$$E_n = \frac{60}{1000} \frac{U \cdot I}{v} \left(\frac{KJ}{cm} \right)$$

Avec : U : tension de soudage (V) , I : Intensité de soudage (A), v : vitesse de soudage (cm/min).

Cependant cette énergie nominale n'est pas totalement transmise aux pièces à souder.

En effet, le soudage induit des pertes par rayonnement et par convection dans la colonne de gaz, ce qui a conduit à définir l'énergie dissipée dans un joint soudé bout à bout, E_d , comme étant :

$$E_d = E_n \cdot \eta$$

Où η est le coefficient de rendement (ou efficacité thermique) dépendant du type de procédé de soudage et des métaux à souder. Le tableau suivant donne les valeurs η des différents procédés de soudage.

Procédé	Facteur η
Soudage à l'arc sous flux	1,0
Soudage à l'arc avec électrode enrobée	0,8
Soudage MIG	0,8
Soudage MAG	0,8
Soudage à l'arc avec fil fourré	0,8
Soudage à l'arc sous protection de gaz actif avec fil fourré	0,8
Soudage à l'arc sous protection de gaz inerte avec fil fourré	0,8
Soudage à l'arc sous protection de gaz actif avec fil fourré de métal	0,8
Soudage à l'arc sous protection de gaz inerte avec fil fourré de métal	0,8
Soudage TIG	0,6
Soudage plasma	0,6

Tableau II. 1 les valeurs η des différents procédés de soudage

Pourtant cette énergie ne tient pas compte de la géométrie de l'assemblage à souder et plus particulièrement de la dissipation d'une partie de l'énergie nominale au travers de la matière. Afin de répondre à ce problème, il a été défini une énergie E_q équivalente par unité de longueur comme étant :

$$E_q = k \cdot E_d$$

où k étant un coefficient qui dépend de la géométrie du joint (Tableau II.2) .

La définition de ces énergies est utile. En effet, elles permettent de déterminer les paramètres de soudage et d'évaluer la soudabilité à partir d'essais.

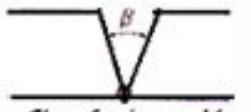
Forme de chanfrein	β	30°	45°	60°	75°	90°	105°	130°
 Chanfrein en Y	k	0,55	0,57	0,6	0,63	0,67	0,7	0,75
 Chanfrein en V	k	1,2	1,33	1,5	1,72	2	2,38	3
 Chanfrein en X	k	0,6	0,67	0,75	0,85	1	1,2	1,5

Tableau II. 2 coefficient k pour les géométries avec chanfrein

Les métaux d'apport

Le choix du métal d'apport est surtout fonction de la soudabilité, des propriétés mécaniques désirées ou de la résistance à la corrosion. En générale, on choisit pour souder les alliages d'aluminium des métaux d'apport à teneur élevée en silicium et à faible teneur en magnésium. Le silicium offre un bon pouvoir désoxydant en plus d'abaisser la température de fusion du métal d'apport, et la faible teneur en magnésium diminue également les risques de fissuration à chaud.

En effet, des études ont montrées que l'utilisation comme métal d'apport, l'alliage AlSi5 plutôt que l'alliage AlMg5 diminue le risque de fissuration dans les soudures de la série 6000 [14, 15], cela est dû à la fluidité importante des alliages AlSi5 que celle des alliages AlMg5. Ainsi, lorsque les joints de grain proches de la ligne de fusion fondent, l'alliage riche en silicium comble les vides intergranulaires, évitant ainsi, à la solidification, l'apparition de fissures. Ce phénomène s'appelle l'effet de mouillage.

Les gaz de protection

En général, l'argon est employé pour le soudage des alliages d'aluminium. Cependant de plus en plus d'entreprises utilisent des mélanges d'argon et d'hélium et même éventuellement de l'hélium pur.

L'hélium possède une haute conductivité thermique qui permet d'augmenter la conduction de la chaleur entre l'arc et le métal à souder. Il est recommandé que le bout de l'électrode soit à 3mm au-dessus de la pièce à assembler pour augmenter l'absorption de la chaleur et produire ainsi une source thermique intense avec une grande efficacité de fusion du métal.

Les mélanges les plus courants sont :

- l'argon avec 25 % d'hélium
- ou l'argon avec 30% d'hélium

L'hélium, en tant que gaz de protection, produit une soudure large et peu profonde. Par contre, l'argon tend à donner une relative profondeur et une soudure étroite mais il favorise l'apparition de porosités. Ainsi, en combinant les propriétés de ces gaz, il est possible d'optimiser les profils de pénétration et les largeurs des cordons de soudure.

Les résultats démontrent que les assemblages soudés sous la protection d'argon présentent une meilleure tenue en fatigue que les mêmes assemblages soudés sous la protection de l'azote. Les profils de dureté dans la soudure donnent un net avantage à l'emploi de l'azote par rapport à l'argon et au mélange argon+ 25 % N₂. Ceci est dû à la création d'inclusions du type nitrure d'aluminium. De même, le mélange argon et azote crée une zone plus dure que l'argon seul. Par contre, lorsque le gaz de protection est de l'azote pur ou un mélange contenant de l'azote, les courbes de fatigue présentent une durée de vie à 2.10⁶ cycles nettement inférieure à celle de l'assemblage soudé avec de l'argon pur. [18,19,20,21]

Le choix des paramètres de soudage n'a qu'un but : obtenir une soudure présentant un minimum de défauts et ainsi une haute résistance mécanique [16]. Afin d'obtenir ce niveau de résistance, les défauts doivent obéir à certains critères. L'ensemble de ces critères forme les normes de soudage des alliages d'aluminium.

II.5. Différentes parties d'un assemblage soudé

Quelle que soit le procédé de soudage par fusion, la structure d'une soudure typique d'un alliage est composée de 6 zones principales.

A-La zone fondue : (nommée ZF) Zone où l'état liquide a été atteint et dans laquelle a été élaboré du cycle de refroidissement.

On distingue, au sein de cette zone, des gradients de concentration de la partie la plus fondue vers la moins fondue. Il est donc possible d'examiner la composition d'une soudure ainsi que les variations de dureté.

B- La zone affectée thermique : (nommée ZAT) Zone se trouvant en bordure de la zone fondue sur une largeur plus ou moins large ayant été soumise à l'élévation de température sans être portée à la fusion. Le chauffage, la composition chimique et la vitesse de refroidissement de cette zone génèrent des modifications plus ou moins importantes de la structure métallurgique.

C- La zone de liaison : Cette zone, située à la frontière entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement, correspond à la surface sur laquelle la solidification du métal fondu a commencé.

D- Le métal de base : Au-delà de la zone affectée thermiquement, l'élévation de température est insuffisante pour engendrer une quelconque transformation structurale. Cette zone aussi dite non affectée thermiquement.

E- Zone de fusion partielle : (nommée ZFP) le cycle thermique de soudage s'opère dans cette zone à des températures comprises entre le liquidus et le solidus de de l'alliage.

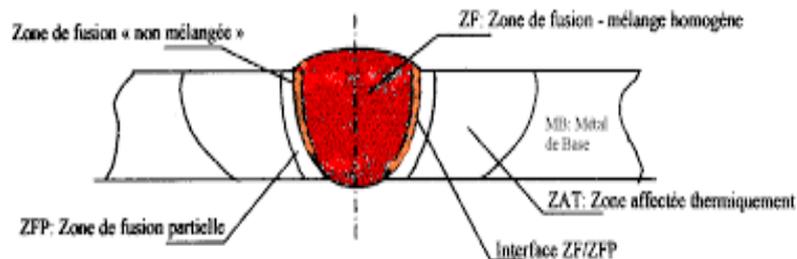


Figure II. 3 : Schématisation des parties sus-citées et leurs localisation

II.6. Soudabilité métallurgique des alliages d'aluminium

La notion de soudabilité des alliages d'aluminium n'est pas liée, comme sur les aciers au carbone, au problème de transformation de phase. Cette dernière, qui couplée avec l'hydrogène dissout et prend contact avec les contraintes mécaniques, peut conduire à une fragilité de la soudure.

Les alliages d'aluminium de série 2000 sont sensibles à l'énergie de soudage. Celle-ci doit être très réduite afin de minimiser la refusions de la phase intergranulaire (phénomène de brulure) et les défauts qui peuvent survenir par la suite lors du cycle thermique de chauffage-refroidissement

II.6.1 Défauts rencontrés lors du soudage de l'aluminium

Les défauts les plus rencontrés sont :

- Les fissures à chaud.
- Inclusions d'oxyde et film d'oxyde.
- Porosité (surtout avec de l'argon).
- Collages et manque de pénétration.
- Oxydation si mauvaise protection gazeuse, notamment à l'envers des soudures.

- Les fissures à chaud :

Lors du soudage TIG (Tungsten Inert Gas), les microségrégations et les chargements thermiques induits par le procédé peuvent conduire à l'apparition de fissurations :

- Dans le métal fondu ; elles dépendent alors de la nature du métal d'apport et des conditions d'exécution de la soudure.
- Dans le métal de base, dans la zone de liaison ; ces dernières sont généralement reliées à une plus faible soudabilité du métal.

