



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



UNIVERSITE SAAD DAHLEB DE BLIDA 1  
FACULTE DE TECHNOLOGIE  
DEPARTEMENT DE MECANIQUE

Projet fin d'étude pour l'obtention du diplôme Master en génie  
mécanique spécialité ingénierie des matériaux et des surfaces

Intitulé : Réparation de culasses corrodées à base d'aluminium en  
utilisant les différents procédés de soudage

Par :

NAIT HAMOUD Adlène

OUNNOUGHI Zakaria

Promoteur :

Dr. HADJI Youcef

Année universitaire 2022/2023

# Sommaire

RESUME .....	7
INTRODUCTION GENERALE .....	10
CHAPITRE 1 LES ALLIAGES D'ALUMINIUM .....	11
Aluminium de corroyage .....	11
Classification .....	11
Aluminium de fonderie .....	12
Classification .....	13
Structure .....	13
Symbolisation .....	15
Symbolisation Européenne .....	15
Symbolisation Américaine (Aluminium Association) .....	16
Propriétés .....	17
Eléments d'additions .....	18
Traitement thermique .....	19
But de traitement thermique .....	20
Mise en solution .....	20
Trempe .....	21
Milieux de trempé .....	22
Vieillessement artificiel .....	22
Microstructures .....	24
Phases intermétalliques .....	26
CHAPITRE 2 SOUDAGE D'ALLIAGES D'ALUMINIUM .....	27
Gaz inerte de tungstène TIG .....	29
Principes du processus .....	29
Gaz de protection .....	31
Microstructure .....	32
Propriétés mécaniques .....	34
Oxygène-Acétylène .....	35
Analyse métallographique et essais de dureté .....	36
Microstructures .....	36
Shielded Metal Arc Welding SMAW .....	38
Principes de processus .....	38
Défauts de soudage des alliages d'aluminium .....	39

CHAPITRE 3 PARTIE EXPERIMENTALE.....	41
Introduction.....	41
Préparations des échantillons .....	41
Découpage.....	41
Perçage .....	42
Soudage .....	42
L'enrobage .....	43
Polissage.....	43
Attaque chimique .....	44
Microscopie optique .....	45
Essais de micro-dureté .....	45
Conclusion.....	46
 CHAPITRE 4 RESULTATS ET INTERPRETATIONS .....	 47
Microstructure.....	47
Microdureté.....	59
Echantillon échoué.....	60
 CONCLUSION GENERALE.....	 62
 BIBLIOGRAPHIE.....	 63

## Liste des Figures

Figure 1 Schéma d'une dendrite, (Massinon D., Constantin V., 2002).....	14
Figure 2 (a) Principe de la croissance compétitive, menant à un eutectique lamellaire (b) Schéma d'un eutectique lamellaire, (Barralis J., Maeder G., 1997). .....	15
Figure 3 Microstructures du ZF (a) pour un courant de soudage de 125 A et (b) l'image agrandie de la Fig. 3a et celles (c) pour un courant de soudage de 135 A et (d) l'image agrandie de la Fig. 3c. ....	24
Figure 4 Diagramme de phase pseudobinaire de Al-15 Mg2Si à Si.....	26
Figure 5 Micrographies optiques de (a) alliage M4 brut de coulée (*1000), (b) alliage M2 brut de coulée (*500). [14].....	26
Figure 6 la microstructure des alliages d'aluminium et avec (a) et sans renforts (b) [15] .....	27
Figure 7 Schéma du processus de soudage TIG .....	29
Figure 8 Réparation manuelle par soudage DC-ve TIG d'aluminium de fonderie à l'aide de gaz de protection à l'hélium. ....	30
Figure 9 Courant HF et son effet sur la tension et le courant .....	31
Figure 10 Microstructure de l'échantillon. [22] .....	33
Figure 11 Évolution des grains de la ZAT à la MB. [22] .....	33
Figure 12 Modification de la microstructure en fonction des paramètres de soudage. [22]....	34
Figure 13 Distribution de la micro-dureté dans le joint soudé TIG-CMT. [22] [23].....	34
Figure 14 Distribution de la micro-dureté avec différents courants TIG. [22] [23] .....	35
Figure 15 HB de différentes zones de soudage.....	36
Figure 16 Structure des grains dans les différentes zones. ....	37
Figure 17 Recristallisation des grains dans le 2eme passe de soudure. ....	37
Figure 18 Procédé de soudage à l'arc sous protection métallique.....	39
Figure 19 La formation de fissures dans le processus de solidification des alliages d'aluminium .....	40
Figure 20 Découpeuse.....	41
Figure 21 Perceuse .....	42
Figure 22 Echantillon soudé .....	43
Figure 23 Echantillon enrobé.....	43
Figure 24 Papier abrasifs et pate diamanté .....	44
Figure 25 Microscope optique (NIKON).....	45
Figure 26 Microduromètre .....	46
Figure 27 Microstructure de témoin X5.....	47
Figure 28 Microstructure de témoin X2,5.....	48
Figure 29 Microstructure de la ZAT de T1, X5 .....	49
Figure 30 Microstructure de la ZF de T1, X5 .....	49
Figure 31 Microstructure des 3 différentes zones de T1, X2.5.....	50
Figure 32 Microstructure de la ZAT de T2, X5 .....	51
Figure 33 Microstructure de la ZF de T2, X5 .....	51
Figure 34 Microstructure des 3 différentes zones de T2, X5.....	52
Figure 35 Microstructure de la ZAT de T3, X2.5 .....	53
Figure 36 Microstructure de la ZF de T3, X5 .....	53
Figure 37 Microstructure de la ZAT de T4, X2.5 .....	54
Figure 38 Microstructure de la ZAT de T4, X5 .....	54
Figure 39 Microstructure de la ZF de T4, X5 .....	55

Figure 40 Microstructure de la ZAT de M1, X2.5.....	55
Figure 41 Microstructure de la ZF de M1, X5.....	56
Figure 42 Microstructure de la ZL de M1, X2.5.....	56
Figure 43 Microstructure de la ZAT de M2, X5.....	57
Figure 44 Microstructure de la ZF de M2, X5.....	57
Figure 45 Microstructure de la ZL de M2, X5.....	58
Figure 46 Microstructure des 3 différentes zones de M2, X2.5.....	58
Figure 47 Histogramme de microdureté Vickers.....	59
Figure 48 Photos des échantillons échoués.....	60

## Liste des Tableau

Tableau 1 Principaux procédés de soudage de l'aluminium .....	28
Tableau 2 Désignation des échantillons.....	47
Tableau 3 Microduretés Vickers.....	59

## Liste des abréviations

**TIG:** Tungsten Inert Gas

**SMAW:** Shielded Metal Arc Welding

**DAS:** Dendrite Arm Spacing

**SDAS:** Secondary Dendrite Arm Spacing

**HIP:** Hot Isostatic Pressing

**ZF:** Zone de Fusion

**MB:** Métal de base

**ZL:** Zone de Liaison

**ZAT:** Zone affecté thermiquement

**MO:** Microscope Optique

**DRX:** Diffraction Rayon X

**DC/CD:** Direct curent/ Courant Directe

**AC/CA:** Alternatif curent/ Courant Alternatif

**HF:** High Frequency/ Haute Frequence

**EDS:** Energy Dispersive Spectrometer

**HV:** Hardness Vickers

**HB:** Hardness Brinell

**DCEN:** Direct Current Electrode Negative

**DCEP:** Direct Current Electrode Positive

## Résumé

Ce travail se concentre sur l'analyse micrographique des différents procédés de soudure utilisés dans la réparation de culasses corrodées. Les culasses jouent un rôle essentiel dans les moteurs à combustion interne, et elles sont souvent exposées à des conditions corrosives qui peuvent compromettre leur intégrité structurelle. Le soudage est une méthode couramment utilisée pour réparer les culasses corrodées, mais il est crucial de comprendre les effets microstructuraux des différents procédés de soudage afin de garantir une réparation efficace et durable.

Notre recherche s'est concentrée sur l'étude des procédés de soudure tels que le soudage à l'arc électrique avec électrode en tungstène, le soudage à l'arc électrique avec électrode enrobée et le soudage oxyacétylénique. Des échantillons représentatifs de culasses corrodées ont été prélevés et soumis à ces procédés de soudure. Par la suite, des études micrographiques détaillées ont été menées pour analyser les caractéristiques de la zone soudée, y compris la microstructure, la présence de défauts, la distribution des phases et la liaison entre la zone soudée et le métal de base.

## **Abstract**

This work focuses on the micrographic analysis of the different welding processes used in the repair of corroded cylinder heads. Cylinder heads play a vital role in internal combustion engines, and they are often exposed to corrosive conditions that can compromise their structural integrity. Welding is a common method used to repair corroded cylinder heads, but understanding the microstructural effects of different welding processes is crucial to ensuring an effective and long-lasting repair.

Our research has focused on the study of welding processes such as tungsten inert gas welding (TIG), shielded metal arc welding (SMAW) and oxyacetylene welding. Representative samples of corroded cylinder heads were taken and subjected to these welding processes. Subsequently, detailed micrographic studies were carried out to analyze the characteristics of the welded zone, including the microstructure, the presence of defects, the phase distribution and the bond between the welded zone and the base metal.



## ملخص

يركز هذا العمل على التحليل المجهرى لعمليات اللحام المختلفة المستخدمة في إصلاح رؤوس الأسطوانات المتآكلة. تلعب رؤوس الأسطوانات دورًا حيويًا في محركات الاحتراق الداخلي ، وغالبًا ما تتعرض لظروف تآكل يمكن أن تعرض سلامتها الهيكلية للخطر. يعد اللحام طريقة شائعة تستخدم لإصلاح رؤوس الأسطوانات المتآكلة ، لكن فهم التأثيرات الهيكلية الدقيقة لعمليات اللحام المختلفة أمر بالغ الأهمية لضمان إصلاح فعال وطويل الأمد.

ركز بحثنا على دراسة عمليات اللحام مثل اللحام بالقوس الكهربائي باستخدام قطب التنغستن (TIG) ، اللحام بالقوس الكهربائي بالقطب الكهربائي المطلي (SMAW) واللحام بالأكسجين الأسيتيلين. تم أخذ عينات تمثيلية من رؤوس الأسطوانات المتآكلة وإخضاعها لعمليات اللحام هذه. بعد ذلك ، تم إجراء دراسات مجهرية مفصلة لتحليل خصائص المنطقة الملحومة ، بما في ذلك البنية المجهرية ، ووجود العيوب ، وتوزيع الأطوار والروابط بين المنطقة الملحومة و المعدن الأساسي.

## Introduction générale

L'Algérie dispose d'un grand parc de véhicules et engins dans les différents domaines d'utilisation. Or, il s'avère que ce parc est caractérisé par un degré de vétusté très avancé et un taux de renouvellement assez bas. Ce constat est cumulé à la limitation volontaire des importations de pièces de rechanges et des véhicules en général.

Ces deux constats font que la fréquence de panne soit très importante et la réparation des pièces soit obligatoire pour la remise en état. Dans ce cadre les culasses représentent un élément central dans le fonctionnement des moteurs et constituent un élément de charge prédominant dans le cout de l'entretien de véhicule.

Il est important que leur réparation se fasse de la meilleure manière possible pour garantir un usage post réparation répondant aux normes de rendement thermique, de puissance, d'efficacité énergétique et de pollution, sans oublier bien sûr la rallonge de la durée de vie de la culasse conséquemment aux coûts de la réparation par rapport à l'achat d'une nouvelle culasse.

C'est dans ce cadre que s'inscrit notre travail, en mettant l'accent sur les aspects techniques du soudage des culasses en examinant les différents procédés de soudure existant et en comparant les différents résultats après procédure de soudure.

Il est bien connu que la plupart des culasses sont faites en alliage d'aluminium A356 et que ce type d'alliage est traité en Algérie d'une manière non conforme et ne produisent pas les meilleurs performances après la réparation.

**Nous supposons que la technique de soudage employé n'est pas maitrisée ce qui à une conséquence directe sur la durée de vie, en effet la durée de vie des culasses réparées dépasse rarement 18 mois.**

Pour confirmer ou infirmé cet hypothèse nous avons voulu testé plusieurs procédés de soudage à savoir soudage a l'arc électrique TIG, SMAW, soudage a flamme Oxygène acétylène en essayant d'observé scrupuleusement les paramètres pour chaque procédés de soudage est en examinent les résultats. Nous avons structuré notre travail de la manière suivante :

Partie 1 de recherche bibliographique sur :

Chapitre 1 Les alliages d'aluminium.

Chapitre 2 Les procédés de soudage TIG, SMAW, Oxygène acétylène.

Partie 2 :

Chapitre 3 Partie expérimentale

Chapitre 4 Résultats et discussions

# Chapitre 1 Les alliages d'aluminium

## Introduction

Les alliages d'aluminium sont des matériaux métalliques très polyvalents et économiques qui conviennent à une large gamme d'utilisations, de la feuille d'emballage souple et hautement ductile aux applications les plus exigeantes en ingénierie. Les alliages d'aluminium sont les seconds seulement aux aciers en utilisation comme métaux structurels. Les alliages d'aluminium sont définis par un système de classification à quatre chiffres, qui distingue les alliages d'aluminium en deux catégories: les alliages travaillés et les alliages moulés. Les alliages d'aluminium sont également classés en fonction de leur capacité à durcir par traitement thermique en alliages durcissables et non durcissables [1].

## Aluminium de corroyage

L'aluminium de corroyage est un alliage d'aluminium qui est principalement utilisé pour la production de pièces moulées. Les alliages d'aluminium de corroyage sont généralement classés en deux catégories: les alliages de corroyage à haute résistance et les alliages de corroyage résistant à la corrosion. Les alliages de corroyage à haute résistance sont utilisés dans des applications qui nécessitent une résistance élevée et une faible densité, telles que les pièces automobiles et aéronautiques. Les alliages de corroyage résistant à la corrosion sont utilisés dans des applications qui nécessitent une résistance à la corrosion élevée, telles que les pièces marines et les équipements chimiques.

Les alliages d'aluminium de corroyage sont produits par fusion des matériaux de base, tels que l'aluminium pur, le silicium, le cuivre et le magnésium, dans un four de fusion. Les éléments d'alliage sont ajoutés à la fonte pour améliorer les propriétés de l'alliage, telles que la résistance, la ductilité et la résistance à la corrosion. Les alliages d'aluminium de corroyage sont ensuite coulés dans des moules pour créer les pièces moulées.

Les alliages d'aluminium de corroyage ont de nombreux avantages par rapport aux autres matériaux, tels que le fer et le cuivre. Ils ont une densité plus faible, une résistance à la corrosion élevée et une grande facilité de moulage. En outre, l'aluminium de corroyage peut être recyclé facilement, ce qui en fait un choix écologique pour les applications industrielles [2].

## Classification

- 1xxx : composition contrôlée non alliée (pure), utilisée principalement dans les industries électriques et chimiques
- 2xxx : alliages dans lesquels le cuivre est le principal élément d'alliage, bien que d'autres éléments, notamment le magnésium, puissent être spécifiés. Les alliages de la série 2xxx sont largement utilisés dans les avions où leur haute résistance (limites d'élasticité aussi élevées que 455 MPa, ou 66 ksi) est appréciée.

- 3xxx : alliages dans lesquels le manganèse est le principal élément d'alliage, utilisés comme alliages d'usage général pour des applications architecturales et divers produits
- 4xxx : alliages dans lesquels le silicium est le principal élément d'alliage, utilisés dans les baguettes de soudage et les tôles de brasage
- 5xxx : alliages dans lesquels le magnésium est le principal élément d'alliage, utilisés dans les coques de bateaux, les passerelles et d'autres produits exposés aux environnements marins
- 6xxx : alliages dans lesquels le magnésium et le silicium sont les principaux éléments d'alliage, couramment utilisés pour les extrusions architecturales et les composants automobiles
- 7xxx : alliages dans lesquels le zinc est le principal élément d'alliage (bien que d'autres éléments, tels que le cuivre, le magnésium, le chrome et le zirconium, puissent être spécifiés), utilisés dans les composants structurels d'avions et d'autres applications à haute résistance. Les séries 7xxx sont les alliages d'aluminium les plus résistants, avec des limites d'élasticité = 500 MPa (= 73 ksi) possibles.
- 8xxx : alliages caractérisant des compositions diverses. Les alliages de la série 8xxx peuvent contenir des quantités importantes d'étain, de lithium et de fer.
- 9xxx : réservé pour une utilisation future

## **Aluminium de fonderie**

L'aluminium est relativement malléable par rapport à d'autres matériaux, ce qui le rend adapté aux applications de formage des métaux. Cependant, l'aluminium dans sa forme pure est moins résistant. Pour cette raison, il est généralement allié à d'autres éléments d'alliage. De nombreux métaux peuvent être alliés à l'aluminium, mais seuls quelques-uns sont utilisés comme éléments d'alliage majeurs dans les alliages commerciaux à base d'aluminium, d'autres sont utilisés comme additifs aux éléments d'alliage pour améliorer les propriétés des alliages. L'effet de ces additifs sur les propriétés des alliages d'aluminium dépend des éléments individuels et des quantités ajoutées et de leur interaction avec l'aluminium. Les principaux additifs sont principalement utilisés pour améliorer les propriétés mécaniques, tandis que d'autres éléments sont utilisés pour obtenir des microstructures spécifiques, des granulométries plus fines, une recristallisation à température critique, ou les effets néfastes de certaines impuretés. L'aluminium et ses alliages sont utilisés dans de nombreux aspects de la vie moderne, des canettes de boisson et de l'aluminium ménager aux voitures et aux avions dans lesquels les gens voyagent. Les éléments additifs dans les alliages d'aluminium peuvent prendre la forme de cristaux mixtes, de dispersoïdes, de précipités intergranulaires ou d'intermétalliques aux joints de grains. En raison du grand nombre d'éléments d'alliage, de nombreuses phases différentes se séparent lors de la solidification et du refroidissement ultérieur.

Les alliages de fonderie d'aluminium sont les plus polyvalents de tous les alliages de fonderie. Pour les productions à grande échelle, il existe trois procédés principaux :

Moulage au sable, moulage par gravité, moulage sous pression. L'aluminium est également coulé par des méthodes de cire perdue, de mousse perdue et de plâtre, Force centrifuge...etc.

Les alliages corroyés diffèrent des alliages coulés en ce qu'ils peuvent être façonnés par déformation. Les alliages d'aluminium coulé et les alliages corroyés peuvent être divisés en alliages durcissables et alliages non durcissables. Les alliages sont renforcés par traitement thermique dans le premier cas et par trempe dans le second cas [3].