La fissuration à chaud survient au moment de la solidification du bain de fusion. Elle est plus susceptible d'apparaître en présence d'impuretés dans le métal de base (comme le soufre ou le phosphore). les alliages d'aluminium sont sensibilité à la fissuration à chaud et est plus grande si le bain de fusion contient entre 0,5% et 1,5% de silicium et / ou entre 0,5% à 2,5% de magnésium.

- Porosité ou soufflures :

La porosité ou soufflures est un problème limité au métal fondu. Il provient du gaz dissous dans le métal fondu qui est piégé au fur et à mesure qu'il se solidifie, formant ainsi des bulles dans la soudure solidifiée (Figure II.4a). Elles sont généralement sphériques. Des soufflures débouchant sont appelées piqûres (Figure II.4b).

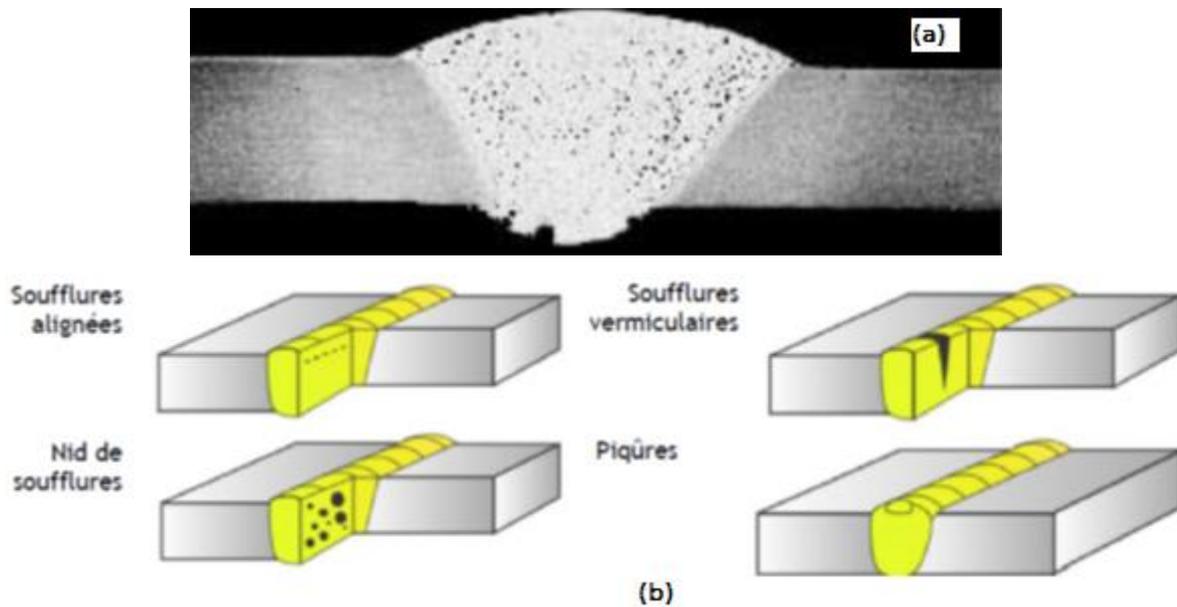


Figure II. 4 a) Porosité finement répartie dans une soudure TIG soudée t épaisseur 6 mm.[13]
b) les différentes formes de porosités

La porosité peut aller d'une micro-porosité extrêmement fine à des pores grossiers de 3 ou 4 mm de diamètre. La cause dans le cas de l'aluminium est l'hydrogène, qui a une solubilité élevée dans l'aluminium fondu mais une solubilité très faible dans le solide, comme illustré à la Figure. II.5 Ceci montre une diminution de la solubilité de l'ordre de 20 fois au fur et à mesure de la solidification, une chute de solubilité si prononcée qu'il est extrêmement difficile de réaliser une soudure sans porosité dans l'aluminium.

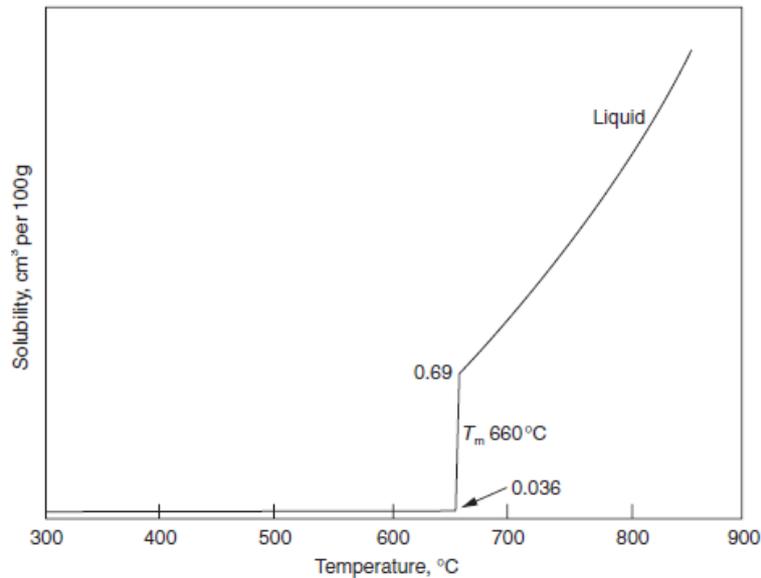


Figure II. 5 Solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium [13]

La porosité a tendance à être la plus faible dans les soudures autogènes. Lorsque le métal d'apport est utilisé, les niveaux de porosité ont tendance à augmenter en raison de la contamination du fil. Parmi les procédés de soudage par fusion conventionnels, le TIG a des niveaux de porosité inférieurs au MIG en raison de cette contamination par l'hydrogène du fil. L'augmentation du courant d'arc augmente la température du bain de fusion et augmente ainsi le taux d'absorption d'hydrogène dans le métal en fusion. Inversement, dans la position de soudage à plat, l'augmentation de l'apport de chaleur peut réduire la porosité lorsque le taux de dégagement de gaz de la soudure dépasse le taux d'absorption - ralentir la vitesse à laquelle la soudure solidifie permet à l'hydrogène de sortir de la soudure. Un effet similaire peut être obtenu en réduisant la vitesse de déplacement. L'augmentation de la tension et/ou de la longueur de l'arc augmente l'exposition du métal fondu à la contamination, et la porosité va augmenter ainsi. La composition de l'alliage peut également influencer sur la quantité de porosité en modifiant la solubilité de l'hydrogène, le magnésium a notamment un effet bénéfique. On pense que le magnésium augmente la solubilité et réduit l'absorption d'hydrogène jusqu'à deux fois à 6% Mg. Le cuivre et le silicium ont l'effet inverse. Une conclusion qui peut être tirée de ceci est que lorsque la porosité est rencontrée, l'utilisation d'un métal d'apport Al-Mg peut aider à réduire le problème. Cela suppose bien sûr qu'un tel métal d'apport est acceptable dans l'application spécifique.

Les sources d'hydrogène sont nombreuses et variées mais l'une des principales sources est les consommables de soudage. L'humidité est une partie intrinsèque du flux dans l'un des procédés sous flux tels que le soudage manuel à l'arc métallique (MMA) ou le soudage à l'arc submergé (SAW). Pendant le soudage, cette humidité se décompose dans l'arc pour donner de l'hydrogène, ce qui entraîne une grande porosité. C'est l'une des raisons pour lesquelles ces procédés ne sont pas largement utilisés pour souder l'aluminium.

Une autre source de contamination peut provenir des tuyaux de gaz eux-mêmes. De nombreux plastiques utilisés pour les tuyaux de gaz sont poreux. Il en résulte que l'humidité se condense à l'intérieur du tuyau et est entraînée dans le gaz de protection.

Une dernière source de porosité peut être l'hydrogène dissous dans l'aluminium. Bien que la solubilité de l'hydrogène soit faible dans la phase solide, elle peut être suffisante dans le métal de base pour poser un problème lors du soudage. Ceci est peu probable dans les produits corroyés mais peut se produire lors du soudage de pièces moulées ou de produits frittés. Pour cette raison, on précise une limite d'hydrogène, typiquement 2 ppm. Il est impossible d'éviter la porosité lorsque de l'hydrogène est présent dans le métal-de base

Pour prévenir les porosités, on doit s'assurer que la surface du métal de base est propre de même que l'équipement utilisé. Il est également important de bien protéger le bain de fusion. Une intensité de courant trop faible ainsi qu'une vitesse de soudage trop élevée peuvent aussi être responsables de la formation de soufflures.

Élimination du film d'oxyde pendant le soudage

Il est également nécessaire de disperser ce film lors du soudage si l'on veut éviter des défauts tels que le manque de fusion et le piégeage du film d'oxyde.

L'oxyde d'aluminium (Al_2O_3) est un oxyde très tenace et à formation rapide qui confère à l'aluminium son excellente résistance à la corrosion. L'oxyde d'aluminium a un point de fusion très élevé, $2060^\circ C$ par rapport au métal pur qui fond à $660^\circ C$. Les oxydes de la plupart des autres métaux fondent à des températures égales ou inférieures à celles de leurs métaux et pendant le soudage flotteront au-dessus du bain de fusion sous forme de laitier fondu. Le chauffage de l'aluminium à son point de fusion sans disperser le film d'oxyde se traduira par un bain d'aluminium fondu enfermée dans une peau d'oxyde, un peu comme un ballon en caoutchouc rempli d'eau. Cette peau doit être enlevée par des moyens appropriés.