### **Classification**

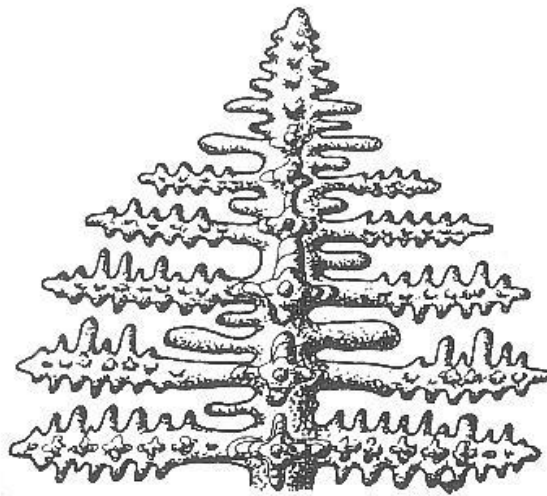
- 1xx.x : composition contrôlée non alliée (pure), utilisée principalement dans les industries électriques et chimiques.
- 2xx.x : alliages dans lesquels le cuivre est le principal élément d'alliage, bien que d'autres éléments, notamment le magnésium, puissent être spécifiés. Les alliages de la série 2xxx sont largement utilisés dans les avions où leur haute résistance (limite d'élasticité pouvant atteindre 455 MPa ou 66 ksi) est appréciée.
- 3xx.x : alliages dans lesquels le manganèse est le principal élément d'alliage, utilisés comme alliages d'usage général pour des applications architecturales et divers produits.
- 4xx.x : Alliages dans lesquels le silicium est le principal élément d'alliage, utilisés dans les baguettes de soudage et les feuilles de brasure.
- 5xx.x : Alliages dans lesquels le magnésium est le principal élément d'alliage, utilisés dans les coques de bateaux, les passerelles et d'autres produits exposés à des environnements marins.
- 6xx.x : Alliages dans lesquels le magnésium et le silicium sont les principaux éléments d'alliage, couramment utilisés pour les extrusions architecturales et les composants automobiles.
- 7xx.x : Alliages dans lesquels le zinc est le principal élément d'alliage (bien que d'autres éléments, tels que le cuivre, le magnésium, le chrome et le zirconium, puissent être spécifiés), utilisés dans les composants structurels des avions et dans d'autres applications à haute résistance. Les alliages de la série 7xxx sont les alliages d'aluminium les plus résistants, avec des limites d'élasticité de 500 MPa (=73 ksi).
- 8xx.x : Alliages caractérisant diverses compositions. Les alliages de la série 8xxx peuvent contenir des quantités appréciables d'étain, de lithium et/ou de fer.
- 9xx.x : Réserve pour une utilisation future

### **Structure d'alliage d'Aluminium**

La structure comprend des solutions solides sous forme de dendrites (hyper eutectiques), d'eutectiques plus ou moins complexes (binaires, ternaires) et de composants intermétalliques.

Dans le système Al-Si, des cristaux d'aluminium solides se forment sur les parois du moule (plus froid que le noyau) et se développent vers l'intérieur. Leur composition en Si est

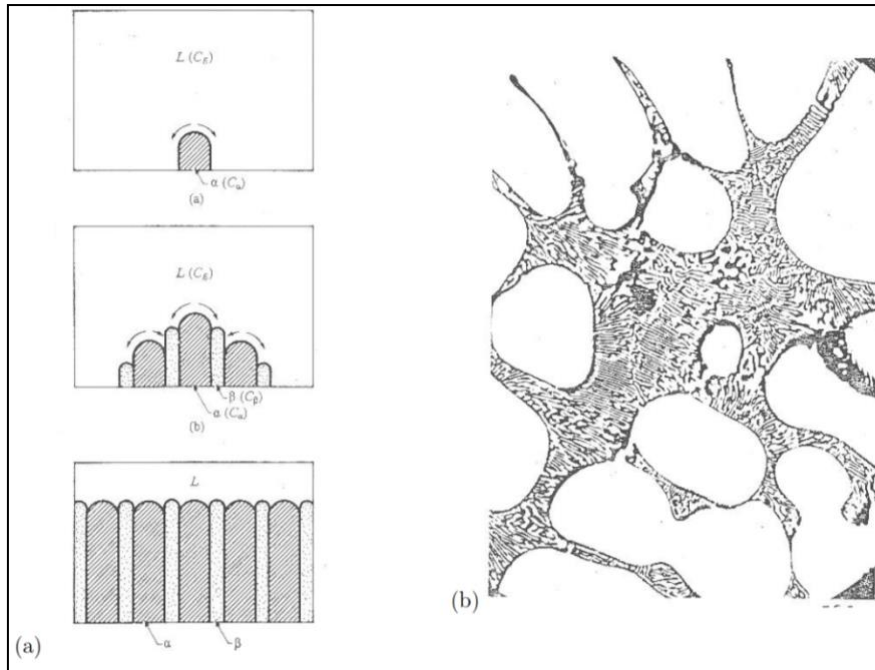
inférieure à celle du liquide environnant car la solubilité de Si dans Al diminue avec la température. Ainsi, le silicium se repousse à la surface du cristal en croissance et, à ce stade, abaisse la température de solidification du liquide en raison de l'effet cryoscopique (ce que l'on appelle la surfusion). Cela ralentit la solidification, car plus de chaleur doit être évacuée pour solidifier le liquide dans cette couche. Or, si un germe du cristal en croissance pouvait traverser cette couche de liquide surfondu, il se trouverait dans un milieu pauvre en silicium et pourrait se solidifier de manière thermodynamiquement favorable. Ces bosses sont instables et grossissent rapidement, ce qui explique que les cristaux d'aluminium se développent sous forme d'arbres appelés dendrites avec des branches de plusieurs dizaines de micromètres, plutôt que sous forme de sphères ou d'aiguilles (Fig. 1). Cette distance est appelée espacement des bras de dendrites. Nous utiliserons par la suite l'acronyme anglais classique, DAS (Dendrite Arm Spacing), ou SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing).



**Figure 1 Schéma d'une dendrite, (Massinon D., Constantin V., 2002)**

Dans les culasses, le SDAS varie généralement de 20  $\mu\text{m}$  du côté languette à environ 100  $\mu\text{m}$  du côté froid. La granulométrie des alliages d'aluminium coulé est généralement précise au millimètre près et est donc bien plus grande que celle des dendrites.

L'eutectique se solidifie alors entre les bras de dendrites dans une zone riche en silicium qui est rejetée devant le front de solidification (avec un large excès de silicium dans cette zone). Cela amène le métal liquide environnant à s'enrichir en silicium, qui précipite sous forme de plaques, emportant tout silicium voisin en solution, créant une zone d'aluminium presque pur juste à côté. Par conséquent, l'eutectique lamellaire se forme progressivement à la suite de croissances concurrentes (voir Fig. 2 (a)). Les propriétés mécaniques de la famille des alliages d'aluminium coulé dépendent fortement des paramètres microstructuraux. [4]



**Figure 2 (a) Principe de la croissance compétitive, menant à un eutectique lamellaire (b) Schéma d'un eutectique lamellaire, (Barralis J., Maeder G., 1997).**

## Symbolisation

### Symbolisation Européenne

Les règles de désignation sont définies par les normes EN 1780-1, 1780-2 et 1780-3. Elles prévoient la coexistence de deux systèmes, l'un numérique et l'autre basé sur les symboles chimiques des éléments. Les normes EN 1706 pour les pièces moulées et EN 1676 pour les lingots pour refusions en aluminium allié indiquent les spécifications et caractéristiques des alliages d'aluminium de fonderie.

La désignation est composée successivement des éléments suivants :

- le préfixe EN suivi d'un espace ;
- la lettre A représentant l'aluminium ;
- une lettre représentant la forme du produit : B pour les lingots pour refusion en aluminium non allié ou allié, C pour les pièces moulées, M pour les alliages mères ;
- un tiret.

Ces 4 éléments sont communs aux 2 désignations, numérique et chimique, contrairement aux éléments suivants.

Pour la désignation numérique, 5 chiffres représentent les éléments de composition de l'alliage. Le 1<sup>er</sup> chiffre indique l'élément principal de l'alliage : Cuivre 2XXXX, Magnésium 5XXXX, Silicium 4XXXX, Zinc 7XXXX. Le 2<sup>e</sup> chiffre, arbitraire, indique le groupe d'alliage

(Al Si7Mg, Al Si10Mg, etc.), le 3<sup>e</sup> est également arbitraire, le 4<sup>e</sup> généralement 0, le 5<sup>e</sup> également (sauf pour les alliages pour applications aérospatiales). [5]

Exemple : EN AB-44000 pour un alliage à 11 % de silicium (EN AB-Al Si11).

Pour la désignation chimique, l'alliage est désigné par le symbole Al suivi d'un espace, du ou des symboles chimiques des éléments d'alliages suivis de leur teneur nominale, ordonnés de façon décroissante.

Exemple : EN AB-Al Si5Cu3.

On peut utiliser les deux désignations simultanément en mettant entre crochets la désignation chimique.

Exemple : EN AB-45400 [Al Si5Cu3].

### **Symbolisation Américaine (Aluminium Association)**

C'est une désignation numérique à trois chiffres plus un quatrième après la virgule. Le premier désigne le groupe d'alliages, comme le montre le tableau. Le groupe 1xx.x désigne l'Al pur, et les autres groupes (2xx.x à 8xx.x) correspondent aux différentes familles d'alliages d'aluminium de fonderie. Chaque chiffre représente l'élément d'alliage qui est présent en plus grande teneur (ex: 2xx.x pour les alliages à base de cuivre). Les 2<sup>e</sup> et 3<sup>e</sup> chiffres servent à indiquer spécifiquement l'alliage sauf dans le cas de la série 1xx.x où ils indiquent la pureté.

Le chiffre après la virgule indique l'état de l'alliage, par exemple 0 pour une pièce moulée et 1 pour un lingot.

### **Procédé de moulage**

Les abréviations suivantes sont utilisées pour désigner les différents procédés de moulage :

- S moulage au sable ;
- K moulage en coquille ;
- D moulage sous pression ;
- L moulage de précision (cire perdue).

### **Traitement thermique**

Les conditions de traitement thermique sont désignées de la manière suivante :

- F brut de fonderie ;
- O recuit ;
- T1 refroidissement contrôlé après solidification et vieillissement naturel (maturation) ;
- T4 mise en solution et vieillissement naturel (maturation) ;



- T5 refroidissement contrôlé après solidification suivi d'un traitement de revenu ou de sur revenu ;
- T6 mise en solution et vieillissement artificiel (revenu) maximal ;
- T64 mise en solution et sous-vieillissement artificiel (sous-revenu) ;
- T7 mise en solution et sur-vieillissement artificiel (sur-revenu). [6]

## Propriétés

Les alliages d'aluminium de fonderie ont toutes les caractéristiques nécessaires pour être utilisés de façon efficace dans la production de pièces coulées :

- Un point de fusion relativement bas ;
- Une fluidité élevée qui permet de remplir complètement les moules ;
- Une bonne stabilité chimique ;
- Un transfert de chaleur rapide entre l'aluminium et le moule, que l'aluminium soit liquide ou solide ;
- Un bon fini de surface avec peu ou pas de défauts ; le seul gaz soluble dans l'aluminium, l'hydrogène, peut être contrôlé efficacement ;
- Plusieurs alliages ont une bonne résistance au craquage à chaud.

L'inconvénient majeur de ces alliages, est qu'ils ont un retrait important qui se situe entre 3,5% et 8,5% en volume. [7]

## Les propriétés physiques et mécaniques des pièces coulées en aluminium

Les propriétés des pièces coulées peuvent être modifiées par :

- Composition chimique de l'alliage: La composition des alliages détermine le potentiel pour obtenir des propriétés physiques et mécaniques spécifiques. La teneur en éléments d'alliage est choisie pour produire des caractéristiques qui comprennent coulabilité ainsi que des capacités de performances souhaitées. La composition chimique a un effet majeur sur la microstructure, ainsi que sur la nature et la morphologie des phases obtenues.
- La vitesse de refroidissement pendant et après solidification: Les conditions de solidification détermine la structure caractéristiques qui influent sur les propriétés physiques et mécaniques d'un alliage.
- Processus de moulage: Il y a un grand nombre de procédés de moulage, et imposent chacun différents taux d'extraction de la chaleur, des vitesses de solidification, et des moyens de compenser le retrait lors de la solidification.
- Solidification: Les moulages peuvent contenir des défauts intérieurs et des défauts superficiels. Les géométries complexes des pièces, la dynamique des fluides et la mécanique de solidification se combinent pour présenter des défis uniques et difficiles à atteindre : réaliser des pièces denses sans discontinuités, Sans porosités internes souvent dues à l'hydrogène, ainsi que des défauts détectables visuellement tels que des fissures, des retassures, des réactions d'humidité...etc. Des inclusions non métalliques affectent les propriétés mécaniques comme la résistance à la traction, résistance à la fatigue, la ténacité et la ductilité, tandis que les défauts de surface influencent fortement les propriétés mécaniques et la fatigue.

- Traitement thermique: Les propriétés mécaniques peuvent être modifiées par des traitements thermiques, notamment le recuit, la mise en solution, et le vieillissement par précipitation. Post solidification densification: le traitement isostatique à chaud (HIP) de pièces moulées peut entraîner l'amélioration des propriétés de traction, la ductilité et résistance à la fatigue [7].

## **Eléments d'additions**

### **Silicium**

L'effet du silicium dans les alliages d'aluminium est l'amélioration des caractéristiques de la fonderie, l'addition de silicium améliore la fluidité de façon spectaculaire, et la résistance à chaud.

Les compositions les plus utilisées dans tout le processus de moulage d'aluminium sont celle dans lesquels le silicium joue un rôle majeur.

Les alliages commerciaux couvrent les gammes hypoeutectiques et hypereutectiques jusqu'à environ 30% de Si. L'augmentation de la teneur en silicium améliore la fluidité de remplissage des parois minces et pour reproduire des modèles plus complexes.

Les alliages aluminium-silicium sont généralement plus résistants à la fissuration de solidification et présentent une excellente coulabilité. Le pourcentage de liquide dans l'intervalle de solidification est dicté par la première composition et par le degré de refroidissement.

Pour processus solidification des taux plus élevés tels que moulage sous pression et coulée en moule permanent et pour des sections plus minces dans lequel plus rapide solidification a lieu, le retrait porosité est fortement affectée par la température à laquelle à masse de l'alimentation de liquide à partiellement structures solidifiées ne se produit plus.

L'alimentation pour minimiser le rétrécissement porosité d'autant meilleure que la fraction volumique solidifiée est augmentée à la température à laquelle la masse de l'alimentation cesse, pour cette raison la teneur en silicium à plus désirable de l'aluminium-silicium alliages correspond à la vitesse de solidification des processus caractéristique.

Pour lente refroidissement des processus de taux tels que le plâtre et le sable, la gamme préférée est de 5 à 7%, pour le moule permanent 7 à 9%, et pour moulage sous pression de 8 à 12%.

Les bases de ces recommandations sont la relation entre le taux de refroidissement et de la fluidité et de l'effet de pourcentage d'eutectique sur l'alimentation que la solidification progresse.

Le silicium se combine avec le magnésium pour former  $Mg_2Si$  dans les alliages traitables thermiquement. Il se combine avec le fer et d'autres éléments pour former des phases insolubles complexes. Le silicium permet également de réduire l'effet spécifique du coefficient de dilatation thermique. [8]

### **Cuivre**

L'effet du cuivre dans les alliages d'aluminium est l'amélioration des propriétés mécaniques par durcissement structural principalement la résistance mécanique et de la dureté, des alliages soumis à des traitements thermiques. [8]

### **Magnésium**

Le magnésium est un élément de renforcement structural plus puissant que le cuivre. Son rôle principal dans ces alliages consiste à la modification des composés de fer de forme à une autre forme. Il augmente la résistance à la corrosion. La coulabilité est moins bonne que pour les alliages précédents. [8]

### **Fer**

Le fer améliore la résistance à la fissuration à chaud et facilite le démoulage, une haute teneur en fer augmente la résistance à la traction, mais affecte négativement l'élongation à la rupture. [8]

### **Nickel**

Utilisé avec le cuivre pour améliorer la résistance à haute température, on le retrouve dans des concentrations importantes dans les alliages pour pistons. [8]

### **Zinc**

En tant qu'élément allié aux alliages d'aluminium de fonderie contenant du cuivre et du magnésium en proportions suffisantes et étant soumis à des traitements thermiques appropriés, permet d'obtenir une microstructure intéressante et une bonne résistance mécanique. Dans un système Al-Zn-Mg-Cu, le zinc et le magnésium conditionnent le processus de vieillissement, et le cuivre contribue à accélérer le vieillissement en augmentant le degré de sursaturation de la phase CuMg. [8]

### **Titane**

L'addition de ces éléments améliore la résistance à haute température et la dureté en formant des nano-précipitent. [8]

### **Chrome**

Ajoute en faible proportion pour donner la stabilité à certains alliages et supprimer le grossissement des grains. Il entre aussi dans la composition de certaines phases intermétalliques, notamment les phases sludges et a un effet positif a la dureté. [8]

## **Traitement thermique**

Le concept de traitement thermique comprend une série d'opérations visant à modifier la structure des matériaux à l'état solide sous l'influence de cycles de température bien choisis pour conférer des propriétés spécifiques. La structure micrographique est liée au processus de fabrication, mais surtout aux conditions dans lesquelles le processus de moulage est utilisé. Il peut être modifié de manière significative par un traitement thermique. En effet, les modifications structurelles introduites par le procédé de moulage peuvent avoir un effet positif

sur les propriétés (comme l'écrouissage), mais s'accompagnent le plus souvent de certains inconvénients qui peuvent être éliminés par un traitement thermique. [9]

### **But de traitement thermique**

La métallurgie de l'aluminium et de ses alliages offre de nombreuses possibilités d'utiliser des procédés de traitement thermique pour obtenir la combinaison souhaitée de propriétés mécaniques et physiques.

Une sélection de propriétés permet d'obtenir des propriétés qui influencent grandement l'utilisation actuelle des pièces moulées en alliages d'aluminium dans presque tous les domaines d'application.

Un choix de traitements permet d'obtenir des propriétés qui influencent considérablement l'utilisation actuelle des pièces moulées en alliages d'aluminium dans presque tous les domaines d'application. Tous les procédés thermiques visant à modifier la structure métallurgique d'un produit et à contrôler ainsi ses propriétés physiques et mécaniques sont appelés traitements thermiques.

Un ou plusieurs des objectifs suivants peuvent servir de base à la sélection du traitement thermique :

- Augmenter la dureté.
- Améliorer l'usinabilité,
- Améliorer la résistance à l'usure.
- Stabilisation des propriétés mécaniques et physiques
- Assure la stabilité de la forme.
- Modifier les caractéristiques électriques.
- Modifier la résistance à la corrosion.
- Réduire les contraintes résiduelles.

La polyvalence de l'aluminium se reflète dans le nombre d'alliages qui ont été développés et utilisés commercialement. Beaucoup de ces alliages peuvent être traités thermiquement pour obtenir une large gamme de combinaisons souhaitables de propriétés mécaniques et physiques [10].

### **Mise en solution**

Pour réaliser le traitement thermique et le durcissement par précipitation. L'alliage doit être constitué d'éléments trop solubles à température ambiante. Pour que les alliages d'aluminium contenant des éléments d'alliage puissent être traités thermiquement, la solubilité à l'état solide des éléments d'alliage doit augmenter avec la température (400°C à 600°C selon l'alliage en question). La solubilisation est obtenue en chauffant et en maintenant le métal à une température élevée pendant un temps suffisant pour convertir les éléments en solution solide. Le temps nécessaire dépend de plusieurs conditions : alliages, dimensions des pièces, méthodes de moulage utilisées et microstructures. Par ailleurs, le critère principal de la durée de la mise en solution est qu'elle soit suffisamment longue pour dissoudre les particules primaires formées lors de la coulée et assurer la diffusion des éléments dans la matrice aluminium. Une fois la

dissolution des éléments solutés terminée, l'augmentation du temps de dissolution n'augmente pas la résistance de l'alliage, mais elle augmente sa ductilité.

La température de mise en solution dépend de chaque alliage. Il est plutôt difficile de trouver la température qui favorisera un maximum de solution solide, lorsque l'alliage est composé de plusieurs éléments. De plus, la température ne doit pas être trop élevée, pour éviter les zones fondues ou une surchauffe. De façon générale, il ne faut pas excéder la température de fusion de l'eutectique, tout en la maintenant plus élevée que la température de formation de la deuxième phase. Si la température est trop élevée et qu'elle se trouve au-dessus de la température eutectique, le métal se fragilise car il y a apparition de zones fondues aux joints de grain. Le taux d'humidité dans le four peut aussi être un problème s'il est trop élevé. Cela peut provoquer de l'oxydation à haute température ou une certaine détérioration des pièces. L'hydrogène atomique, formé lorsque l'atmosphère humide du four réagit avec l'aluminium en surface, se diffuse dans le métal et se recombine en molécules dans les lacunes et autres porosités. Il y a alors la formation de cloches ou d'ampoules qui affaiblissent l'alliage. De très petites lacunes peuvent aussi être formées dans les alliages d'aluminium qui contiennent du magnésium. Les phases solubles contenant du magnésium ont tendance à laisser de très petites lacunes quand elles se dissolvent.

Lors de la mise en solution des alliages de fonderie, il se produit deux changements plus ou moins importants. Premièrement, la formation de précipités métastables, comme le  $\beta'$ -Mg<sub>2</sub>Si, provoque des micro-contraintes qui conduisent à une baisse générale de la ductilité. Deuxièmement, la mise en solution provoque des changements dans la morphologie des cristaux de silicium. L'effet premier est l'arrondissement des coins des particules de silicium. La sphéroïdisation des particules est grandement accélérée par la modification au strontium.

## **Trempe**

Bien que la trempe soit une étape de très courte durée, elle a des effets très importants sur les propriétés finales. Une trempe qui n'est pas parfaite conduit lors du durcissement, à la précipitation du soluté sous des formes qui ne sont pas utiles. Cette étape consiste en un refroidissement plus ou moins rapide de l'alliage d'aluminium, à partir de la température de mise en solution jusqu'à la température ambiante. Le taux de refroidissement est choisi en fonction des propriétés désirées et du degré de durcissement structural voulu. L'abaissement rapide de la température permet d'obtenir, à la température de la pièce, une solution sursaturée en éléments alliés. Cela se produit. Car éléments en solution solide à haute température n'ont pas le temps de diffuser et restent donc emprisonnés dans la matrice en quantité excédant la composition à l'équilibre. La solution sursaturée en éléments alliés ainsi formée aura alors tendance à retourner vers l'équilibre par précipitation du ou des éléments alliés.

Le but de la trempe n'est pas seulement de retenir les éléments en solution solide, mais aussi de conserver un certain nombre de sites vacants dans la matrice. De façon générale, plus le refroidissement est rapide, plus la résistance et la force des alliages sont élevées, car le nombre de lacunes sera d'autant plus important. Un faible taux de refroidissement permet aux lacunes de migrer vers des endroits libres et de s'annihiler. Par contre, un taux de refroidissement très rapide n'a pas que des avantages. Un refroidissement trop rapide peut causer des distorsions ou des déformations dans les pièces et provoquer un très haut degré de contraintes internes. De plus, la ductilité baisse radicalement avec l'augmentation de la vitesse

de refroidissement. Les différentes vitesses de refroidissement ont encore plusieurs autres effets. Un refroidissement rapide permet de minimiser la précipitation des atomes de soluté aux joints de grains ou sur des dispersoïdes. Ces atomes sont perdus, car ils ne participent plus au renforcement de l'alliage. D'un autre côté, un refroidissement plus lent peut améliorer la résistance à la rupture par corrosion de certains alliages.

Techniquement, il y a deux choses dont il faut tenir compte lors de la trempe. Premièrement, le temps utilisé pour le transfert des pièces du four jusqu'au milieu de trempe doit être le plus court possible. Les effets d'un transfert trop lent sont les mêmes qu'une diminution du taux de refroidissement moyen. Le délai acceptable dépend du milieu de trempe qui est utilisé. Un temps plus court est requis lorsque le refroidissement est moins sévère qu'une trempe à l'eau froide. Deuxièmement, le volume du milieu refroidissant doit être suffisant pour absorber efficacement la chaleur des pièces.

### **Milieus de trempe**

La majorité des trempes se produit dans l'eau. On peut contrôler le taux de refroidissement des trempes à l'eau en faisant varier la température de cette dernière. De plus, au moment de l'immersion, il est possible de contrôler la stabilité du film de vapeur qui se produit autour de la pièce. Ce film de vapeur ralentit aussi le taux de refroidissement

On peut le stabiliser en ajoutant des additifs ou obtenir le même effet en abaissant la tension de surface. D'autres additions, comme le polyalkylène glycol (huile synthétique) forment un film isolant stable qui ralentit aussi le taux de refroidissement. Plus le film est épais, plus le taux de transfert de chaleur diminue. L'addition de ce polymère aide aussi à uniformiser le mouillage de la pièce et minimise ainsi la distorsion de la pièce. Le film ainsi créé doit résister à l'agitation durant la trempe. L'agitation a un effet important surtout lorsque la température de l'eau est supérieure à 60 °C.

Le refroidissement des pièces en aluminium lors de la trempe ne se produit pas complètement de façon homogène. La surface des pièces trempées dans un liquide subit plusieurs régimes différents de transfert de chaleur au cours du refroidissement. Le refroidissement lors de la trempe à l'eau commence assez lentement, car il y a formation d'un film de vapeur isolant qui se développe autour de la pièce. Ce film de vapeur empêche l'eau de mouiller la surface et est caractérisé par un faible taux de transfert de chaleur. Il se produit ensuite une zone où le film de vapeur devient instable et où il y a un mouillage intermittent qui se produit. Lorsque la température diminue, la couche de vapeur se désintègre et un mouillage permanent se produit. Dans cette zone. Le transfert de chaleur devient très rapide et le reste jusqu'à la fin de la trempe. La courbe de refroidissement de la trempe à l'air n'a pas ces variations de taux de refroidissement, elle montre plutôt un refroidissement quasi constant du début à la fin pièce.

### **Vieillessement artificiel**

Le vieillissement artificiel consiste à élever, pendant une durée suffisante, la température des alliages d'aluminium en solution solide afin d'améliorer et de stabiliser plus rapidement leurs propriétés. L'instabilité des alliages vient du fait que la solution solide sursaturée en éléments alliés, obtenue lors de la trempe, tend à retourner à l'état d'équilibre. Ce

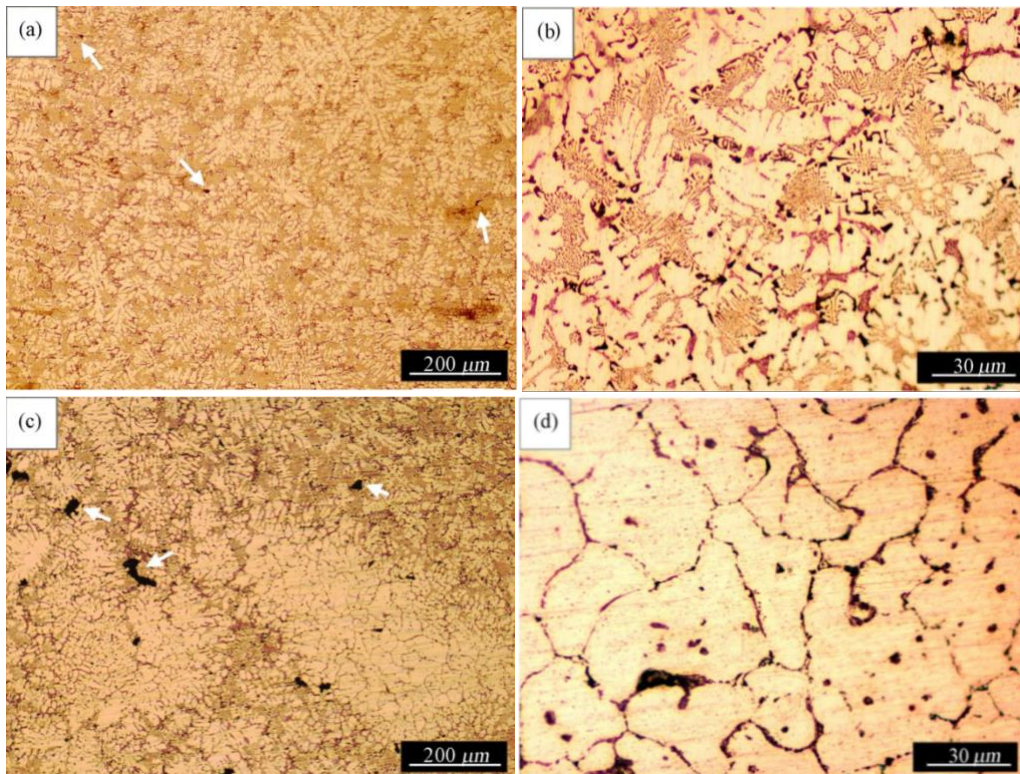
retour à l'état d'équilibre des alliages se fait d'autant plus rapidement que la température de vieillissement est élevée.

Les propriétés mécaniques augmentent avec le temps de vieillissement, jusqu'à un maximum, pour ensuite redescendre.

Le maximum des propriétés mécaniques des alliages d'aluminium est obtenu lorsque la solution solide contient des zones de Guinier-Preston et des précipités métastables correspondants aux états intermédiaires des précipités à l'équilibre. Les précipités stables ne se forment pas directement.

Il y a d'abord la formation de zones de Guinier-Preston. Ces zones GP, des petits amas d'atomes cohérents avec la matrice, sont en fait un enrichissement local de la solution solide en atomes de soluté. En augmentant le temps de vieillissement, la taille des zones GP augmente ainsi que la dureté de l'alliage. En poursuivant le vieillissement, les zones GP continuent de croître: et les zones qui contiennent un pourcentage élevé en éléments alliés forment des phases plus grosses qui sont, en fait, les formes transitoires des précipités stables. Ces phases transitoires sont généralement cohérentes avec la matrice, et deviennent incohérentes lorsque leur taille augmente. Les propriétés mécaniques diminuent lorsque les précipités deviennent incohérents.

## Microstructures



**Figure 3** Microstructures du ZF (a) pour un courant de soudage de 125 A et (b) l'image agrandie de la Fig. 3a et celles (c) pour un courant de soudage de 135 A et (d) l'image agrandie de la Fig. 3c.

La microstructure du ZF est représentée sur la figure 3, où les figures 3a et b et les figures 3c et d correspondent aux joints soudés en 125 A et 135 A, respectivement. La microstructure des joints soudés à 125 A a été observée avec MO (Fig. 3a), ce qui a révélé que le ZF contenait du white  $\alpha$ -Al et de l'eutectique Mg<sub>2</sub>Si.

La teneur en Mg<sub>2</sub>Si eutectique dans la ZF était beaucoup plus faible que celle dans le MB (Fig. 3b). La microstructure était relativement uniforme et il n'y avait pas de phénomène de ségrégation évident. Les Fig. 3c et d montrent les caractéristiques du ZF à partir des joints soudés à 135 A. Contrairement à la microstructure des échantillons réalisés avec un courant de soudage de 125 A (Fig. 3a), la microstructure des échantillons réalisés avec un courant de soudage de 135 A présentait une ségrégation des éléments et contenait de l' $\alpha$ -Al et de l'eutectique Mg<sub>2</sub>Si, comme le montre la figure 3c.

La zone de ségrégation était constituée de grains d'Al et une très petite quantité de la phase eutectique était distribuée dans les joints de grains, comme indiqué sur l'image agrandie de la Fig. 3c (Fig. 3d). La microstructure dans d'autres zones (par exemple, les zones non ségréguées) était similaire à celle de la figure 3b. De plus, certains pores de retrait ont été générés dans les joints soudés à 125 A et 135 A, comme indiqué par les flèches blanches sur les figures 3a et c. La microstructure de la ZL avait une zone BLANK. Ce phénomène a été causé par une variété de facteurs. La composition du fil de soudure diffère de la composition du MB, ce qui conduit à une diminution de la teneur en Mg<sub>2</sub>Si. De plus, la vitesse de refroidissement du bain



de soudure était beaucoup plus élevée que celle du procédé de coulée MB. La vitesse de refroidissement accrue a entraîné une augmentation de la quantité de phase solide Mg<sub>2</sub>Si. Par conséquent, la phase primaire Mg<sub>2</sub>Si n'était pas présente dans les ZL et ZF. Le ZL avait une température de fusion plus basse et une vitesse de refroidissement plus élevée que le ZF en raison de son emplacement près de la ligne de fusion et de l'interface solide-liquide. La phase Mg<sub>2</sub>Si avait une solubilité solide accrue et une granulométrie fine.

Ainsi, le ZL présentait une bande BLANK sans dendrites primaires Mg<sub>2</sub>Si et  $\alpha$ -Al. Le phénomène de ségrégation s'est également produit dans la ZF des joints réalisés avec un courant de 135 A. Selon une étude de Liang et al. [12], une vitesse de refroidissement rapide et des compositions de fil de soudage différentes entraînent une ségrégation hétérogène dans la ZF lors du processus de soudage de l'alliage Al-6061. Nie et al. [13] ont rapporté que les phases à basse température de fusion, telles que la phase eutectique Al-Si, sont plus susceptibles de se séparer le long des joints de grains de l' $\alpha$ -Al lors du soudage sous gaz inerte des alliages A356/6061 Al. Dans le présent travail, la ségrégation était plus importante dans les joints soudés à 135 A que dans les joints soudés à 125 A. La raison pour laquelle ce phénomène s'est produit était que le courant de soudage important dégageait plus de chaleur et formait un plus grand bain de soudure.

En conséquence, une grande quantité de fil de soudure a été fondue dans le bain et le taux de fusion du cordon de soudure a également augmenté. Selon l'étude de Nie et al. [13], les phases à basse température de fusion sont plus susceptibles de générer une ségrégation. Ainsi, la teneur en Mg<sub>2</sub>Si a encore été diminuée par l'ajout du fil de soudure. Une fois que les phases à basse température de fusion, telles que Mg et Si, ont généré une ségrégation, une autre zone riche en Al est inévitablement apparue. Un diagramme de phase pseudo-binaire de Al-15 Mg<sub>2</sub>Si et Si (Fig. 4) a été utilisé pour analyser les changements de composition. Avec l'ajout du fil de soudure, la teneur en Mg<sub>2</sub>Si a diminué et la composition s'est déplacée du point b au point a de la Fig. 4.

Ainsi, par rapport à la teneur en phase de l'alliage d'origine, la teneur en phases primaire et eutectique de Mg<sub>2</sub>Si diminué (ou disparu) et augmenté, respectivement. De plus, par rapport au procédé de coulée MB, le bain de soudure était d'un volume plus petit avec une vitesse de refroidissement plus rapide. Par conséquent, les atomes de Mg et de Si forment une fine phase eutectique Al-Mg<sub>2</sub>Si dans la matrice. Généralement, la principale raison de la génération de porosité est le dégagement d'hydrogène au cours du processus de soudage TIG des alliages Al. [11]

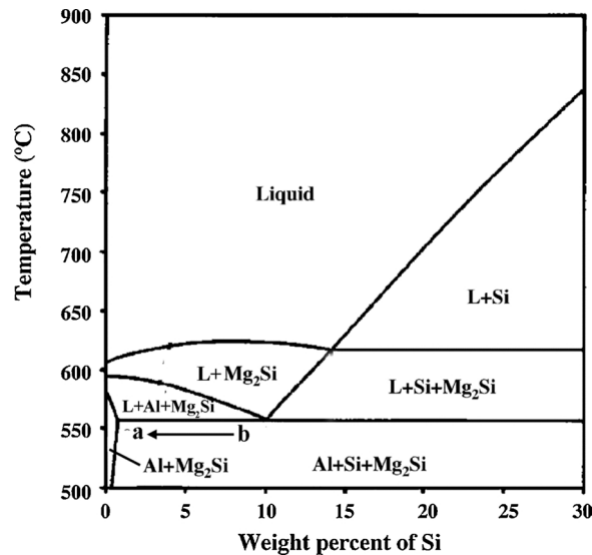


Figure 4 Diagramme de phase pseudobinaire de Al-15 Mg<sub>2</sub>Si à Si

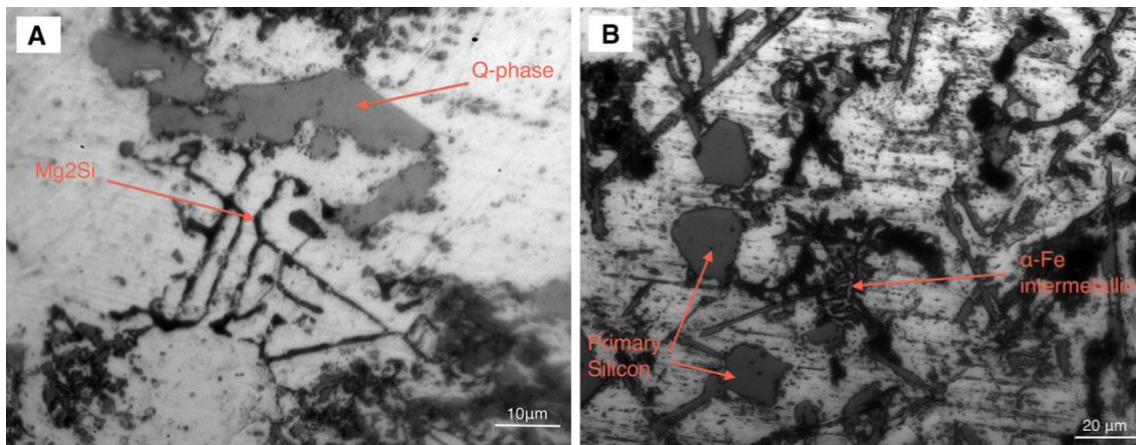


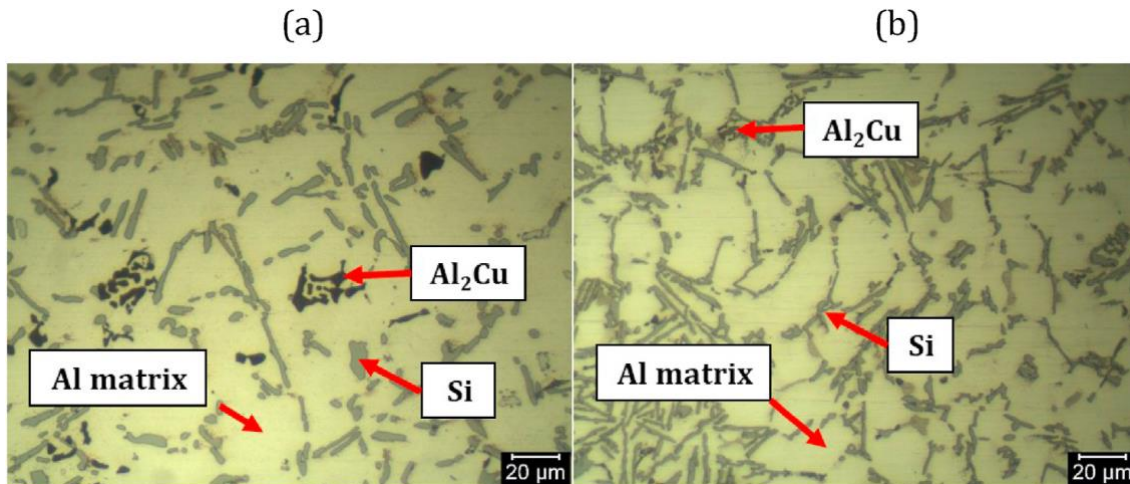
Figure 5 Micrographies optiques de (a) alliage M4 brut de coulée (\*1000), (b) alliage M2 brut de coulée (\*500). [14]

### Phases intermétalliques

Les phases intermétalliques à base de Fe dans les alliages Al-Si sont principalement a-Fe et b-Fe. Le a-Fe peut apparaître sous la forme d'écritures chinoises, d'étoiles ou de boues (phases polyédriques). La figure 5 montre les microstructures des alliages M4 (Mg = 2,5% en poids) et Z2 (Zn = 0,4% en poids) à l'état brut de coulée, montrant les phases grossières Q (Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>) et Mg<sub>2</sub>Si, et les phases intermétalliques primaires de silicium et a-Fe, respectivement.