Heureusement, dans le soudage à l'arc sous protection gazeuse, il existe un phénomène connu sous le nom de nettoyage cathodique qui peut être utilisé pour donner le résultat souhaité. Lorsque l'électrode est connectée au pôle positif de la source d'alimentation et qu'un courant continu passe, il y a un flux d'électrons de la pièce à l'électrode avec des ions se déplaçant dans la direction opposée et bombardant la surface de la pièce. Ce bombardement ionique brise et disperse le film d'oxyde et permet au métal fondu de s'écouler et de fusionner avec le métal de base. Le procédé de soudage MIG utilise uniquement un courant d'électrode CC positif - l'utilisation d'une électrode CC négative entraîne un arc instable, un transfert de métal erratique et une mauvaise qualité de soudure. L'élimination du film d'oxyde est donc une partie intrinsèque du procédé MIG.

Le soudage TIG, quant à lui, utilise classiquement le DCEN (courant continu, électrode négative) qui, s'il est utilisé sur de l'aluminium, peut entraîner une mauvaise qualité de soudure. Cependant, l'utilisation du DCEP (courant continu, électrode positive) entraîne une surchauffe de l'électrode en tungstène et provoque donc sa fusion. Le soudage TIG de l'aluminium est donc normalement effectué avec du courant alternatif.

Les inclusions :

Les inclusions désignent l'incorporation, dans le cordon de soudure, d'un composé étranger.

Il existe différents types d'inclusion :

- Inclusion solide (poussières),
- Inclusion de laitier,
- Inclusion de flux,
- Inclusion d'oxyde métallique,
- Inclusion métallique (électrode).

Chapitre III
Matériaux et procédures
Expérimentaux

III.1 Introduction

Dans ce chapitre nous présentons le matériau étudié, les paramètres et des conditions d'élaboration des soudures ainsi que les différentes techniques de caractérisation métallurgique et mécanique en se basant principalement sur les profils de micro dureté des soudures.

III.2 Le matériau et état de réception :

Le matériau utilisé dans le cadre de cette étude est un alliage d'aluminium de corroyage nuance 2024-T3, que nous avons reçu sous forme de tôles d'épaisseur 4 mm et 10 mm. L'état métallurgique T3, correspondant à l'état de réception de nos tôles, il correspond à une mise en solution, une trempe, un écrouissage contrôlé à un taux compris entre 1,5 et 3 %, suivi d'une maturation naturelle. Ce traitement, thermiquement est pratiqué après laminage. Il précède, le plus souvent, les traitements T6, les plus utilisés pour cet alliage par l'industrie aéronautique. L'alliage d'aluminium EN AW 2024 est donc un alliage d'aluminium de la série 2xxx à durcissement structural. Les éléments d'alliage principaux sont le cuivre et le magnésium. En général, les alliages de la série 2xxx sont caractérisés par une bonne tenue à chaud, une bonne usinabilité et des bonnes propriétés mécaniques à l'état revenu T6. Par contre, leur résistance à la corrosion est faible, principalement à cause du cuivre, élément noble par rapport à l'aluminium.

La composition chimique et les propriétés mécaniques de base sont données dans le tableau III.1

élément	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ti	Cr	autres	Al
%massique	3.8- 4.9	1.2- 1.8	0.30- 0.90	0.5	0.5	0.25	0.15	0.10	0.15	Bal

Tableau III. 1 composition chimique de l'alliage 2024

La composition standard de l'alliage 2024, telle que rapportée dans la norme EN 5731,[22] représenté dans le tableau III.1. Le principal élément d'alliage est le cuivre qui permet la formation de précipités et le durcissement structural du matériau.

III.3 Réalisation des soudures

L'étude a nécessité la réalisation de plusieurs soudures avec des paramètres de soudage différents dans le but d'évaluer leur influence sur les caractéristiques des soudures en alliage 2024-T3. Ces paramètres sont :

- Paramètre géométrique : l'effet de l'épaisseur
- Paramètres liés au procédé : intensité de courant I, nature du métal d'apport

Les soudures sont élaborées bout-à-bout avec le procédé TIG déjà décrit dans le chapitre II. Le poste à souder utilisé dans ce travail est montré sur la figure III.1. Toute la procédure de soudage a été réalisée au niveau des ateliers de soudage de la société GTP-Reghaia.



Figure III. 1 Poste de soudage TIG marque Miller Dynasty 700 et la bouteille de gaz utilisé (argon)

Avant soudage, les bords des tôles destinés à être soudé, ont subi une préparation en V d'environ 30° (Figure III.2) puis nettoyés et bridés pour éviter des déformations inopportunes.

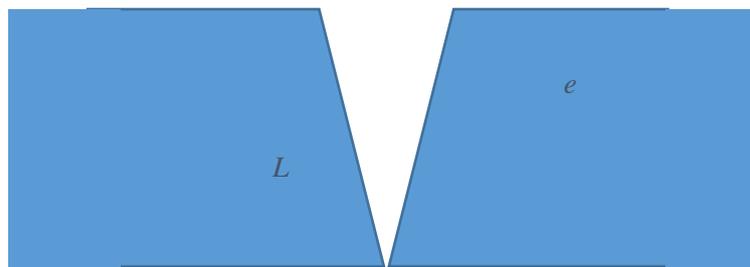


Figure III. 2 Schéma du chanfrein V

Les cordons de soudures pour les deux tôles (de 4 et 10 mm d'épaisseur), ont été réalisés en deux passes sous protection d'un gaz -Argon (Figure.III.1-b). Les conditions de soudage sont données dans le tableau III.1 et 2.

Epaisseur de l'échantillon (mm)	courant utilisé (V)	Intensité (A)	Métal d'apport	Diamètre de métal d'apport (mm)
4	15-20	145	F _A 5183	2
4	15-20	145	F _A 5356	2
10	15-20	145	F _A 5356	2
10	18-22	175	F _A 5356	2

Tableau III. 2 Les paramètres de soudage TIG

Métal d'apport	Al	Mg	Mn
F _A 5183	94.8%	4.5%	0.7%
F _A 5356	95%	5%	0%

Tableau III. 3 La composition des métaux d'apport

III.4 Méthodes de caractérisation

III.4.1 Caractérisation métallurgique

Dans tout travail métallurgique se basant sur une observation microscopique, il est très important de bien préparer les échantillons afin d'aboutir aux meilleurs résultats possibles. Les échantillons doivent passer par des opérations connues et bien déterminées. Pour cela nous avons adopté diverses étapes :

III.4.1.1 Découpage des échantillons :

Plusieurs échantillons de dimension 20×10mm×e (4, 10mm) ont été découpés des éprouvettes soudées dans le sens transversal aux cordons de soudure comme schématisé dans la figure suivante.

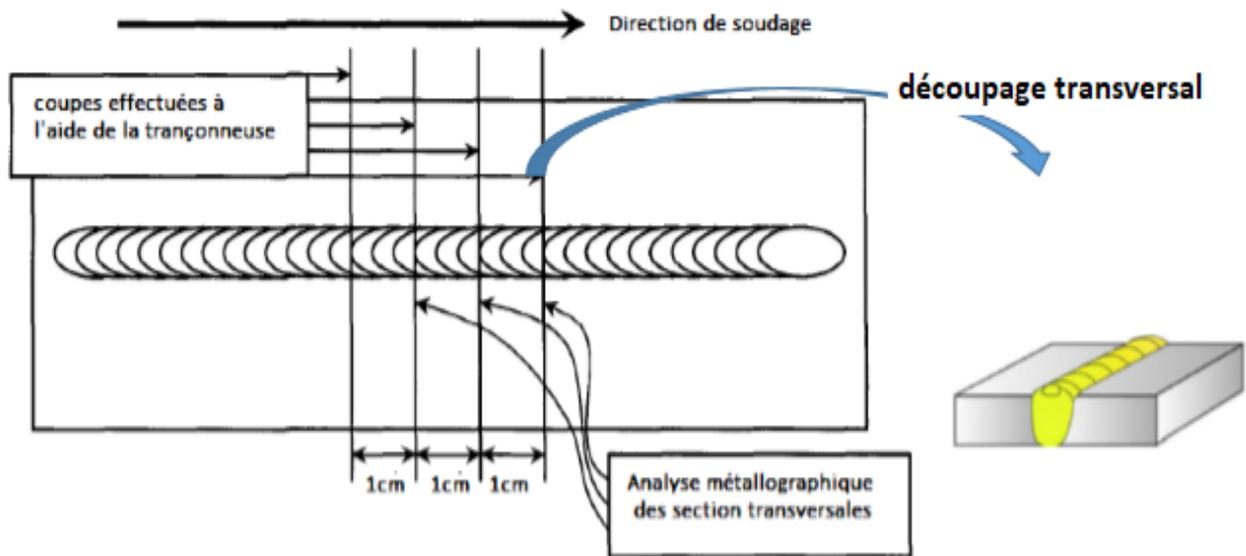


Figure III. 3 Schéma de découpage des échantillons de soudure

III.4.1.2 Polissage

Le polissage a pour but principal l'obtention d'une surface plane et la qualité de surface miroir. Cette opération s'effectue en deux étapes :

- **Enrobage** : avant le polissage tous les échantillons ont été enrobés avec une résine thermodurcissable dans une presse d'enrobage à chaud (figure III.4). sous une pression de 290 bar, température de chauffage de 180°C appliquée pendant 2 min.