La présence d'une phase a-Fe a été observée sur tous les alliages bruts de coulée, et la phase ne change pas après le traitement thermique, comme l'ont rapporté Mohamed et al. La phase b-Al<sub>5</sub>FeSi a été observée en petite quantité sur les alliages bruts de coulée. Cependant, après traitement thermique, il apparaît en grande quantité dans toutes les microstructures sous forme d'aiguilles de plusieurs dizaines de micromètres de longueur, aux arêtes vives. Le même comportement a été observé par Zeren et al. Cette phase intermétallique est la plus néfaste pour les propriétés mécaniques des alliages Al-Si-Cu-Mg. La phase a-Fe de l'écriture chinoise nucléée à partir de la phase de boue et forme un eutectique avec a-Al, et lorsque a-Al termine sa

croissance, la croissance de l'eutectique provoque une transition de la morphologie polyédrique à la morphologie dendritique. La nature des phases intermétalliques à base de Fe dépend des quantités d'éléments d'alliage, notamment du rapport Fe/Mn et du Sludge Factor. Le rapport Fe/Mn de 2:1 est idéal pour un maximum de phase a-Fe et un minimum de b-Fe, ce qui nuit aux propriétés mécaniques. [14]



**Figure 6 la microstructure des alliages d'aluminium et avec (a) et sans renforts (b) [15]**

Sur la figure 6, la microstructure des alliages d'aluminium et avec et sans renforts est représentée. En conséquence, la microstructure de l'alliage d'aluminium comprenait la matrice Al, la phase Si et la phase intermétallique Al-Cu. La phase intermétallique était Al<sub>2</sub>Cu basée sur le diagramme de diffraction des rayons X (DRX). Il est à noter que la même phase a également été observée dans la microstructure de l'alliage d'aluminium avec le renfort.

## Chapitre 2 Soudage d'alliages d'aluminium

### Introduction

Avant d'aborder les problèmes liés au soudage des alliages d'aluminium, il convient d'établir quelques définitions, dont la moindre n'est pas celle du soudage lui-même. Le soudage peut être décrit comme l'assemblage de deux composants par coalescence des surfaces en contact l'une avec l'autre. Cette coalescence peut être obtenue en faisant fondre les deux pièces ensemble (soudage par fusion) ou en les réunissant sous pression, éventuellement sous l'effet de la chaleur, pour former une liaison métallique à travers l'interface. C'est ce que l'on appelle l'assemblage en phase solide, qui est l'une des techniques d'assemblage les plus anciennes, le soudage au marteau de forgeron étant utilisé pour la fabrication d'outils en fer depuis environ 3 500 ans. Les techniques plus modernes d'assemblage en phase solide sont caractérisées par le soudage par friction. Les principaux procédés utilisés pour l'assemblage de l'aluminium sont énumérés dans le tableau 1.

Le soudage qui implique la fusion des métaux de base uniquement est connu sous le nom de soudage autogène, mais de nombreux procédés impliquent l'ajout de métaux de base. [16]

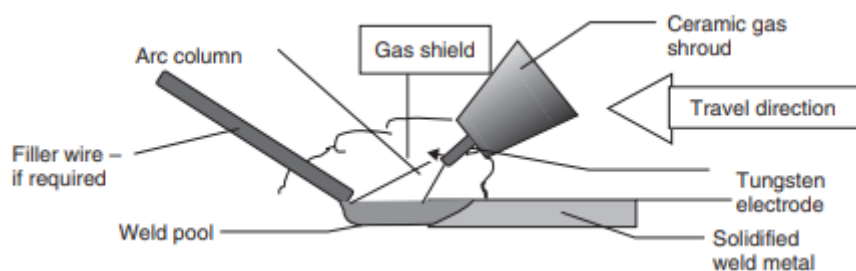
Processus	application
Gaz inerte de tungstène	Procédé de soudage toutes positions de haute qualité utilisant une électrode non consommable ; peut être utilisé avec ou sans ajouts de fils ; peut être manuel, mécanisé ou entièrement automatisé ; faible taux de dépôt, plus élevé avec des ajouts de fils chauds ; courant droit ou pulsé.
Arc métallique protégé par gaz inerte	Procédé de soudage de haute qualité, toutes positions confondues, utilisant un fil alimenté en continu ; il peut être manuel, mécanisé ou entièrement automatisé ; il peut s'agir d'un taux de dépôt élevé, d'ajouts de fils jumelés, d'un courant droit ou pulsé.
Arc métallique manuel	Application limitée ; utilise une électrode consommable enrobée de flux ; joints non ou peu sollicités ; obsolète.
Oxy-gaz	Métal soudé de mauvaise qualité ; joints non sollicités ; obsolète.
Soudage par faisceau d'électrons	Soudage de haute qualité et de précision ; équipement aérospatial/défense et électronique ; coût d'investissement élevé ; nécessité d'une chambre à vide.
Soudage au laser	Soudage de haute qualité et de précision ; aérospatiale/défense et électronique ; coût d'investissement élevé.
Electro-gaz, arc submergé	Applications limitées, par exemple pour les grandes barres omnibus ; problèmes de porosité ; largement obsolète.

**Tableau 1 Principaux procédés de soudage de l'aluminium**

## Gaz inerte de tungstène TIG

### *Introduction*

Le soudage à l'arc sous protection gazeuse, numéro de procédé EN 144, abrégé en TIG, TAGS ou GTAW (USA), est un procédé de soudage à l'arc qui utilise une électrode de tungstène non consommable et une protection gazeuse inerte pour protéger l'électrode, la colonne d'arc et le bain de soudure, comme illustré à la figure 7. L'arc de soudage sert uniquement de source de chaleur et l'ingénieur en soudage a le choix d'ajouter ou non un fil d'apport. Le bain de soudure est facilement contrôlable, de sorte qu'il est possible d'effectuer des passes en racine sans recul, l'arc est stable à des courants de soudage très faibles, ce qui permet de souder des pièces minces, et le procédé produit un métal soudé de très bonne qualité, bien que des soudeurs hautement qualifiés soient nécessaires pour obtenir les meilleurs résultats. La vitesse de déplacement et le taux de dépôt du métal d'apport sont inférieurs à ceux du soudage MIG, ce qui le rend moins rentable dans certaines situations. Le TIG tend à se limiter aux épaisseurs les plus fines de l'aluminium, jusqu'à 6 mm d'épaisseur. Il pénètre moins profondément dans le métal de base que le MIG et il est parfois difficile de pénétrer dans les coins et dans la racine des soudures d'angle. [17]



**Figure 7 Schéma du processus de soudage TIG**

### **Principes du processus**

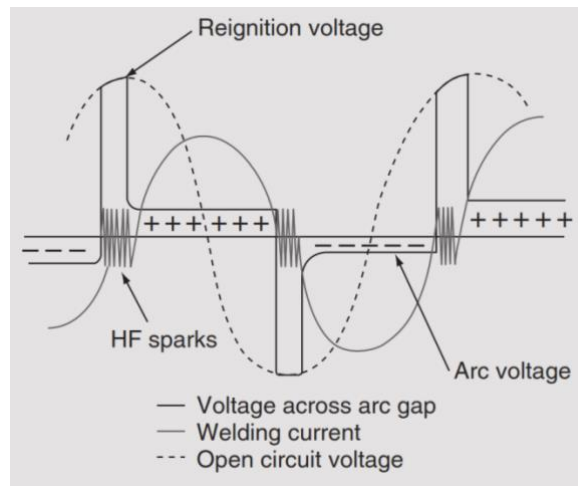
L'équipement de base pour le soudage TIG comprend une source d'énergie, une torche de soudage, une alimentation en gaz de protection inerte, une alimentation en fil d'apport et éventuellement un système de refroidissement à l'eau. La figure 8 illustre un ensemble typique d'équipements.



**Figure 8 Réparation manuelle par soudage DC-ve TIG d'aluminium de fonderie à l'aide de gaz de protection à l'hélium.**

Pour le soudage de la plupart des matériaux, le procédé TIG utilise traditionnellement un courant continu, l'électrode étant connectée au pôle négatif de la source de courant. Le soudage sur cette polarité ne permet pas une élimination efficace de l'oxyde. Une autre caractéristique des procédés de soudage à l'arc sous protection gazeuse est que la majeure partie de la chaleur est générée au pôle positif. Soudage TIG avec l'électrode connectée au pôle positif, entraîne une surchauffe et une fusion de l'électrode.

Le soudage TIG manuel de l'aluminium est donc normalement effectué en courant alternatif (CA), où l'élimination du film d'oxyde s'effectue sur le demi-cycle positif de l'électrode et le refroidissement de l'électrode et la pénétration du cordon de soudure sur le demi-cycle négatif de l'électrode de l'onde sinusoïdale du courant alternatif. L'arc s'éteint et se rallume à chaque demi-cycle lorsque le courant d'arc passe par zéro, sur une alimentation de 50 Hz, ce qui doit se produire 100 fois par seconde, deux fois par cycle d'alimentation. Pour obtenir un rallumage instantané de l'arc, un courant de haute fréquence (HF) et haute tension (9-15 000 V) est appliqué à l'arc, comblant le vide de l'arc par une décharge continue. Cela ionise le gaz dans la fente de l'arc, ce qui permet à l'arc de soudage de se rallumer avec un délai minimum (Fig.9). Ceci est particulièrement important lors du demi-cycle. [18]



**Figure 9 Courant HF et son effet sur la tension et le courant**

L'aluminium est un mauvais émetteur d'électrons, ce qui signifie qu'il est plus difficile de rallumer l'arc sur le demi-cycle positif de l'électrode. S'il y a un retard dans le rallumage, le courant circule moins sur le demi-cycle positif que sur le demi-cycle négatif. C'est ce que l'on appelle la rectification partielle, qui peut éventuellement conduire à une rectification complète, où aucun courant ne circule sur le demi-cycle positif. L'arc devient instable, l'action nettoyante est perdue et une composante de courant continu peut être produite dans le circuit secondaire de la source d'énergie, entraînant une surchauffe du transformateur. Ce phénomène est évité sur les sources d'énergie plus anciennes en fournissant un courant opposé à partir de batteries de stockage et, dans les équipements plus modernes, en insérant des condensateurs de blocage dans le circuit de la source d'énergie.

Le courant HF fonctionne en permanence lorsque l'arc brûle dans le processus AC-TIG. Le courant HF peut pénétrer dans d'autres équipements à proximité de l'arc et endommager gravement les circuits électroniques, provoquer des dysfonctionnements et des mouvements incontrôlés des systèmes robotiques et des machines à commande numérique et affecter le fonctionnement des téléphones et des réseaux informatiques. Lorsque le courant HF est utilisé, des précautions doivent être prises pour éviter tout dommage en protégeant de manière adéquate les équipements et les circuits électroniques, par exemple au moyen d'une cage de Faraday. [19]

### **Gaz de protection**

Le gaz préféré pour le soudage AC-TIG de l'aluminium est l'argon, bien que l'hélium et les mélanges argon-hélium puissent être utilisés. L'argon permet d'obtenir un cordon de soudure large et peu pénétrant, mais laisse la soudure brillante et argentée. L'argon permet également d'obtenir l'allumage le plus facile et l'arc le plus stable.

L'hélium augmente la tension de l'arc, ce qui a pour effet de resserrer l'arc, d'augmenter la pénétration mais de rendre l'allumage de l'arc plus difficile et de nuire à la stabilité de l'arc. Certains générateurs de soudage modernes sont équipés d'un dispositif permettant de commencer le soudage avec de l'argon et, une fois qu'un arc stable est établi, de passer automatiquement à l'hélium. En effet, dans certaines circonstances, l'utilisation de l'hélium peut entraîner le dépôt de "suie" dans la zone d'impact de l'arc et, bien que celle-ci puisse

normalement être éliminée par brossage métallique, elle peut être difficile à enlever. Pour ces raisons, l'hélium pur à 100 % est rarement utilisé dans le soudage manuel AC-TIG.

L'ajout d'argon à l'hélium améliore l'amorçage et la stabilité de l'arc. Les vitesses de déplacement et la pénétration seront inférieures à celles de l'hélium pur, mais supérieures à celles de l'argon. Il est possible de contrôler la largeur du cordon et la pénétration en variant la quantité d'argon dans le mélange.

Les commandes de la source d'énergie doivent prévoir un pré-débit et un post-débit du gaz de protection. Le pré-débit sert à purger les tuyaux et la torche et à protéger l'électrode lorsque l'arc est établi. Il est également nécessaire de maintenir le débit de gaz lorsque le soudage est terminé afin de protéger le bain de soudure et l'électrode de l'oxydation lorsqu'ils refroidissent après avoir atteint la température de soudage. Les débits de gaz sont importants pour assurer une couverture de gaz adéquate. Des débitmètres de type "bobine" sont souvent utilisés, fixés au détendeur pour contrôler le débit. Toute restriction entre le débitmètre bobine et la torche signifie que le débit ne sera pas réglé avec précision. Il est conseillé de valider les relevés des compteurs en fixant un débitmètre à la gaine de gaz de la torche et en contrôlant le débit. Les débitmètres sont également étalonnés pour un gaz spécifique et donneront des indications inexacts s'ils sont utilisés pour contrôler le débit d'autres gaz ou de mélanges de gaz. Ceci est particulièrement important lors de l'utilisation d'hélium ou de mélanges argon-hélium. [20] [21]

## Microstructure

Les caractéristiques des microstructures typiques dans différentes zones du joint sont présentées dans la figure 10. Il y a quatre zones visibles dans le joint : le métal soudé (ZF), la zone partiellement fondue (ZL), la zone affectée thermiquement (ZAT) et le métal de base (MB). La composition du fil étant différente de celle du métal de base et la vitesse de refroidissement étant très rapide, un phénomène de ségrégation hétérogène s'est produit. Un phénomène de ségrégation hétérogène s'est produit dans la ZF. La zone centrale de la soudure était composée de structures dendritiques avec une solution solide d'aluminium ( $\alpha$ -Al) et une structure eutectique Al-Si, comme le montre la figure 10b. Nie et al. (2016) ont montré que la structure eutectique Al-Si est une phase de ségrégation avec un point de fusion bas, et qu'elle présente une morphologie lamellaire, agrégée ou discrète le long du joint de grain  $\alpha$ -Al. Des cristaux colonnaires, qui se sont développés vers le centre de la soudure, existaient sur le bord de ZF (Fig. 10c). De fins cristaux équiaxes se sont formés dans la ZL (Fig. 10c). Cette zone a été chauffée au-dessus de la température du solidus et l'eutectique s'est refondu pendant le soudage, comme l'ont souligné Rao et al. (2008). Ensuite, une recristallisation s'est produite pendant le processus de solidification. La structure des grains de la ZAT est similaire à celle de la ZL. Cependant, la taille des grains dans la ZAT était plus importante que celle de la ZL (Fig. 10d) car la ZAT a été soumise à un long temps de séjour à haute température et les grains dans cette zone ont donc eu suffisamment de temps pour croître. La microstructure de MB a révélé des grains allongés uniformes le long de la direction de laminage (Fig. 10e).

Comme le montre la figure 11, la taille des grains dans la ZAT a diminué en raison de la baisse progressive de la température en s'éloignant du bain de soudure. En outre, la région a été soumise à deux processus de chauffage, ce qui a entraîné une double croissance des grains, dont la taille a donc changé de manière évidente.