Figure III. 4 Enrobeuse à chaud Buehler Simplemet 3000

- **le pré-polissage :**

Les échantillons ont subi un polissage mécanique avec une polisseuse cette étape permet d'obtenir une surface très lisse (la plus lisse possible et sans rayure).

Un polissage grossier à l'aide des disques de papiers abrasifs en carbure de silicium SiC. Ce polissage se fait selon une granulométrie décroissante des grains de SiC qui varie de 400P à 2000P.

- **Polissage de finition :**

Après l'opération de polissage, nous avons procédé au polissage de finition. Cette opération permet d'améliorer d'avantage l'état de surface en utilisant des feutres imbibés de suspensions d'alumine diluée dans l'eau. la granulométrie de la poudre est 0.05μ . La figure III.4 représente la plisseuse utilisé pour la finition.

- **Attaque chimique**

Après le polissage, les échantillons ont subi une attaque chimique avec un produit (**kiler**). L'attaque est menée durant une trentaine de secondes. Cette attaque permet de révéler la microstructure de la zone fondue et de souligner la zone de transition.

La composition de cette solution est la suivante :

- 190 ml eau
- 5 ml acide nitrique
- 3ml acide hydrochlorique
- 2 ml acide hydrofluorique

Les conditions : 10-30s immersion

III.4.1.3 Observation à la microscopie optique

Les surfaces préparées sont ensuite observées au microscope optique (MO). La figure III.5 montre le microscope utilisé de marque AMscope .



Figure III. 5 microscope optique marque AMscope , LTMS Dept. mécanique

III.5 Mesure des microduretés :

Les essais de microdureté sont réalisés avec un microduromètre Vickers de marque INOVATEST Falcon 400 (Figure.III.6), sous une charge de 10gf appliquée pendant 10s. Les profils de microdureté sont effectués sur des coupes transversales des soudures comme indiqué sur la figure III.6



Figure III. 6 microduromètre INOVATEST Falcon 400

Les profils de microdureté sont effectués sur des coupes transversales des soudures comme indiqué sur la figure III.7.



Figure III. 7 Schématisation du profil de microdureté

CHAPITRE IV
Résultats
Et discussion

IV.1 introduction

Ce chapitre comprend la présentation, l'interprétation, la discussion des résultats obtenus dans le cadre de ce travail.

VI.2 L'aspect macrographique des soudures

Les figures IV.1 représentent les différents cordons de soudures réalisés avec différents paramètres de soudage. En générale, toutes les soudures 1,2,3,4, montrent un bel aspect visuel des cordons avec un effondrement en fin de parcours sur certains cordons.

On observe également des stries de solidification de formes elliptiques ; ce qui exprime un mouvement rectiligne du déplacement de la torche avec une faible vitesse de soudage.

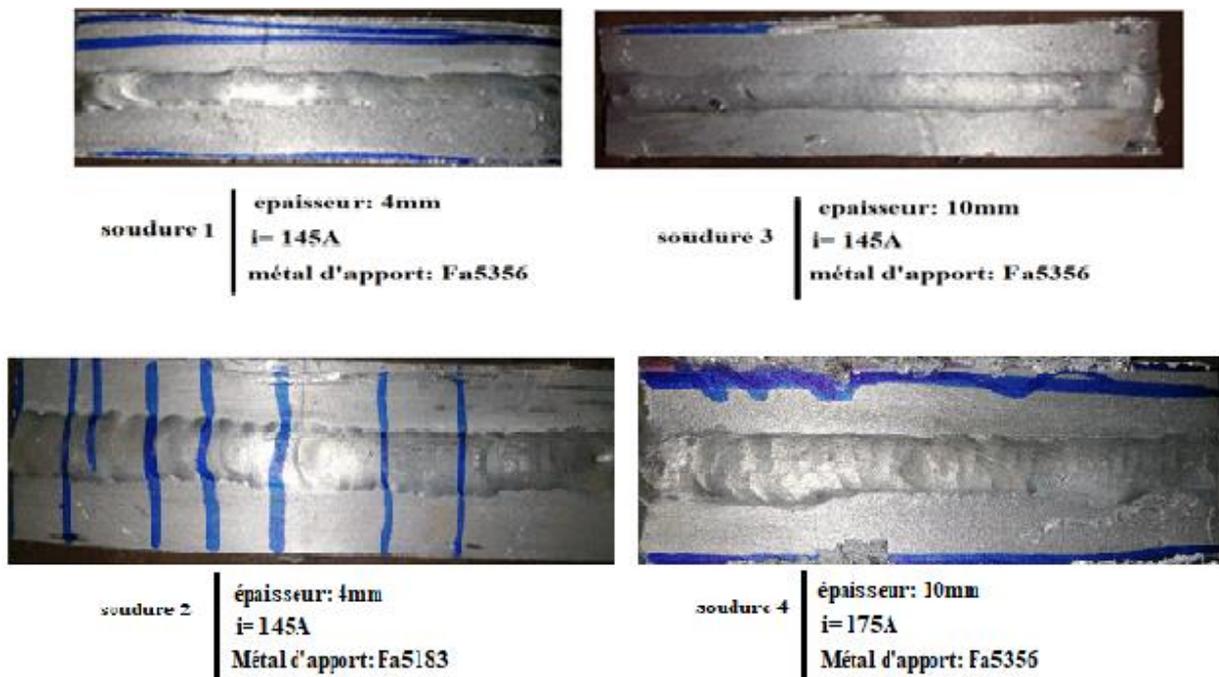
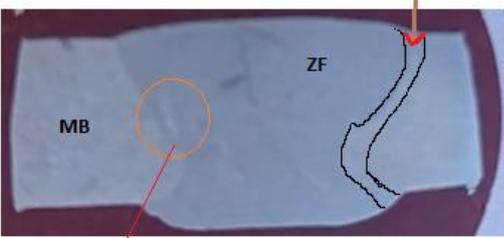
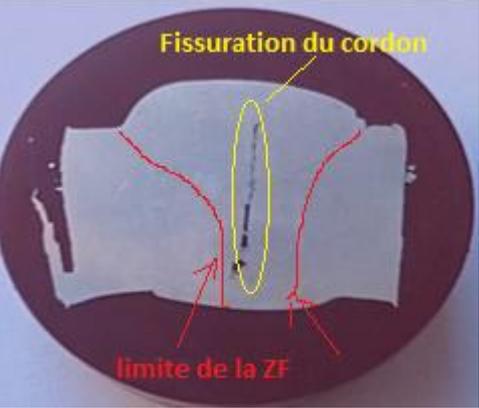


Figure IV. 1 Aspect des cordons de soudures 2024-T3

Les macrographies des coupes transversales de ces cordons sont présentées sur (la figure IV.2) ci-après. D'abord sur ces macrographies on distingue parfaitement les différentes régions de soudure (MB, la ZAT et la zone fondue ZF) à cause des hétérogénéités thermiques atteints au cours du soudage dans chaque région.

Les macrographies des coupes transversales des soudures 1,2,3,4 (Tableau IV.1) montrent par contre des défauts internes : fissures, manque de fusion, manque de pénétration.

La macrographie de la soudure 3, montre une fissure interne non débouchant dans la zone fondue et par contre, on observe des fissures débouchant sur les macros des soudures 2 et 4. En outre toutes ses fissures se déclarent de la racine du cordon et suivent la direction de solidification, c'est-à-dire qu'elles sont perpendiculaires aux fronts de solidification. En effet, puisque les fissures se propagent à une température près du solidus (à une température où les grains sont déjà formés), ces dernières suivent la direction du refroidissement. Ces fissures survient au moment de la solidification du bain de fusion. Il s'agit principalement de de la fissuration à chaud. Elle est plus susceptible d'apparaître en présence d'impuretés dans le métal de base (comme le soufre ou le phosphore). Dans alliages d'aluminium sont sensibilité à la dans le bain de fusion contient entre 0,5% et 1,5% de silicium et / ou entre 0,5% à 2,5% de magnésium. Effectivement, les métaux d'apport avec lesquels on soudé sont riche en magnésium (4 à 5% en poids).

échantillon	Paramètres de soudage
 <p>manque de fusion</p> <p style="text-align: right;">Soudure 1</p>	<p>Courant : I=145A Métal d'apport : Fa5183 Epaisseur : 4mm</p>
 <p>manque de pénétration et fissuration du cordon</p> <p style="text-align: right;">Soudure 2</p>	<p>Courant : I= 145A Métal d'apport : Fa5356 Epaisseur : 4mm</p>
 <p>Fissuration du cordon</p> <p>limite de la ZF</p> <p style="text-align: right;">soudure 3</p>	<p>Courant : 145A Métal d'apport : Fa5356 Epaisseur : 10mm</p>

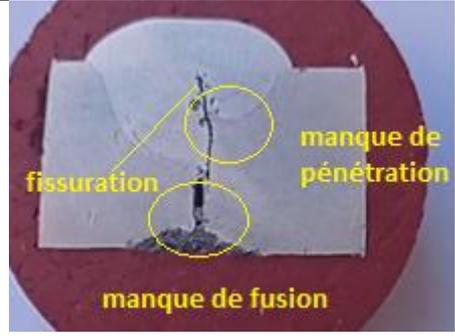
 <p>La macrographie d'une soudure 4 est présentée dans un cadre rouge. Trois défauts sont soulignés par des cercles jaunes et étiquetés : 'fissuration' (à gauche), 'manque de pénétration' (à droite) et 'manque de fusion' (en bas). Le fond de la soudure est gris et se détache sur un support blanc.</p>	soudure 4	<p>Courant : I=175A Métal d'apport : Fa5356 Epaisseur : 10mm</p>
--	------------------	--

Tableau IV. 1 Macrographies des soudures

VI.3 Microstructure des soudures

L'observation microscopique de nos échantillons soudés avec les différents paramètres permet d'expliquer l'hétérogénéité thermique des différentes zones existantes (ZF, ZL, ZAT, MB).

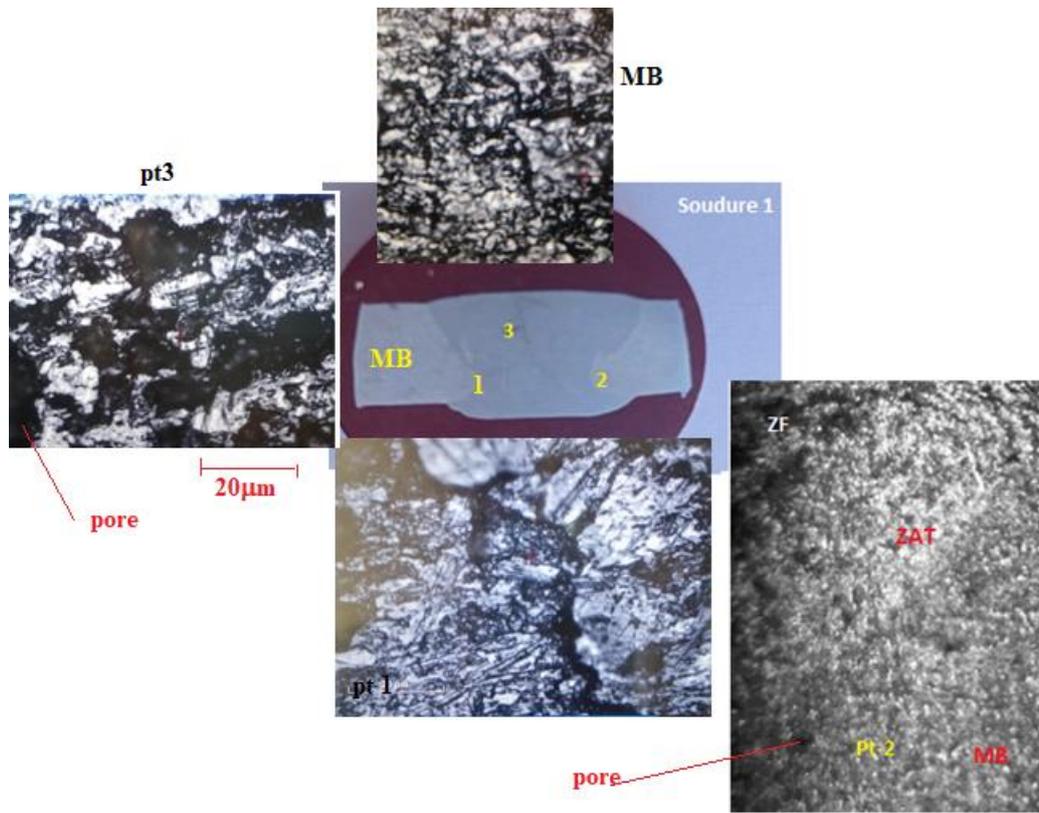
Tout d'abord le métal de base formé de grains allongés caractéristiques du laminage. Ensuite vient la zone affectée thermiquement (ZAT) puis une zone qualifiée de zone de liaison qui est constituée de grains dendritiques colonnaires. Cette zone de liaison est une interface entre la ZAT et la zone fondue dans laquelle on retrouve des grains dendritiques équiaxes. Cette structure est très bien montrée dans le cas de la soudure 1 (point1).

Les structures obtenues dans la ZF sont le produit d'une solidification de l'état liquide vers un état solide, On peut voir que la zone de fusion (de toutes soudures 1-4) présente un aspect dendritique très marqué avec une structure équiaxe au centre de la zone fondue comme est présentée sur la figure IV.2 (a-d).

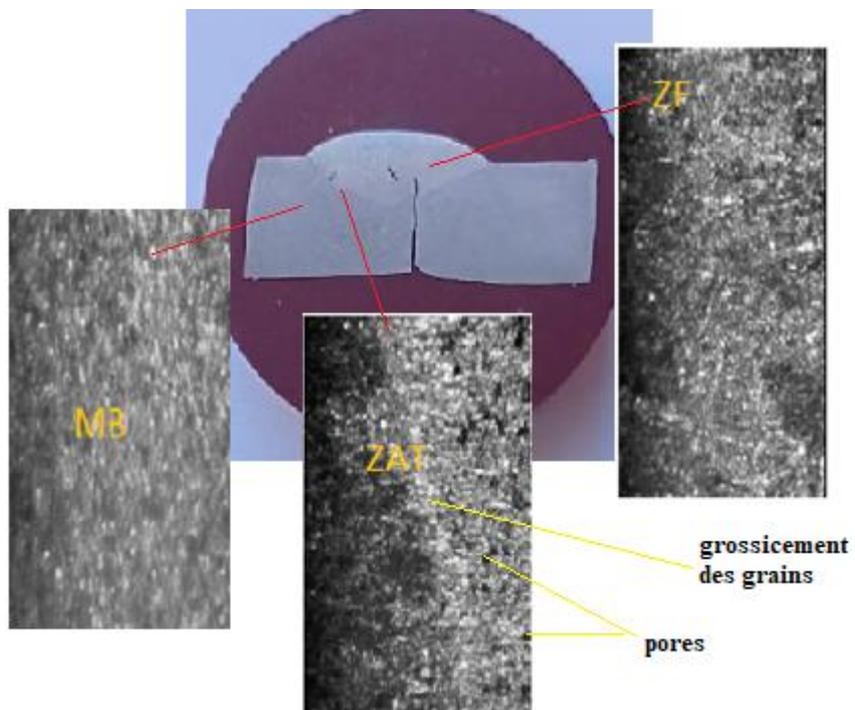
Dans toutes les soudures on a observé la présence des micro-pores dans la zone fondue mais avec une densité assez importante dans la zone fondue des soudures 2 obtenue avec un métal d'apport contenant le Mn (Fa5183). Ces porosités peuvent provenir de divers facteurs :

- Du gaz dissous dans le métal fondu qui est piégé au fur et à mesure qu'il se solidifie, formant ainsi des bulles dans la soudure solidifiée.

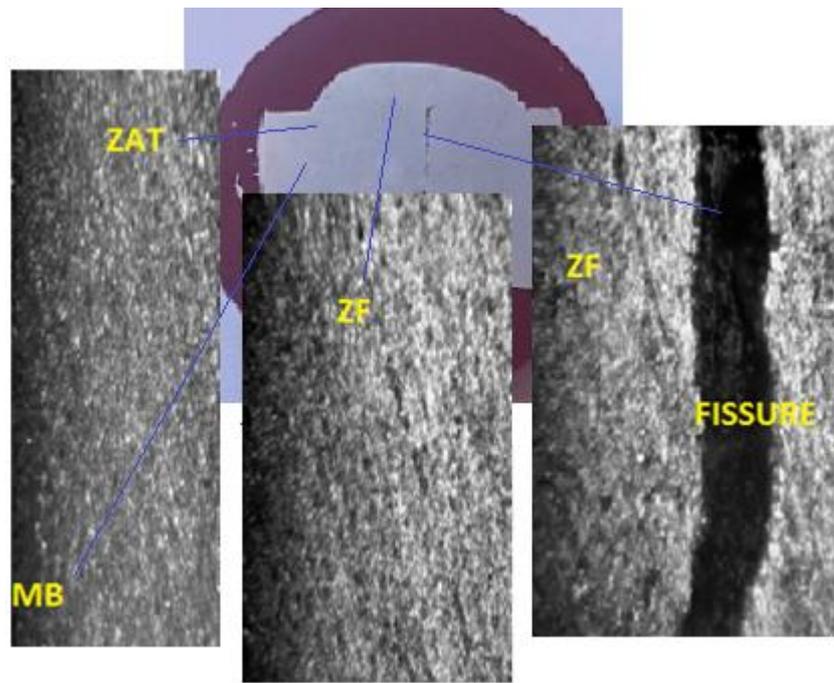
De la composition chimique du métal de base et du métal d'apport qui augmente la solubilité de l'hydrogène du métal fondu. Le Si, le Cu et le Mn sont des éléments qui augmentent la solubilité de l'hydrogène dans le métal fondu.