Le Si et le Mg sont les principaux éléments du métal de base Al6061 et du métal d'apport 4043, respectivement. En général,  $Mg_2Si$  était la phase de précipitation primaire dans le joint, et l'EDS a été utilisé pour analyser la précipitation de la phase  $Mg_2Si$ . [22]

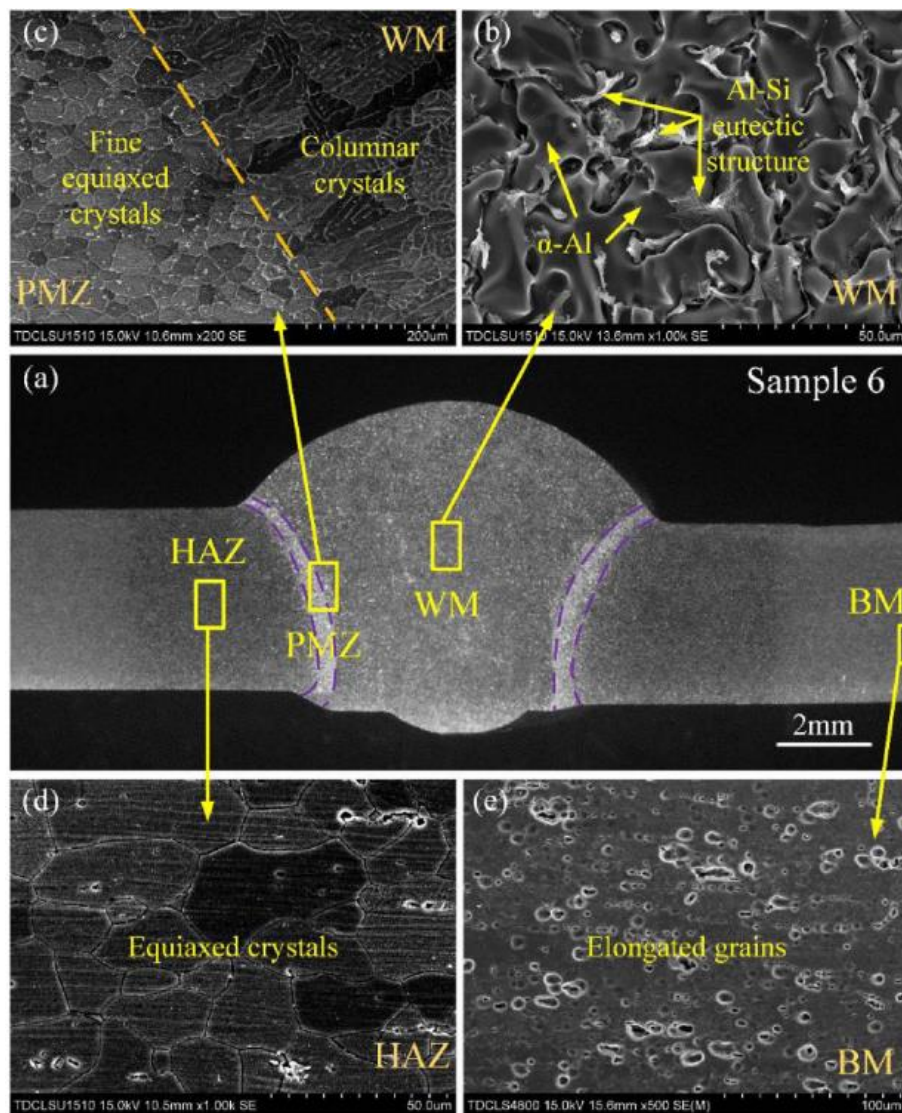
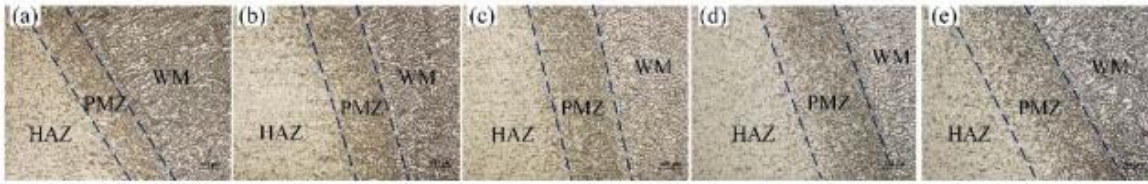


Figure 10 Microstructure de l'échantillon. [22]



Figure 11 Évolution des grains de la ZAT à la MB. [22]

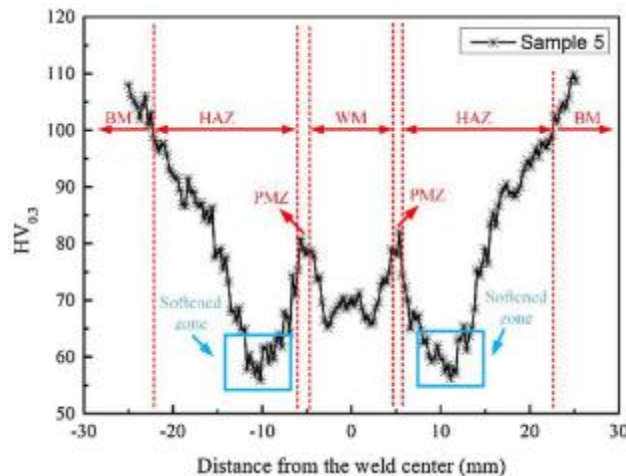
Avec l'augmentation du courant TIG, la largeur de la ZL a augmenté (figures 12), passant d'environ  $360 \mu m$  à  $600 \mu m$ . En raison de la longue durée à haute température et de la vitesse de refroidissement plus lente du processus hybride, la zone de recristallisation a augmenté et les grains de la ZL sont devenus grossiers (Fig. 12). [22]



**Figure 12 Modification de la microstructure en fonction des paramètres de soudage. [22]**

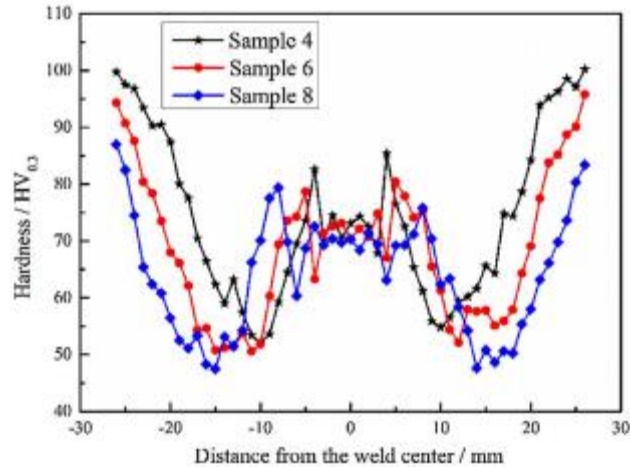
### Propriétés mécaniques

La figure 13 montre le profil de micro-dureté de la zone soudée. Ce graphique montre une différence significative dans la valeur de microdureté de ZF (environ 70 HV) et ZAT (d'environ 60 HV à 100 HV) par rapport à MB (110 HV). La courbe de dureté présente une distribution grossièrement de type W. Des zones ramollies (environ 57 HV) qui se sont formées symétriquement de part et d'autre du joint, existaient dans la ZAT. Il convient de noter que la valeur obtenue dans la zone ramollie correspondait à environ 50 % de la valeur obtenue dans la zone MB. [22] [23]



**Figure 13 Distribution de la micro-dureté dans le joint soudé TIG-CMT. [22] [23]**

La figure 14 montre la distribution de micro-dureté avec différents courants TIG. On peut voir qu'avec l'augmentation du courant TIG, la dureté des joints a diminué. La dureté dans ZAT a diminué d'environ 55 HV à 45 HV. La figure montre que la zone de ramollissement du joint s'est invariablement étendue. En raison de l'augmentation de l'apport de chaleur, les grains de ZL grossissent, ce qui diminue la dureté de ZL. [22] [23]



**Figure 14 Distribution de la micro-dureté avec différents courants TIG. [22] [23]**

## Oxygène-Acétylène

### Introduction

Le soudage oxyacétylénique est un type de soudage à gaz fondamental. Le mélange de gaz est utilisé pour former un bain de fusion des métaux à souder, puis les fusionner pour former une pièce métallique continue. Parfois, un métal d'apport est utilisé pour souder les pièces en métal de base. En fait, pendant le soudage au gaz, la trempe de l'échantillon a également lieu, en d'autres termes, le vieillissement artificiel a lieu [24]. D'après les recherches déjà effectuées, nous pouvons conclure que le vieillissement des alliages réduit leur dureté et d'autres propriétés mécaniques [24, 25]. La durée de vie en fatigue d'un alliage d'aluminium après vieillissement est donc inférieure à la durée de vie de l'échantillon avant soudage. L'analyse de la durée de vie en fatigue d'une structure est réalisée en calculant les dommages dus à trois facteurs :

- Charge cyclique de la structure ;
- Géométrie de la structure ;
- Endurance des matériaux.

Si la géométrie de l'échantillon et ses conditions de chargement sont connues, nous pouvons définir la durée de vie en fatigue de cet échantillon en utilisant la courbe S-N sur la base de l'hypothèse fatigue-dégâts [26]. Pour estimer la fiabilité des structures pendant leur utilisation, les courbes S-N des matériaux appliqués, ainsi que leurs dispersions, doivent être prises en compte. Les courbes S-N réalisées entre les contraintes et le nombre de cycles montrent également le graphique de la région de fatigue à cycle élevé et de la région de fatigue à cycle faible par une fonction linéaire de la relation de Coffin-Manson. La rupture du matériau est déclenchée par une contrainte de traction au niveau d'un défaut macro ou microscopique. Une fois la rupture amorcée, le bord se comporte comme une zone de concentration des contraintes et contribue à la propagation de la fissure jusqu'à ce que la section réduite ne supporte plus de charge imposée. La recherche se concentre sur les effets des zones de soudure oxyacétylénique et des entailles sur la durée de vie en fatigue de l'AA5052-H32 soumis à des essais de fatigue en rotation et en flexion sur quatre points. Dans la zone soudée, une structure

de dendrite de forme "F" est formée et la taille des grains est beaucoup plus importante que celle du métal de base. Pendant la solidification du métal en fusion, les éléments d'alliage commencent à précipiter aux limites des grains, ce qui rend les limites plus épaisses que les autres zones. Ces caractéristiques rendent la pépite soudée plus molle que les pépites comparables et la fissure de fatigue se propage également facilement en raison de la faible concentration des joints de grains.

### Analyse métallographique et essais de dureté

L'objectif fondamental de l'analyse métallurgique est de découvrir les changements microstructuraux dus au soudage oxyacétylénique. Une transition dans la microstructure doit être observée dans la zone soudée (ZF), la zone affectée thermiquement (ZAT) et le métal de base (MB). Le matériau affecté par le processus de soudage présente une structure de grain fine et agitée et le matériau dans la ZAT à également une structure de grain recristallisée par rapport au métal de base qui a des grains réguliers [28]. Au cours du processus de soudage oxyacétylénique, la baguette d'apport fond et forme un bain de métal en fusion qui remplit la zone conique de l'échantillon. Lorsque ce bain est condensé, les atomes sont orientés de manière aléatoire et sont incapables d'obtenir une géométrie spécifique. La région proche des pépites soudées s'est également tempérée sous l'effet de la flamme de soudage à haute température. La différence de microstructure de ces trois régions affecte leur dureté. Dans la présente étude, un essai de dureté Brinell est effectué pour obtenir l'indice de dureté Brinell (HB) de chaque zone. Comme il est difficile de déterminer le HB d'une barre de forme ronde en raison des limitations de stade des appareils d'essai de dureté Brinell, les tranches rondes de chaque zone sont soumises à un essai de dureté Brinell. Les tranches rondes de chaque zone sont donc coupées et la surface plane de la tranche est préparée pour l'essai de dureté. Conformément à l'ASTM, l'essai de dureté est effectué avec un pénétrateur à bille d'acier ( $\varnothing=5,0$  mm) et la force appliquée est de 612,9 N. L'oculaire de l'objectif est installé avec un grossissement de 2,5 x. Les comportements de dureté de ces trois régions sont illustrés à la figure 15.

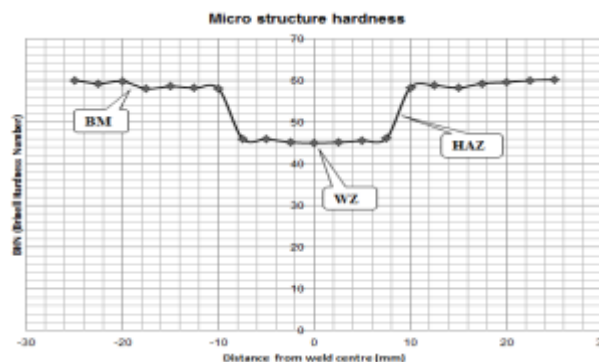


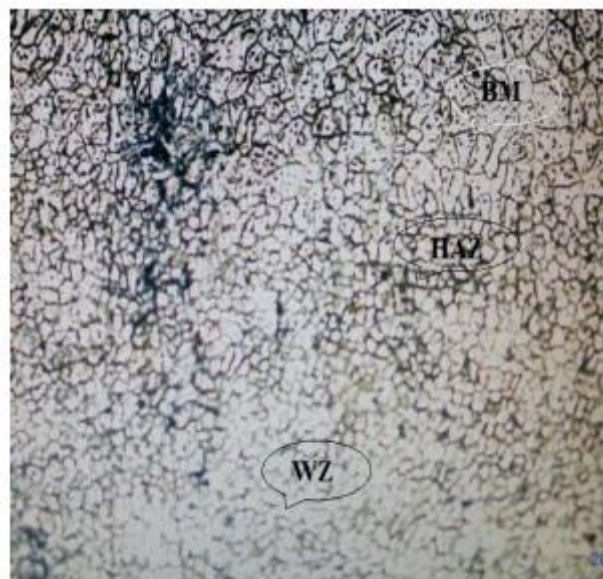
Figure 15 HB de différentes zones de soudage

### Microstructures

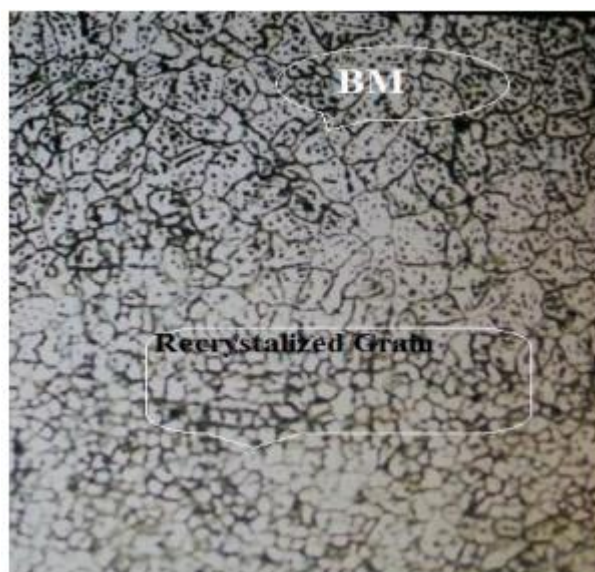
La discussion ci-dessus est étayée par l'examen de la microstructure, comme le montre la figure 16. Les grains dans les zones de métal de base sont de forme longitudinale et présentent la plus faible concentration de joints de grains. Comme la taille des grains du MB est plus importante que celle de toute autre zone, cela montre que les précipités sont arrêtés et



qu'ils n'ont pas assez de temps pour s'échapper des grains et venir sur les joints de grains adjacents [29]. Ces précipités contribuent à augmenter la dureté du métal de base par rapport aux zones ZAT et ZF. Dans la ZAT, un vieillissement artificiel a lieu et certains grains ont la chance de traverser les limites tandis que d'autres s'accumulent près des limites, ce qui fait que les limites des grains semblent plus épaisses que n'importe quelle autre zone, comme le montre la figure 16. La ZF présente une structure dendritique caractéristique de la précipitation. C'est la zone la plus fragile par rapport aux autres [30]. Le vieillissement artificiel maximal a lieu dans cette zone, ce qui entraîne une réduction de la durée de vie en fatigue ainsi qu'une diminution de la dureté. La structure du grain montre également que la recristallisation du matériau a lieu lors du soudage multipasse, comme le montre la figure 17. La structure à grains fins est obtenue après la recristallisation, ce qui produit une plus grande concentration de joints de grains [31]. Cette structure favorise la propagation des fissures intergranulaires.



**Figure 16 Structure des grains dans les différentes zones.**



**Figure 17 Recristallisation des grains dans le 2eme passe de soudure.**

## Shielded Metal Arc Welding SMAW

### Introduction

Les procédés de soudage sont essentiels pour la fabrication d'une grande variété de produits, tels que les châssis, les appareils à pression, les composants automobiles et tout autre produit devant être fabriqué par soudage. Cependant, les opérations de soudage sont généralement coûteuses, nécessitent un investissement considérable en temps et doivent établir les conditions de soudage appropriées, afin d'obtenir une performance adéquate du joint soudé. Il existe de nombreux procédés de soudage, qui sont utilisés en fonction du matériau, des caractéristiques géométriques des matériaux, du degré de salubrité souhaité et du type d'application (manuel, semi-automatique ou automatique). Les paragraphes suivants décrivent quelques-uns des procédés de soudage les plus utilisés pour les alliages d'aluminium.

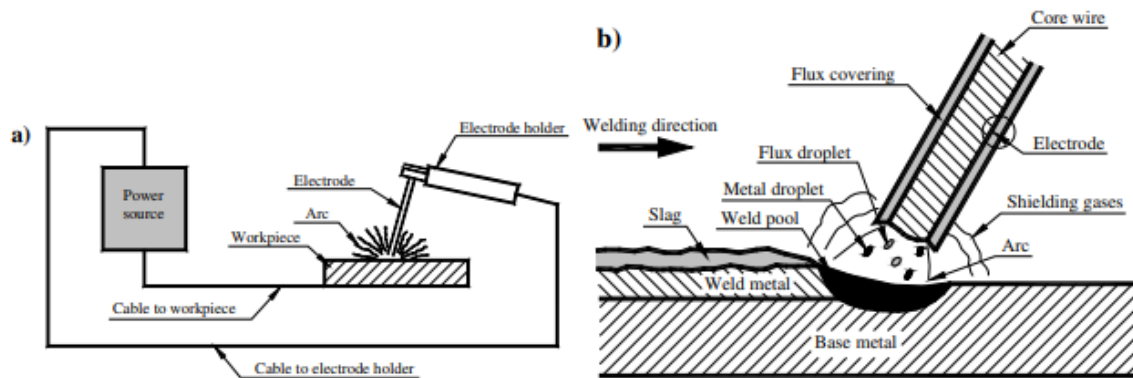
### Principes de processus

Il s'agit d'un procédé de soudage qui permet de fondre et d'assembler des métaux à l'aide de la chaleur. La chaleur est produite par un arc électrique généré par l'électrode et les matériaux. La stabilité de l'arc est obtenue par une distance entre l'électrode et le matériau, appelée soudage à la baguette. La figure 18 montre une représentation schématique du processus. Le porte-électrode est relié à une borne de la source d'énergie par un câble de soudage. Un second câble est connecté à l'autre borne, comme le montre la figure 1a. En fonction de la connexion, il est possible d'obtenir une polarité directe (Direct Current Electrode Negative, DCEN) ou inversée (Direct Current Electrode Positive, DCEP). Le fil d'âme de l'électrode enrobée conduit le courant électrique et fournit le métal d'apport pour réaliser la soudure.

La chaleur de l'arc fait fondre l'âme du fil et l'enrobage (flux) à l'extrémité de l'électrode. Le matériau fondu est transféré au métal de base sous forme de goutte, comme le montre la figure 18b. Le métal fondu est stocké dans un bain de soudure et se solidifie dans le métal de base. Le flux, en raison de sa faible densité, flotte à la surface du bain de soudure et se solidifie sous la forme d'une couche de laitier à la surface du métal soudé.

L'enrobage de l'électrode contient certains composés chimiques destinés à protéger, désoxyder, stabiliser l'arc et ajouter des éléments d'alliage. Il existe essentiellement quatre types d'enrobage d'électrode : (i) Cellulosique (20-60 % de rutile, 10-20 % de cellulose, 15-30 % de quartz, 0-15 % de carbonates, 5-10 % de ferromanganèse), qui favorise la protection du blindage gazeux dans la zone de l'arc, une pénétration profonde et un refroidissement rapide de la soudure. (ii) Rutile (40-60 % de rutile, 15-20 % de quartz, 0-15 % de carbonates, 10-14 % de ferromanganèse, 0-5 % de matières organiques), utilisé pour former des laitiers principalement pour le blindage du laitier, il présente une teneur élevée en inclusions dans le dépôt de soudure. (iii) Acide (minerai de fer et de manganèse, quartz, silicates complexes, carbonates de ferromanganèse), qui fournit une teneur en hydrogène assez élevée et une teneur élevée en laitier dans la soudure. (iv) Basique (20-50% de carbonate de calcium, 20-40% de spath fluor, 0-5% de quartz, 0-10% de rutile, 5-10% de ferro-alliages), ce revêtement apporte des niveaux d'hydrogène faibles et élevés ( $\leq 10$  ppm) et les électrodes peuvent être maintenues sèches (Easterling, 1992). La température étant élevée, l'enrobage de l'électrode produit un gaz protecteur pour le métal en fusion. Pendant le processus de soudage, le

revêtement de l'électrode réagit pour éliminer les oxydes produits lors du processus de fusion et il nettoie le métal soudé. En outre, le laitier formé lors du processus de solidification protège le métal soudé, en particulier lorsque la température est trop élevée. L'arc électrique est produit par l'ionisation des gaz (plasma) qui conduisent le courant électrique. Les stabilisateurs d'arc sont des composés qui se décomposent en ions d'arc sous forme d'oxalates de potassium et de carbonate de lithium. Ils augmentent la conductivité électrique et améliorent la conduite du courant sous une forme plus douce. En outre, l'enrobage de l'électrode apporte également des éléments d'alliage et/ou des poudres métalliques au métal soudé. Les éléments d'alliage tendent à contrôler la composition chimique du métal soudé ; les poudres métalliques tendent à augmenter le taux de dépôt.