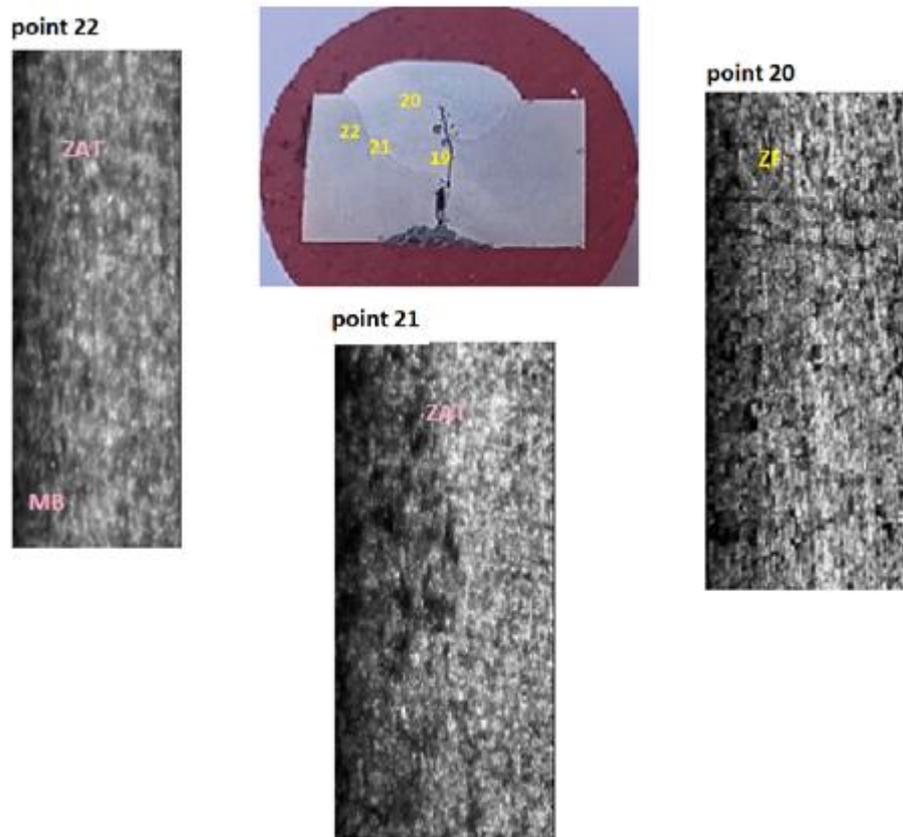
(a)



(b)



(C)



(d)

Figure IV. 2 (a,b,c,d) Microstructure des soudure 1,2,3,4

IV.4 Profils de micro-dureté :

Les profils de micro-dureté mesurés pour les soudures 1, 2, 3,4 sont illustrés à la figure IV.3-6. On remarque que les changements structuraux influencent les valeurs de micro-dureté. On note une faible micro-dureté dans la zone fondu de la soudure 4 (89.66 HV), suivie d'une valeur assez faible pour la soudure 3 (≈ 91.87 HV) (Tableau IV.2). Pour la zone de liaison caractérisée par un gros grain allongé, on note une chute dans la valeur de micro-dureté pour la soudure 3. Par contre une augmentation rapide dans la zone affectée thermiquement avec une valeur importante obtenue pour la soudure 2. (258.63 HV).

Le métal de base quat à lui présente une dureté moyenne de 200HV (qui est le maximum pour le pic de revenu vieilli dans cet alliage2024-T3).

HV10		ZF	ZL	ZAT
Soudure 1	HV	141.23	246.32	169.01
	largeur (mm)	3.9 (1/2 largeur)	0.3	0.57
Soudure 2	HV	185.29	198.84	258.63
	largeur (mm)	2.2 (1/2 largeur)	0.4	1.2
Soudure 3	HV	91.87	172.20	171.67
	Largeur (mm)	1.7 (1/2 largeur)	0.7	0.97
Soudure 4	HV	89.66	222.67	163.23
	Largeur (mm)	0.7 (1/2 largeur)	0.7	1.7

Tableau IV. 2 Valeur moyenne de micro dureté des différentes régions de la soudure

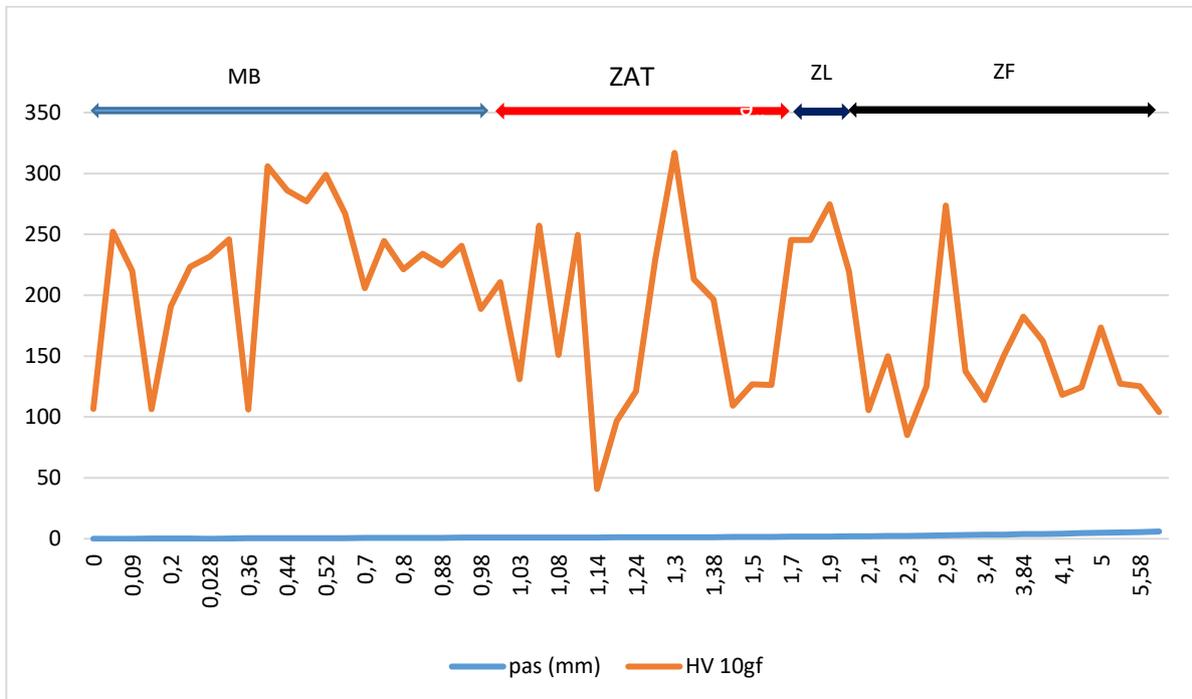
En générale, le durcissement remarqué de la ZAT, est dû au fait que cette zone subi un revenu engendré par les cycles thermiques successifs des deux passes de soudage.

On remarque aussi que les paramètres de soudage (effet de l'épaisseur et l'effet du métal d'apport et de l'énergie de soudage) jouent un rôle important, d'une part, sur la structure métallurgique des joints soudés et d'autre part sur les étendues des différentes zones (ZF, ZAT, ZL). Pour les soudures 3 et 4 on a la conjugaison de deux effets : effet de l'énergie de soudage (145A, 175A) et l'effet de l'épaisseur qui influence sur la vitesse de refroidissement et par conséquent sur les transformations métallurgiques. Par contre dans les soudures 1 et 2 obtenues avec les mêmes paramètres de soudage montrent que la composition chimique du métal d'apport influence particulièrement l'étendue de la ZAT (elle augmente en moyenne d'une valeur de 0.57mm à une valeur de 1.2 mm de largeur).

- **Profile soudure 1**

Pas (mm)	HV 10gf	Pas (mm)	HV 10gf
0	122,62	3,7	165,31
0,08	185,45	3,8	218,2
0,2	173,23	3,9	233,35
0,3	169,73	4	230,95
0,34	208,38	4,12	250,31
0,49	213,2	4,2	202,75
0,55	211,6	4,4	235,33
0,73	164,59	4,5	283,31
0,8	194,69	5	107,56
0,9	207,93	5,36	110,6
1,2	206,24	5,39	77,93
1,5	145,42	5,46	107,71
1,8	141,31	5,56	185,56
1,9	221,38	5,66	180,32
2,2	213,7	5,73	136,68
2,4	105,43	5,76	114,84
2,6	218,69	5,81	229,07
2,8	266,42	5,83	191,59
3,0	247,01	6,02	233,72
3,2	264,2		
3,4	133,77		
3,6	216,77		

(a)



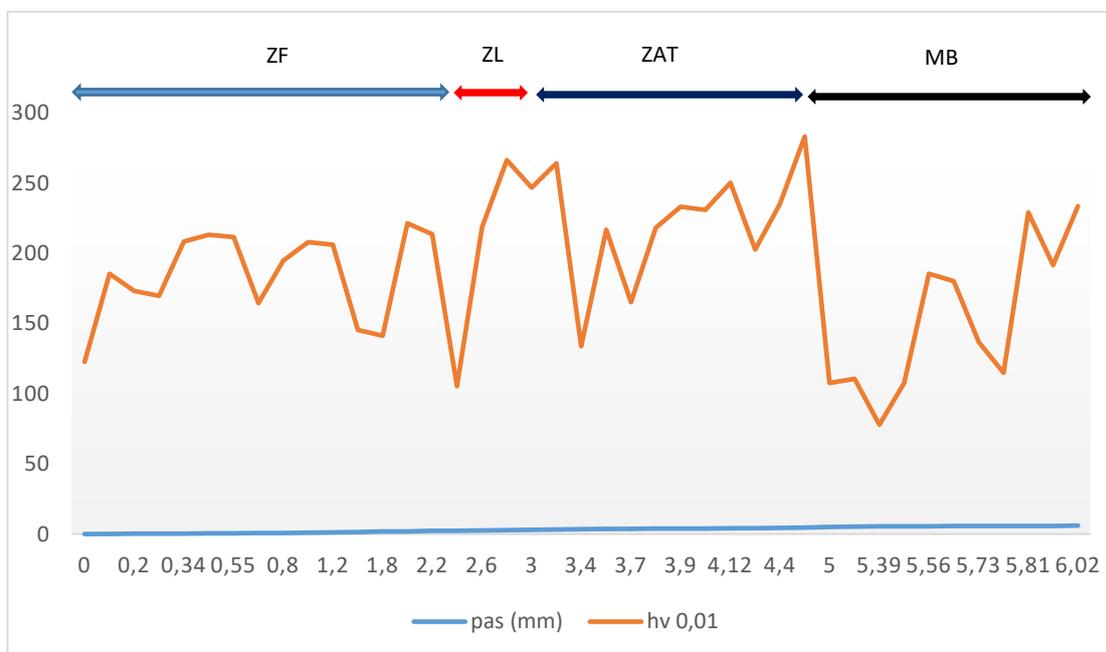
(b)

Figure IV. 3 (a,b) Mesure de profils de microdureté (soudure 1)

- soudure 2

Pas (mm)	HV 10gf	Pas (mm)	HV 10gf
0	122,62	3,4	133,77
0,08	185,45	3,6	216,77
0,2	173,23	3,7	165,31
0,3	169,73	3,8	218,2
0,34	208,38	3,9	233,35
0,49	213,2	4	230,95
0,55	211,6	4,12	250,31
0,73	164,59	4,2	202,75
0,8	194,69	4,4	235,33
0,9	207,93	4,5	283,31
1,2	206,24	5	107,56
1,5	145,42	5,36	110,6
1,8	141,31	5,39	77,93
1,9	221,38	5,46	107,71
2,2	213,7	5,56	185,56
2,4	105,43	5,66	180,32
2,6	218,69	5,73	136,68
2,8	266,42	5,76	114,84
3	247,01	5,81	229,07
3,2	264,2	5,83	191,59
		6,02	233,72

(a)



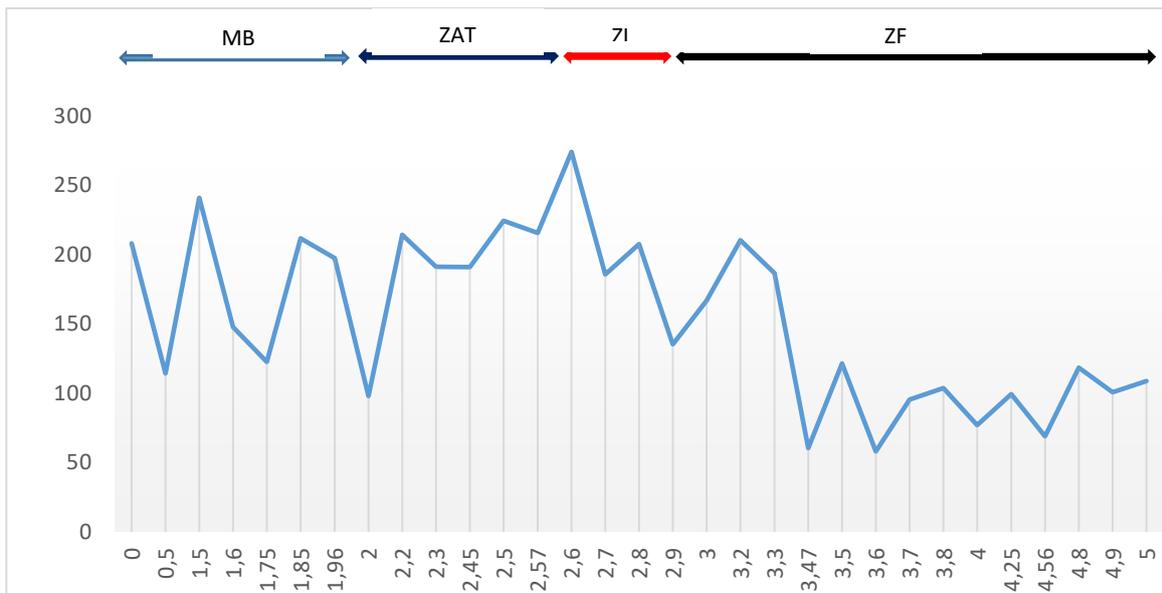
(b)

Figure IV. 4 (a,b) mesure de profile de microdureté (soudure 2)

- soudure 3

Pas (mm)	Hv 10gf	Pas (mm)	Hv 10gf
0	207,98	2,9	135,02
0,5	114,08	3	166,7
1,5	240,76	3,2	210,2
1,6	147,6	3,3	186,59
1,75	122,37	3,47	60,26
1,85	211,7	3,5	121,26
1,96	197,36	3,6	57,87
2	97,71	3,7	95,21
2,2	214,08	3,8	103,65
2,3	191,15	4	76,94
2,45	190,78	4,25	99,18
2,5	224,27	4,56	68,74
2,57	215,45	4,8	118,24
2,6	273,99	4,9	100,57
2,7	185,5	5	108,71
2,8	207,38		

(a)



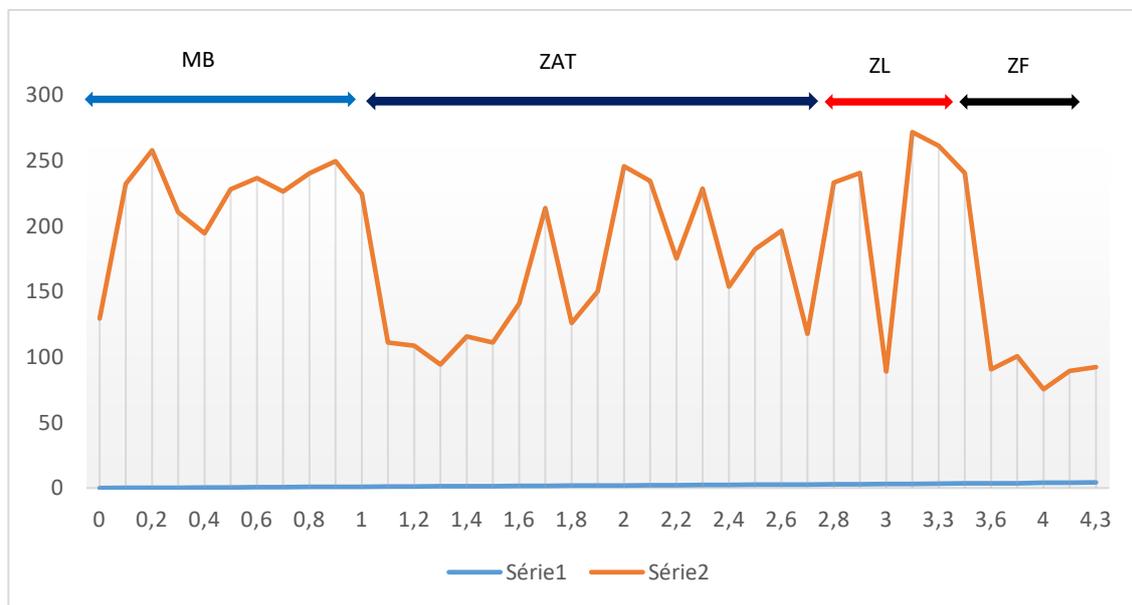
(b)

Figure IV. 5 (a,b) mesure de profile de microdureté (soudure 3)

- soudure 4

Pas (mm)	HV 10gf	Pas (mm)	HV 10gf
0	129,35	2	245,59
0,1	232,33	2,1	234,43
0,2	257,77	2,2	175,29
0,3	210,51	2,3	228,59
0,4	194,55	2,4	153,76
0,5	228,01	2,5	182,18
0,6	236,74	2,6	196,39
0,7	226,5	2,7	117,56
0,8	240,34	2,8	233,2
0,9	249,55	2,9	240,44
1	224,56	3	88,94
1,1	111,1	3,2	271,79
1,2	108,54	3,3	261,2
1,3	94,22	3,5	240,46
1,4	115,72	3,6	90,58
1,5	111,08	3,7	100,53
1,6	140,78	4	75,43
1,7	213,66	4,2	89,41
1,8	125,99	4,3	92,39

(a)



(b)

Figure IV. 6 (a,b) mesure de profile de microdureté (soudure 4)

Conclusion

Conclusion

Dans le cadre de cette étude, nous nous sommes intéressés à la soudabilité (opératoire et locale) par procédé TIG conventionnel des alliages d'aluminium série 2XXX, particulièrement la nuance 2024-T3 vu l'intérêt que revêt cette nuance dans diverses applications industrielles notamment dans le transport.