**Figure 18 Procédé de soudage à l'arc sous protection métallique**

Le procédé de soudage SMAW présente l'avantage d'être portable et peu coûteux par rapport à d'autres procédés. Ces caractéristiques permettent au procédé SMAW d'être utilisé pour la maintenance, les opérations de réparation, la production de structures ou d'appareils à pression. Cependant, dans le soudage des alliages d'aluminium et de titane, le procédé de soudage ne permet pas un degré de nettoyage suffisant car le gaz produit par l'enrobage n'est pas suffisant pour obtenir des soudures exemptes de défauts et de discontinuités. D'autre part, le taux de dépôt est limité car les électrodes doivent être changées continuellement en raison de leur longueur et l'opérateur doit s'arrêter.

### **Défauts de soudage des alliages d'aluminium**

En raison de leur faible poids et de leur grande résistance, les alliages d'aluminium sont de plus en plus utilisés depuis le développement rapide des industries aérospatiale et maritime. La méthode de soudage de base permet difficilement de surmonter les défauts de soudage. Les alliages d'aluminium présentent généralement des défauts de soudage tels que des fissures à chaud et des porosités. Les différents types d'alliages d'aluminium présentent également différents problèmes au cours du processus de soudage [32, 33, 34, 35,36].

### **Porosité de soudure**

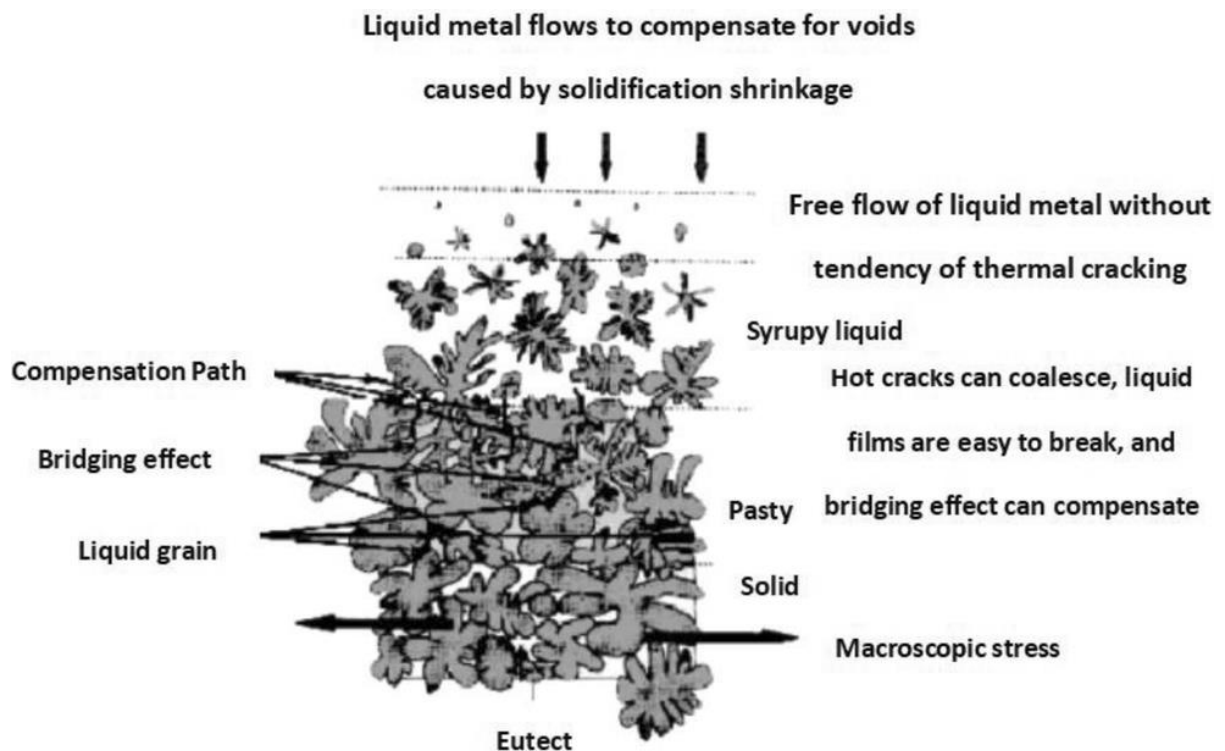
Le film d'oxyde ( $Al_2O_3$ ) et les autres impuretés organiques à la surface de l'alliage d'aluminium sont facilement décomposés à haute température, ce qui améliore la sensibilité à la porosité de la soudure. Les composants en phase gazeuse tels que l'hydrogène sont plus solubles dans le bain de fusion à haute température, et des vitesses de refroidissement plus rapides peuvent rendre difficile leur évacuation et la formation de pores.

## Fissure

L'alliage d'aluminium a un coefficient de dilatation linéaire important et une vitesse de refroidissement rapide lors du soudage, ce qui entraîne une contrainte de retrait importante lors de la solidification. Associé à une sensibilité stomatique élevée, il conduit à l'apparition de fissures.

Wang et al. [37] ont proposé une théorie en trois étapes pour la formation de fissures dans le processus de solidification des alliages d'aluminium, comme le montre la figure 19.

- Phase initiale : les dendrites se déplacent librement et la déformation par contraction peut être compensée par la réorganisation des métaux liquides ou des grains.
- Processus de cohérence : les dendrites grandissent jusqu'à un certain point, entrent en contact les unes avec les autres, la libre circulation s'arrête et la force commence à compenser la force de déformation externe.
- Phase de coalescence : l'interface solide-solide augmente continuellement et le film liquide devient une partie indépendante de la poche. À ce stade, l'écoulement libre du film liquide accumule des déformations plastiques dues à l'entrave de la phase solide jusqu'à l'apparition de fissures.



**Figure 19 La formation de fissures dans le processus de solidification des alliages d'aluminium**



## Chapitre 3 Partie expérimentale

### Introduction

La partie expérimentale de cette étude a été consacrée à la préparation des échantillons et à leur soudure, suivie d'observations microscopiques. Ces expériences visent à examiner de près les caractéristiques et les propriétés des échantillons soudés afin de mieux comprendre leur comportement et leur structure. L'utilisation de techniques de soudure et d'observations microscopiques permettra d'analyser les modifications physiques et les éventuels défauts qui peuvent se produire lors du processus de soudure. Cette introduction présentera les différentes étapes de l'expérience, en mettant l'accent sur l'importance de la préparation des échantillons et des observations microscopiques pour obtenir des résultats significatifs et précis.

### Préparations des échantillons

#### Découpage

Dans le cadre de cette recherche, la première étape de la préparation des échantillons a consisté à découper une culasse en petits morceaux de dimensions spécifiques, soit 2 cm de longueur, 2 cm de largeur et 2 cm de hauteur.



Figure 20 Découpeuse

## Perçage

La deuxième étape de la préparation des échantillons a impliqué la création de trous sur les morceaux de culasse afin de simuler les conditions de corrosion. Pour créer ces trous, une perceuse avec une mèche adaptée a été utilisée.



**Figure 21** Perceuse

## Soudage

La troisième étape de notre expérience a consisté à souder les échantillons préparés à l'aide de différentes techniques de soudage. Trois méthodes ont été utilisées : le soudage TIG (Tungsten Inert Gas), le soudage SMAW (Shielded Metal Arc welding) et le soudage Oxyacétylénique.



**Figure 22 Echantillon soudé**

### **L'enrobage**

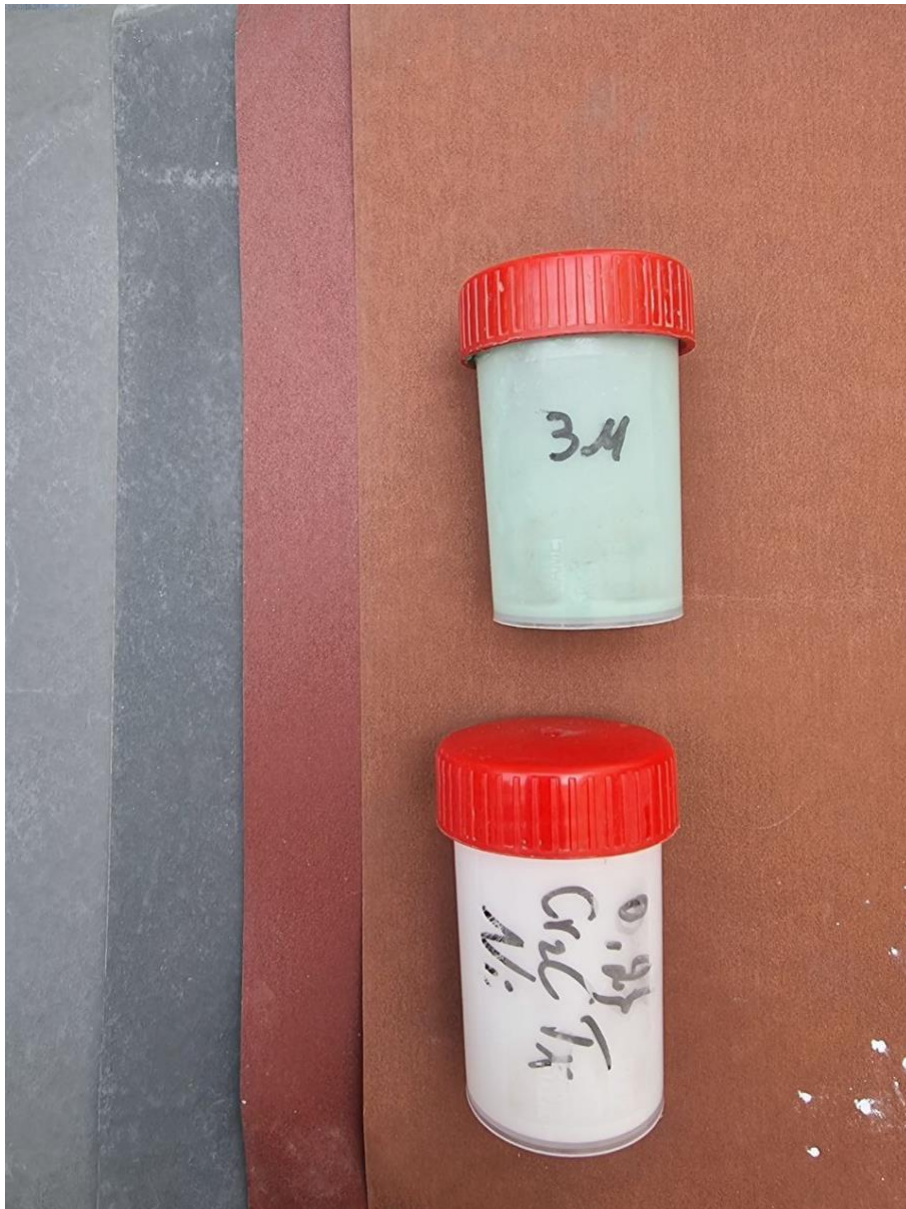
Après le processus de soudage, la quatrième étape de notre expérience a impliqué l'enrobage des échantillons pour faciliter leur manipulation lors des étapes ultérieures, telles que le polissage et les tests de dureté, ainsi que pour assurer une planéité adéquate pour les observations microscopiques.



**Figure 23 Echantillon enrobé**

### **Polissage**

Après l'enrobage des échantillons, la cinquième étape de notre expérience a consisté au polissage métallographique des échantillons. Ce processus a été effectué manuellement en utilisant une série de papiers abrasifs de granulométries croissantes. Les papiers abrasifs ont été utilisés progressivement, passant par des granulométries de 220,320, 400, 600, 800, 1000, 1200 et 1500. Chaque papier abrasif a été utilisé avec une pression légère et des mouvements réguliers, en veillant à couvrir toute la surface de l'échantillon. Suivis de l'application de pâtes diamantées de 0,25  $\mu\text{m}$  et 3  $\mu\text{m}$ .



**Figure 24 Papier abrasifs et pate diamanté**

### **Attaque chimique**

Une fois le polissage des échantillons terminé, la sixième étape de notre expérience a été l'attaque chimique. L'objectif de cette étape était de révéler les dendrites dans les échantillons pour une analyse plus détaillée de leur structure cristalline. Nous avons utilisé le réactif de KELLER, dont la composition chimique est la suivante :

- 2 ml d'acide fluorhydrique (HF) à 48%,
- 5 ml d'acide nitrique (HNO<sub>3</sub>) concentré,
- 3 ml d'acide chlorhydrique (HCl) concentré,
- 190 ml d'eau distillé (H<sub>2</sub>O).

On immerge les échantillons pendant 15 à 20 secondes dans le réactif puis ils sont lavés à l'eau et séchés à l'aide d'un séchoir.



## Microscopie optique

Après le polissage et l'attaque chimique, nous avons procédé à des observations métallographiques à l'aide de la microscopie optique. Nous avons utilisé un microscope de type NIKON ECLIPSE LV150N, offrant un agrandissement allant de 2,5X à 50X. Ce microscope est équipé d'un dispositif permettant de capturer des photos de la microstructure observée à l'aide d'un appareil photo connecté à un ordinateur. Grâce à la microscopie optique, nous avons pu observer les détails de la microstructure des échantillons, tels que la taille et la distribution des dendrites, les défauts de surface, les variations de composition, ainsi que les effets de la soudure. Les photos capturées ont été enregistrées sur un ordinateur, ce qui nous a permis de documenter et d'analyser plus précisément les caractéristiques observées.



**Figure 25 Microscope optique (NIKON)**

## Essais de micro-dureté

Après les observations métallographiques, la prochaine étape de notre expérience a été la réalisation des essais de microdureté. Les essais de microdureté sont utilisés pour mesurer la dureté locale d'un matériau à une échelle microscopique, ce qui permet d'évaluer la résistance du matériau à la déformation plastique ou à l'indentation. Nous avons utilisé un microduromètre approprié avec un dispositif Vickers en appliquant une charge de 100g. Ce type de microduromètre utilise une pointe en diamant extrêmement fine pour effectuer une indentation précise sur la surface de l'échantillon. Les essais de microdureté ont été répétés sur plusieurs endroits différents des échantillons pour obtenir des données représentatives et fiables. Les résultats obtenus ont été enregistrés et analysés pour évaluer les variations de dureté à travers les différentes zones des échantillons.



**Figure 26 Microduromètre**

### **Conclusion**

En conclusion, notre étude expérimentale a porté sur la préparation, le soudage, les observations microscopiques, les attaques chimiques et les essais de microdureté des échantillons. Chaque étape de cette démarche a contribué à une compréhension approfondie de la structure, des propriétés et de la réactivité des matériaux étudiés.

# Chapitre 4 Résultats et interprétations

## Introduction

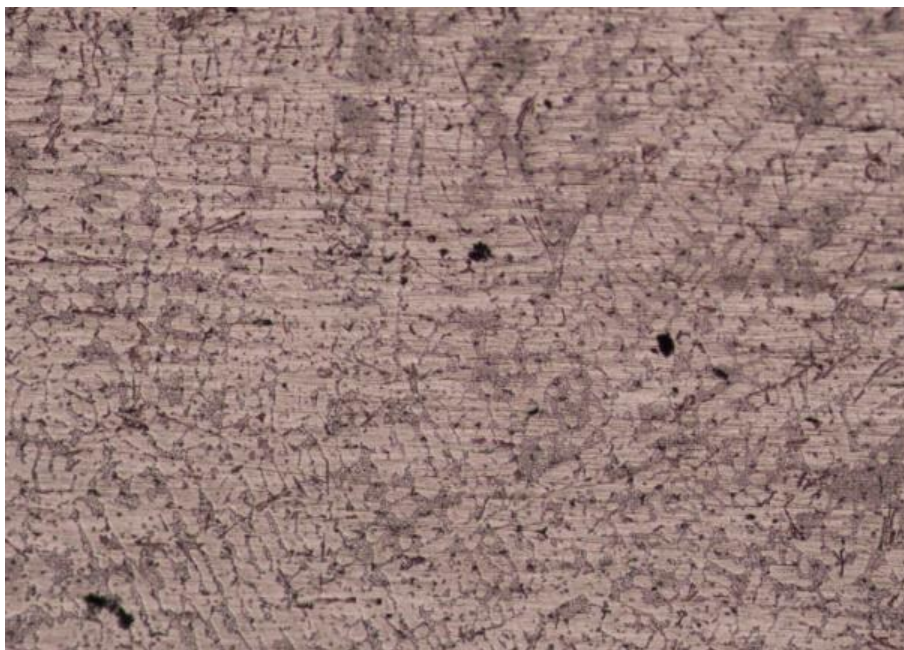
Dans ce chapitre, nous présentons les résultats des expériences menées au cours de cette étude et leurs interprétations, le tableau suivant reprend toutes les données sur les échantillons :

Procédure	Métal d'apport	Amperage (A)	L'abréviation
Témoin			T0
TIG	Al	80	T1
	E 4043(Al Si)	90	T2
	Al	100	T3
	Al	110	T4
SMAW	E 4043(Al si)	80	M1
	E 4043(Al Si)	120	M2

**Tableau 2 Désignation des échantillons**

## Microstructure

T0 :