L'alliage A2024-T3 étant un alliage à durcissement structural, ses propriétés mécaniques sont étroitement liées à son état de précipitation. Ce dernier étant dépendant de l'historique thermique de soudage et les conditions de soudage à savoir l'énergie de soudage, la vitesse de refroidissement, la composition chimique des métaux d'apport.

Pour entamer cette étude, d'abord nous avons effectué une étude bibliographique sur le comportement mécanique et microstructural des alliages d'aluminium essentiellement 2024 à l'issue des traitements thermiques qu'ils puissent subir. Cette première partie de l'étude bibliographique a montré qu'il est nécessaire de connaître l'évolution microstructurale d'une manière intégrée tout au long du processus d'élaboration puisque leurs propriétés mécaniques sont parties liées à l'état métallurgique finale de l'alliage.

Par la suite nous nous sommes axés sur la soudabilité de cette nuance d'alliage qui est 2024 via les procédés à l'arc électrique. À l'issue de cela, on conclut que ces alliages sont dans l'ensemble difficilement soudable par procédé TIG conventionnel car d'une part, ils sont sujets aux criques lors de la solidification de la soudure et d'autre part, leurs caractéristiques mécaniques après le soudage sont fortement diminuées.

L'objectif global de notre étude est de contribuer à l'évaluation de la soudabilité TIG de l'alliage 2024-T3, en prenant en considération plusieurs facteurs :

- L'effet de la vitesse de refroidissement : en considérant deux assemblages différents 2 mm et 10mm d'épaisseur
- L'effet de l'apport d'énergie : en faisant varier l'intensité de soudage
- L'effet des éléments d'alliage dans le bain de fusion : en considérant deux métaux d'apport de différentes compositions chimiques (AlMg et AlMgMn)

Les conclusions suivantes sont basées sur les résultats observés :

- La rapidité du cycle thermique (effet d'épaisseur et d'énergie) procure une zone affectée thermiquement (ZAT) plus étroite, cependant elle génère plus de porosités
- Le soudage par un métal d'apport ne contenant pas de manganèse (Mn) est plus adapté car il diminue le risque de fissuration et taux de porosités.

Conclusion

- En générale, les paramètres et les conditions de soudage influencent également la microdureté des différentes zones de soudage. En effet, un durcissement important est enregistré pour la soudure 1 et 2, ceci est dû à la vitesse de refroidissement rapide (dans la tôle fine) et aussi aux des cycles thermiques de revenu successifs engendrés par les différentes passes de soudage.

Les recommandations

Suite aux résultats obtenus dans ce mémoire, les recommandations suivantes peuvent être faites :

1. L'étude des éléments modifiant la sensibilité à la fissuration des soudures en alliages d'aluminium 2024 pourrait être plus approfondie.
2. Une étude comparative entre la soudabilité par procédé TIG et MIG des alliages 2024-T3 peut être envisagé
3. Etablir une étude approfondie sur le comportement mécanique.
4. Mesure des profils de microdurté de l'alliage d'aluminium 2024-T3.

Références

Références

- [1] Michel. 2008. *Matériaux Métalliques - 2ème Édition*. Edited by Dunod.
G. Sha, R.K.W. Marceau, X. Gao, B.C. Muddle and S.P. Ringer, Nanostructure of aluminium alloy 2024: Segregation, clustering and precipitation processes, *Acta Materialia* 59, 1659–1670 (2011).
- [2] S. P. Ringer, T. Sakurai and I. J. Polmear, On the origins of hardening in Al–Cu–Mg–(Ag) alloys, *Acta Materialia*, 45:3731–3744 (1997)
- [3] S.P. Ringer, K. Hono, T. Sakurai and I. J. Polmear, Cluster hardening in Al–Cu–Mg alloys, *Scripta Materialia*, 36:517–521 (1997).
- [4] R.W.K. Marceau, G. Sha, R.N. Lumley, S.P. Ringer, Evolution of solute clustering in Al-Cu-Mg alloys during secondary ageing, *Acta Materialia*, 58, 1795 (2010).
- [5] R. Develay, Propriétés de l'aluminium et de ses alliages, *Techniques de l'ingénieur COR 325*, 1-21 (1992).
- [6] : Dubost B. et Sainfort P., "Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium", *Techniques de l'Ingénieur M 240*, (1991).
- [7] K. Raviprasad, C.R. Hutchinson, T. Sakurai, S.P. Ringer, The Effect of Trace Additions of Ag and Si on the Precipitation Processes in Al-Cu-Mg Alloys, *Acta Materialia*, 51, 5037–5050 (2003).
- [8] Zhang.W, Frankel.G.S, Transitions between pitting and intergranular corrosion in AA2024, *Electrochimica Acta* 48, (2003), 1193-1210.
- [9] Nicoleta Radutoiu , 'Influence des traitement thermiques sur le comportement en corrosion à l'échelle locale de l'alliage d'aluminium EN AW 2024' thèse de doctorat , en science et génie des matériaux, INP Toulouse , 2013
- [10] Roger Lumley *Fundamentals of aluminium metallurgy, Production, processing and applications*, Woodhead Publishing, UK, 2011
- [11] BOUCHER C. *L'aluminium et ses alliages – soudabilité, métallurgie du soudage*, Publications du soudage et de ses applications ; Institut de soudure, Paris, 2000, 204 p. ISBN 2-85701-340-X.
- [12] A. Michel, « Pièces mécaniques soudées - rappels et définitions », *Techniques de l'Ingénieur*, vol. BM, no. 5185, 2006. – Cité pages 33, 34, 44 et 45.
- [13] -Gene Mathers, *The welding of aluminium and its alloys*, (2002) Woodhead Publishing Ltd Cambridge
- [14] - R.GITTER, J. MAIER, W. MÜLLER, Formation and effect of grain boundary opening in AlMgSi alloys caused by welding-physical fundamentals and basic considerations leading to the creation of a quantitative and qualitative experimental programme, *INTERNATIONAL CONFERENCE ON ALUMINIUM WELDMENTS*, 27 to 29 April, 1992, MUNICH
- [15] - G. BORRST, H. LINDEN, First results of a test programme for the formation and effects of grain boundary openings on the welding of medium strength AlMgSi alloys. Effects of the

Références

welding practice, INTERNATIONAL CONFERENCE ON ALUMINIUM WELDMENTS, 27 to 29 April, 1992, MUNICH

[16] - U. GRAF, D. KOSTEAS, Crack propagation and residual stresses in aluminium weldments, INTERNATIONAL CONFERENCE ON ALUMINIUM WELDMENTS, 27 to 29 April, 1992, MUNICH

[17 - D. ALBERT, B. FOUGERAS, A. MICHEL, Soudage à l'arc des alliages d'aluminium, SOUDAGE ET TECHNIQUES CONNEXES, Mars-Avril, 1992, pp23-35

[18] - M. KA TOH, H.W. KERR, Investigation of heat-affected zone cracking of GTA welds of Al-Mg-Si alloys using the VARESTRAINT test, WELDING RESEARCH SUPPLEMENT, Decembre, 1987, pp360s-368s

[19] - P. KONSTANTINOS, U. GRAF, D. KOSTEAS, Fatigue behaviour of welded aluminium components, WELDING AND CUTTING, W3, 1988, pp40-41

[20] - S. KOU, Welding metallurgy and weldability of high strength aluminum alloys, WRC BULLETIN, VOL. 320, 1986, ppl-20 .

[21] - S. KOU, Y. LE, Welding parameters and the grain structure of weld metal-a thermodynamic consideration, METALLURGICAL TRANSACTION A, VOL. 19A, W4, 1988, pp1075-1082

[22] <https://www.techniques-ingenieur.fr>.

[23] C. Lepage, « Effet des éléments alliés et des traitements thermiques sur la microstructure et les propriétés de traction des alliages aluminium-silicium 413.0 », Mémoire de maîtrise en ingénierie, UQAC, août 2003.

[24] Boag.A, Hughes.A.E, Wilson.N.C, Torpy.A, MacRae.C.M, Glenn.A.M, Muster.T.H, How complex is the microstructure of AA2024-T3?, Corrosion Science 51, (2009), 1565-1568.

[25] Emilie Bousquet Durabilité des assemblages soudés par friction Stir Welding (FSW) Corrélation entre microstructure et sensibilité à la corrosion », thèse de Doctorat, *Université Bordeaux 1, 2011*