**Figure 27 Microstructure de témoin X50**

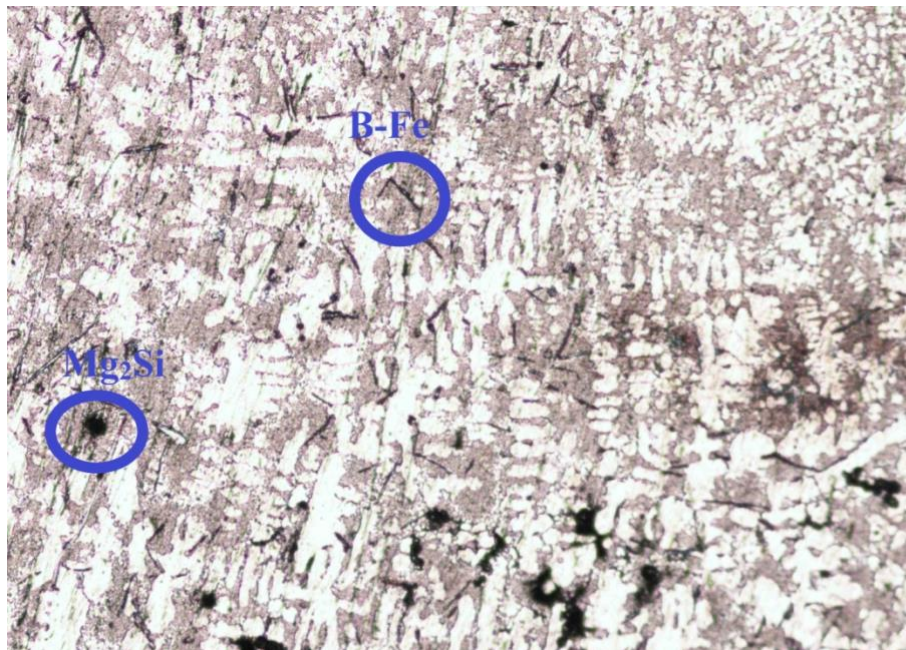


**Figure 28 Microstructure de témoin X25**

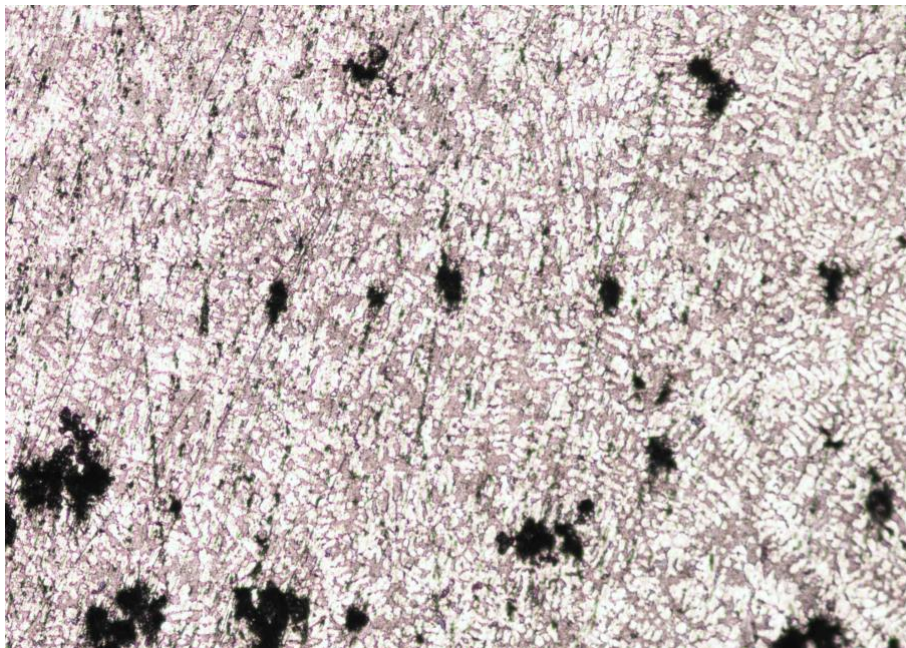
Les figures 27 et 28 montrent les microstructures de substrat T0, on trouve principalement des dendrites appelés dendrites alpha. Ces dendrites sont allongées. La microstructure également contenu des phases intermétalliques, telles que le silicium eutectique, ces particules de Silicium secondaire (eutectique) ont une morphologie aciculaire/lamellaire.



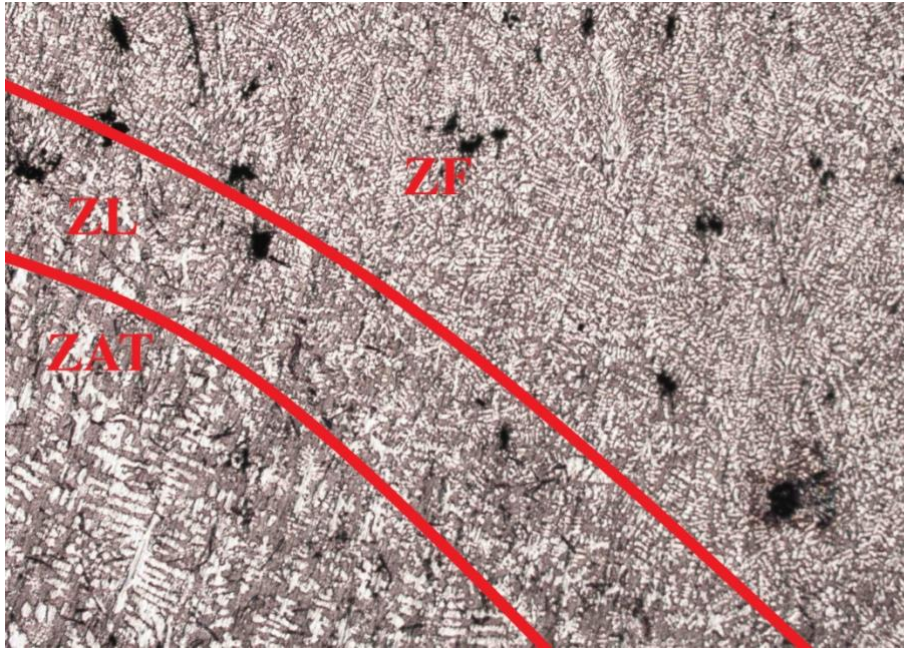
T1 :



**Figure 29** Microstructure de la ZAT de T1, X50



**Figure 30** Microstructure de la ZF de T1, X50



**Figure 31 Microstructure des 3 différentes zones de T1, X25**

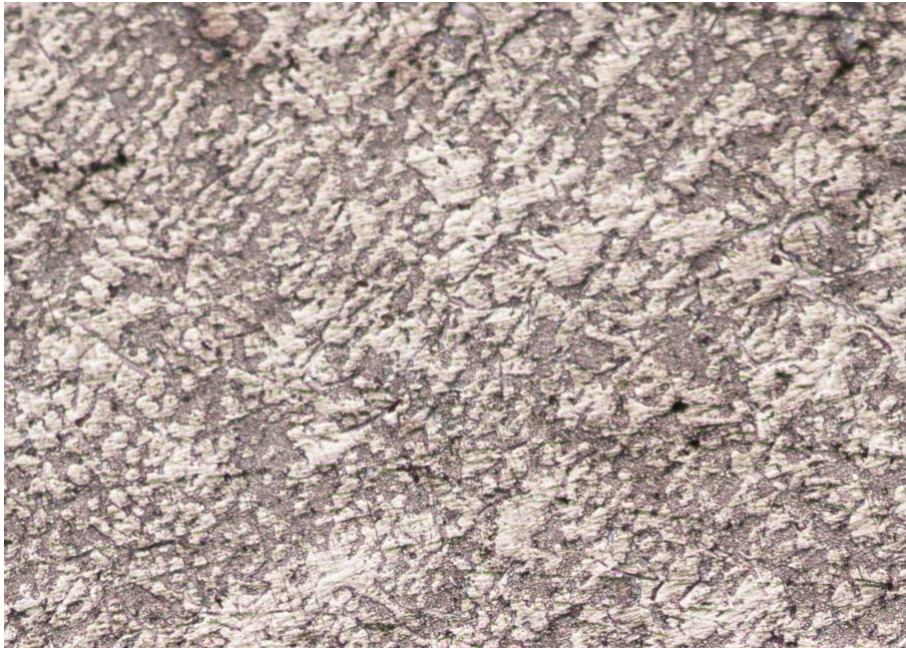
Les figures 29 30 31 montre les microstructures de l'échantillon T1 soudé par TIG 80 A dans les zones ZAT ZF ZL respectivement, dans la ZAT (Fig.29) on trouve des dendrites allongés plus importante que les dendrites de témoin T0.

Dans la ZF (Fig.30) on trouve des dendrites equiaxés, ce changement de structure peut être dû aux conditions intrinsèques et les conditions thermodynamique en de hors d'équilibre. On trouve aussi la présence des intermétallique B-Fe ainsi qu'il y a une présence très important des défauts, ses défauts sont principalement des soufflures du au manque de protection gazeuse.

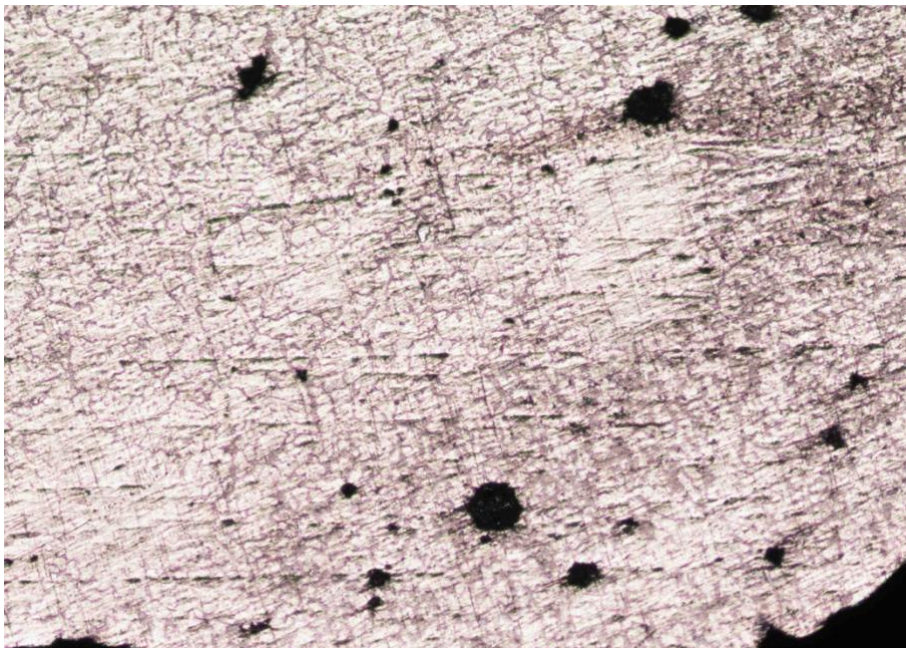
Dans la figure 31 on voit clairement les trois différentes zones avec des tailles des dendrites différentes (dendrites de ZF plus petites que celle de la ZAT).



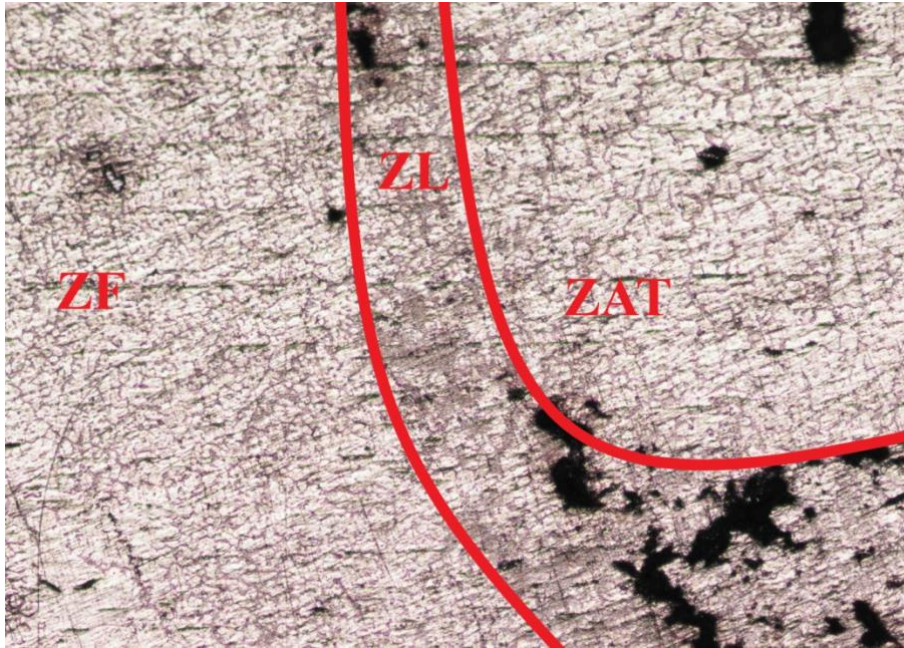
T2 :



**Figure 32 Microstructure de la ZAT de T2, X50**



**Figure 33 Microstructure de la ZF de T2, X50**



**Figure 34 Microstructure des 3 différentes zones de T2, X50**

Les figures 32 33 34 montre les microstructures de l'échantillon T2 soudé par TIG 90 A avec métal d'apport E4043 (AlSi) dans les zones ZAT ZF ZL respectivement, dans la ZAT (Fig.32) on trouve des dendrites allongés plus grandes que les dendrites de témoin T0 mais petites par rapport a l'échantillon T1.

Dans la ZF (Fig.33) on trouve des dendrites equiaxés, ce changement de structure peut être dû aux conditions intrinsèques et les conditions thermodynamique en de hors d'équilibre. On voit une grande augmentation des particules de silicium secondaire (eutectique) de morphologie lamellaire à cause de composition chimique de métal d'apport. On trouve aussi une présence très important des défauts, ses défauts sont principalement des soufflures du au manque de protection gazeuse.

Dans la figure 34 on voit clairement les trois différentes zones avec des tailles des dendrites différentes (dendrites de ZF plus petites que celle de la ZAT).



T3 :



**Figure 35 Microstructure de la ZAT de T3, X25**



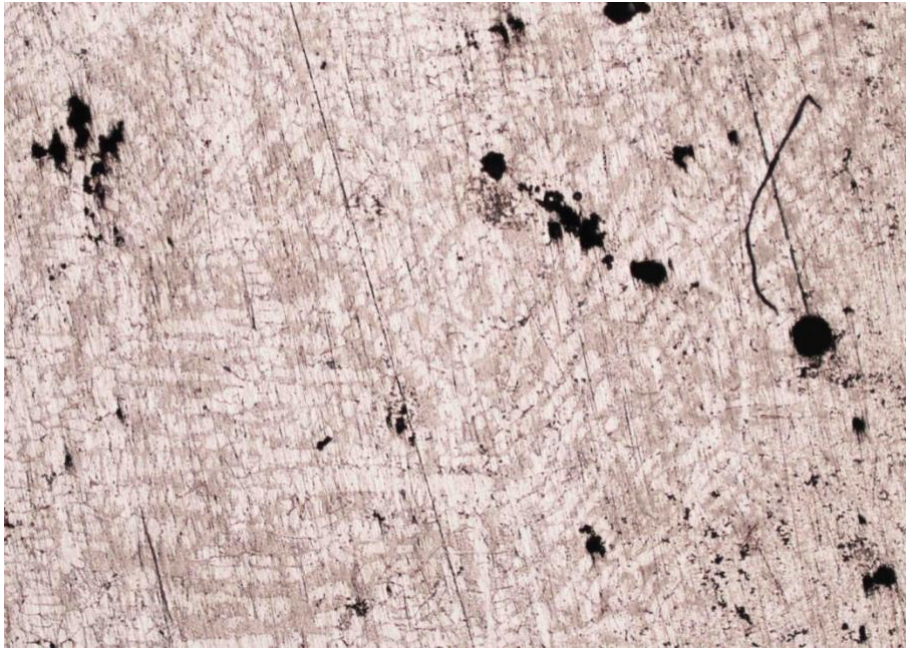
**Figure 36 Microstructure de la ZF de T3, X50**

Les figures 35,36 montrent les microstructures de l'échantillon T3 soudé par TIG 100 A dans les zones ZAT ZF respectivement, dans la ZAT (Fig.35) on trouve des dendrites allongés presque de la même taille que les dendrites de témoin T0 mais la SDAS de T3 est petite par rapport au SDAS de T0.

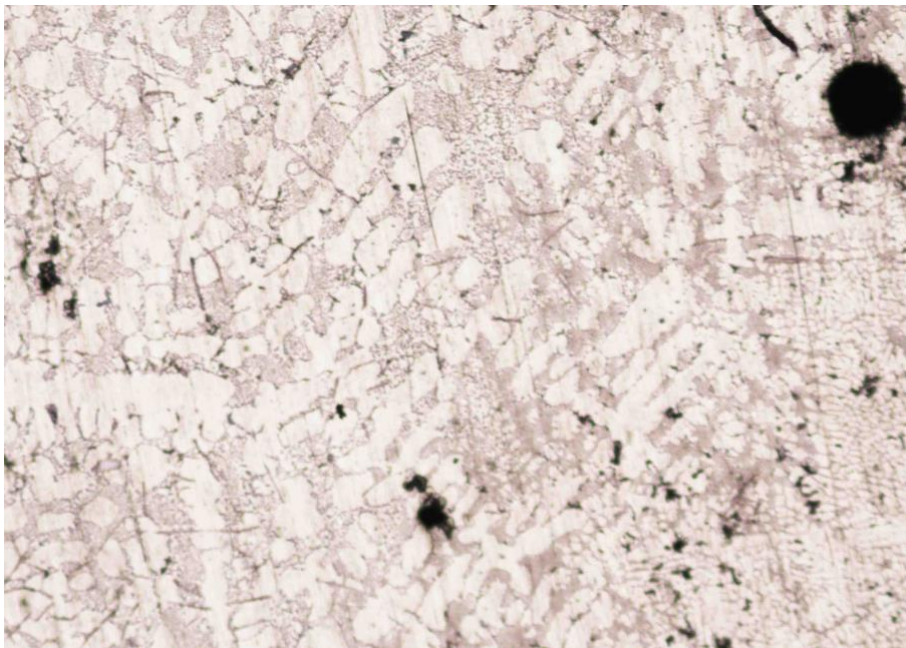
Dans la ZF (Fig.36) on trouve des dendrites equiaxés, On trouve aussi une présence très important des défauts.



T4 :

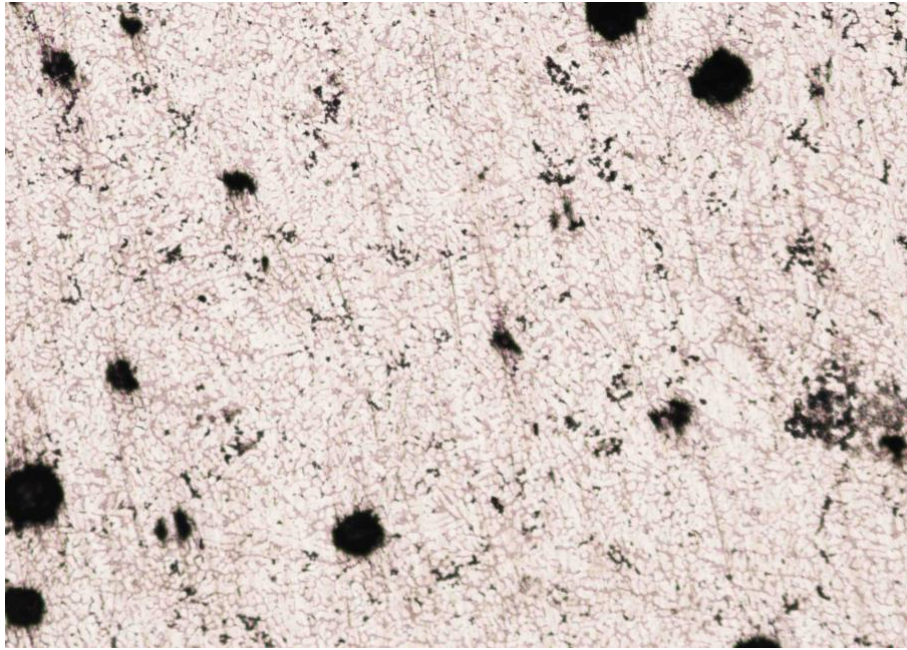


**Figure 37** Microstructure de la ZAT de T4, X25



**Figure 38** Microstructure de la ZAT de T4, X50





**Figure 39 Microstructure de la ZF de T4, X50**

Les figures (37,38) (39) montrent les microstructures de l'échantillon T4 soudé par TIG 110 A dans les zones ZF ZL respectivement, dans la ZAT (Fig.37, 38) on trouve des dendrites allongés, on voit clairement le grossissement des dendrites, ceci est dû à l'énergie de heat input de soudage qui donne un cercle thermique plus important.

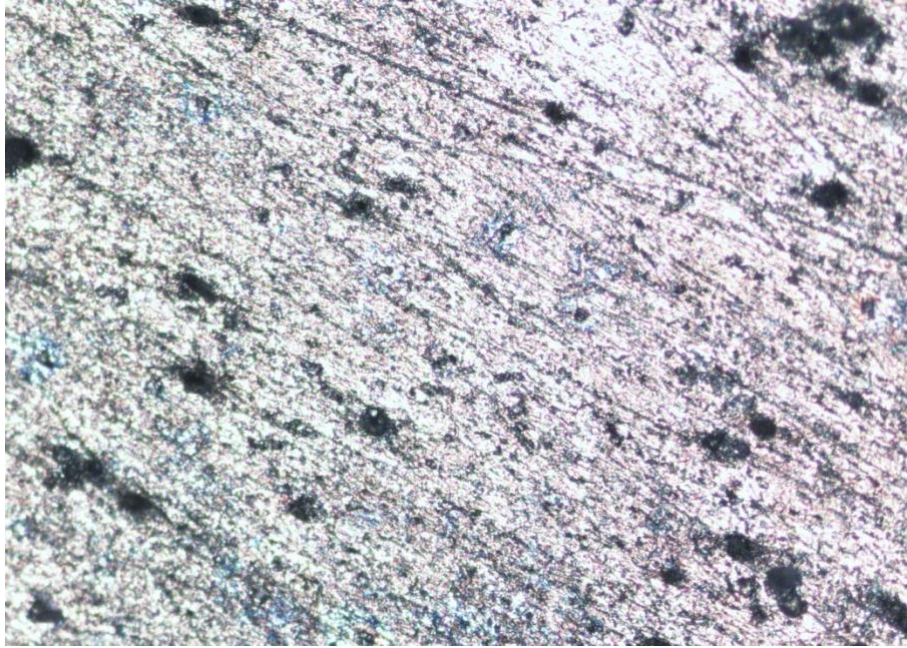
Dans la ZF (Fig.39) on trouve des dendrites equiaxés. On trouve aussi une présence très important des défauts, ses défauts sont principalement des soufflures du au manque de protection gazeuse.

M1 :

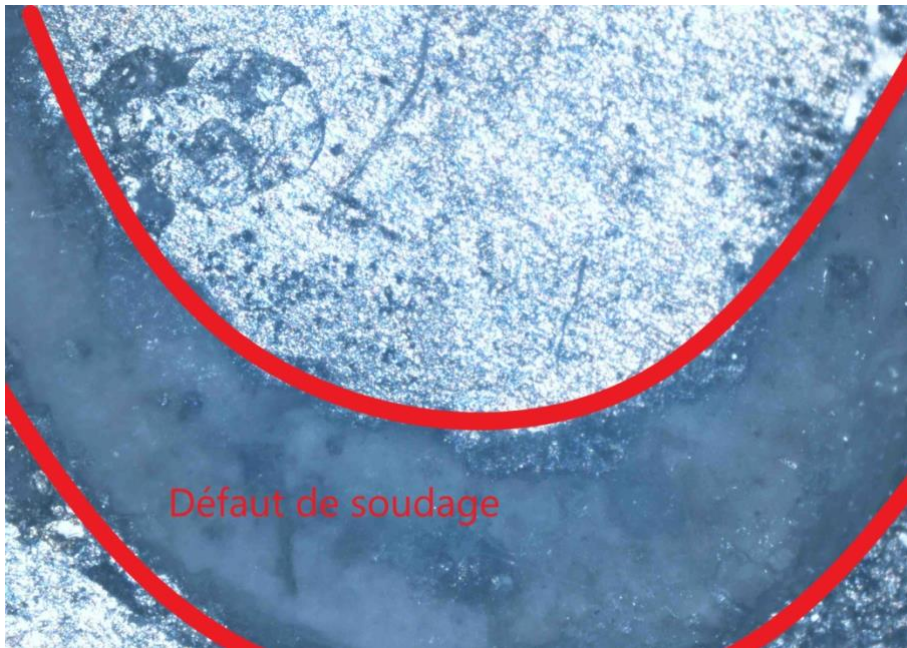


**Figure 40 Microstructure de la ZAT de M1, X25**





**Figure 41 Microstructure de la ZF de M1, X50**



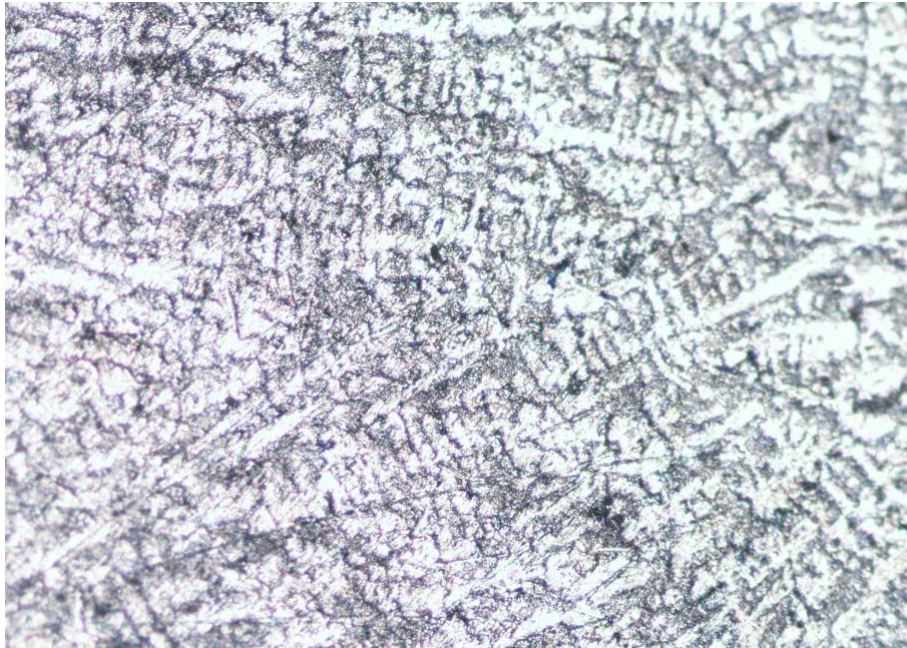
**Figure 42 Microstructure de la ZL de M1, X25**

Les figures 40,41 montrent les microstructures de l'échantillon M1 soudé par SMAW 80A dans les zones ZAT, ZF respectivement, dans la ZAT Fig.41 on trouve des dendrites allongés, l'image de microscope n'est pas claire a cause de l'immersion de solution KELLER pour 30 seconde.

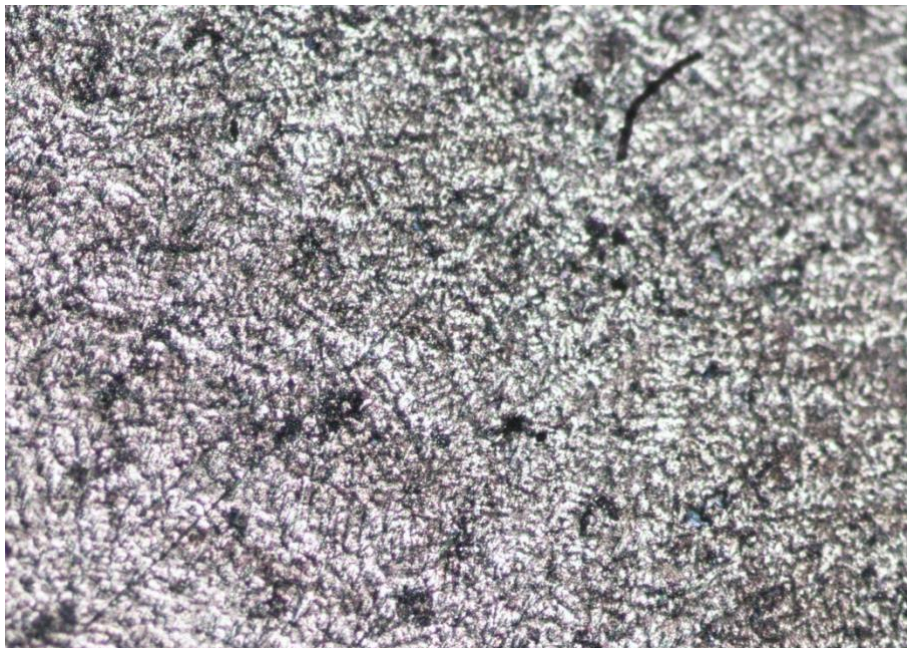
Dans la ZF (Fig.41, 42) on trouve des dendrites allongé. On trouve aussi un défaut Fig. 42, ce défaut est dû au manque de pénétration exercé par l'opérateur.



M2 :

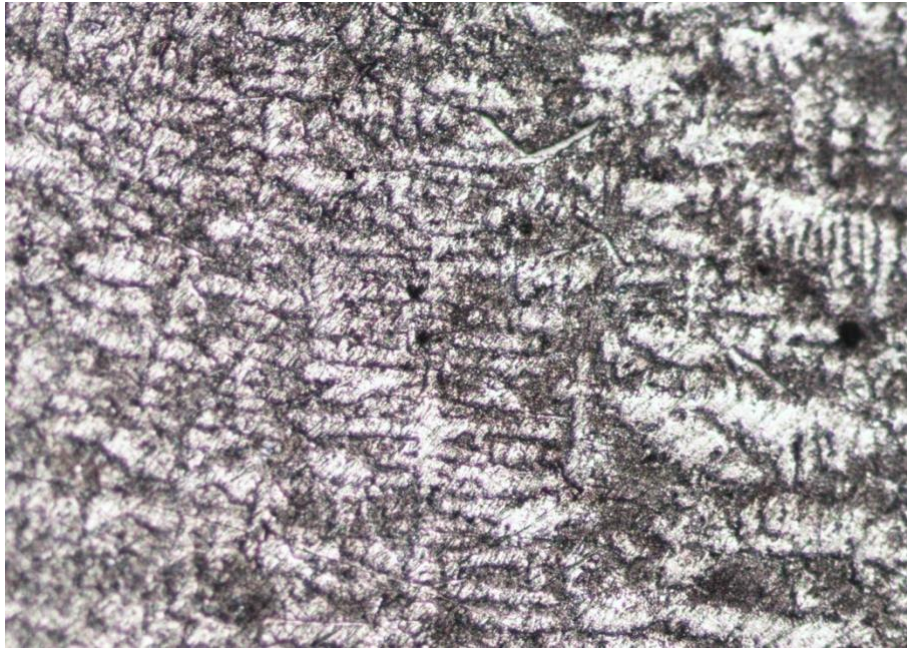


**Figure 43 Microstructure de la ZAT de M2, X50**

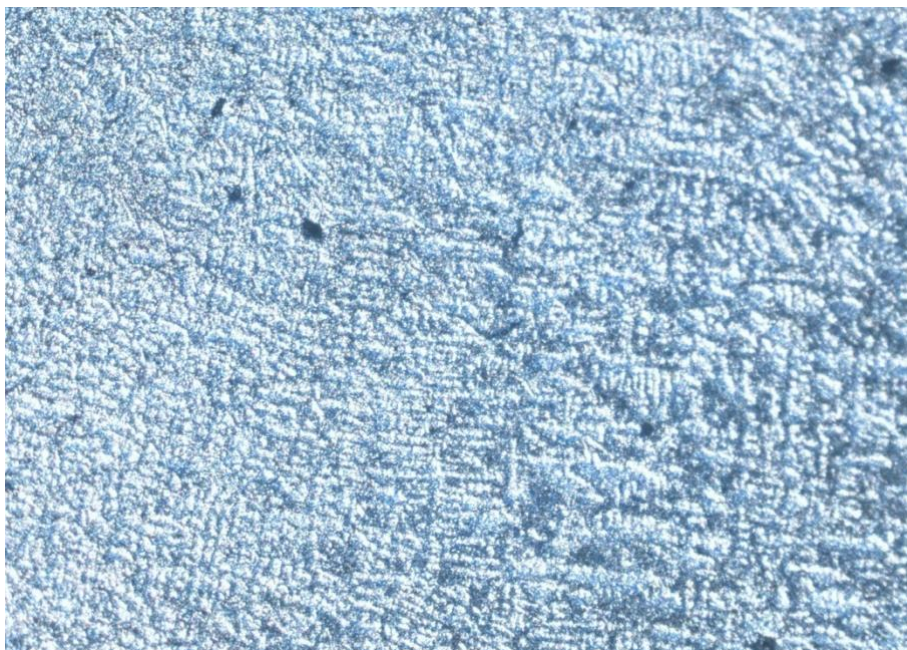


**Figure 44 Microstructure de la ZF de M2, X50**





**Figure 45 Microstructure de la ZL de M2, X50**



**Figure 46 Microstructure des 3 différentes zones de M2, X25**

Les figures 43, 44, (45,46) montrent les microstructures de l'échantillon M2 soudé par SMAW 120 A dans les zones ZAT ZF ZL respectivement, dans la ZAT Fig.43 on trouve des dendrites allongés, on voit clairement le grossissement des dendrites, ceci est dû à l'énergie de heat input de soudage qui donne un cercle thermique plus important (120 A).

Dans la ZF (Fig.44) on trouve des dendrites equiaxés, ce changement de structure peut être dû aux conditions intrinsèques et les conditions thermodynamique en de hors d'équilibre. On trouve une présence moins importante des défauts.

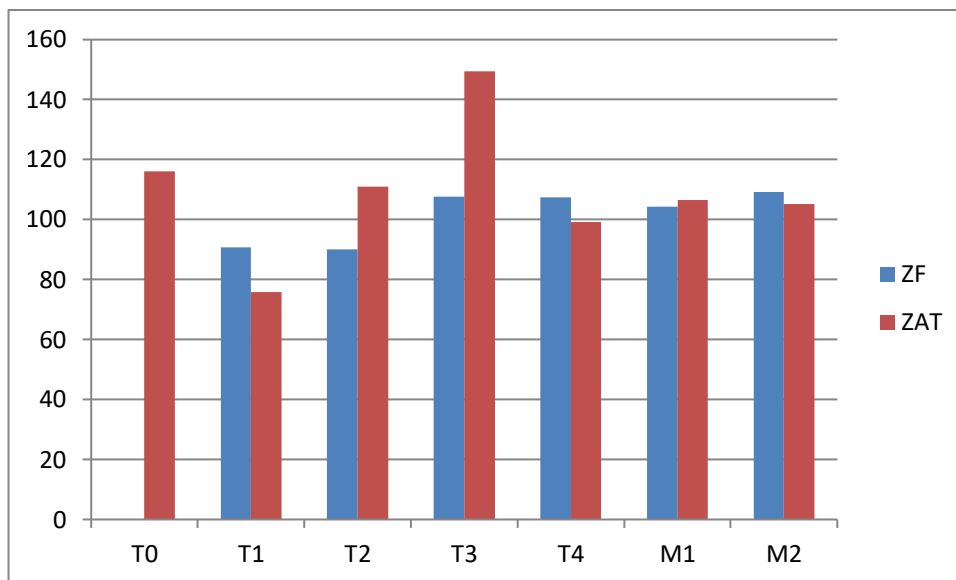
Dans la figure 45,46 on voit clairement les trois différentes zones avec des tailles des dendrites différentes (dendrites de ZF plus petites que celle de la ZAT).

## Microdureté

Des mesures de microdureté sous une charge de 100 g ont exhibé les valeurs dans le tableau suivant :

Echantillon	Dureté ZF(HV)	Dureté ZAT(HV)
T0	X	116,145
T1	90,79	75,77
T2	90,14	110,85
T3	107,59	149,51
T4	107,5	99,07
M1	104,30	106,61

**Tableau 3 Microduretés Vickers.**



**Figure 47 Histogramme de microdureté Vickers.**

Selon le résultat dans le tableau et l'histogramme, on voit bien que la dureté de zone de fusion de tous les échantillons est si faible par rapport à la dureté de témoin ceci à cause de présence énorme de défauts sur les structures, contrairement aux zones affectées thermiquement on voit que l'échantillon T3 à une dureté importante que du témoin

## Echantillon échoué

Type de soudure	Resultats
TIG 60 A	
TIG Al Si 105 A	
SMAW 60	
Oxygène acétylène	
Oxygène acétylène	
Oxygène acétylène	

**Figure 48** Photos des échantillons échoués

Dans la figure on voit bien que les soudures on été arraché de leur place, la soudure a été enlever en cours de polissage par la main, ce qui signifie qu'il n y avait pas une bonne adhérence, c'est bien que a cause de manque de pénétration.

## **Conclusion générale**

Le travail réalisé nous a permis de bien saisir les notions et procédés de soudage des alliages aluminium ainsi que les défauts de soudage et leurs impacts sur le rendement des pièces soudées à travers les propriétés obtenues après le soudage (microstructures, duretés).

Les tests effectués ont montré que les échantillons traités présentent tous des défauts de soudures (manque de pénétration, soufflures), ces défauts ont une grande influence sur la dureté de ZF ainsi qu'ils sont des stimulants pour causer à nouveau la corrosion.

Il est possible de démontrer que parmi les 13 échantillons, deux d'entre eux présentent nettement moins de défauts que les autres. Cette différence peut être attribuée au fait que les soudures ont été effectuées en notre présence et selon nos instructions.

Ces résultats, notamment les 2 échantillons exceptionnels confirment notre hypothèse de départ selon laquelle les culasses réparées ont une durée de vie réduite à cause de la non maîtrise des procédés de soudage.

Des recherches futures pourraient se concentrer sur l'optimisation des paramètres de soudure, l'utilisation de nouveaux matériaux d'apport et l'application de techniques avancées d'analyse micrographique pour améliorer davantage la qualité des réparations de culasses corrodées.

## Bibliographie

- [1] : Aluminum and Aluminum Alloys, Alloying: Understanding the Basics, Edited By J.R. Davis, ASM International, 2001
- [2] ASM International. (2017). Aluminum and Aluminum Alloys. ASM Handbook, Volume 2: Properties and Selection of Aluminum Alloys and Tempers, 10th Edition.
- [3] Aluminum Alloy Castings (321pages) Properties Processes Applns ed2004
- [4] Barlas, B. (2004). Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [5] GARAT, Michel., 2012, « Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie ». Dans : « Étude et propriétés des métaux »
- [6] J.G KAUFMAN : Introduction to Aluminum Alloys and Tempers. 2000.
- [7] Kaufman, J. G. and E. L. Rooy (2004). "Aluminum Alloy Castings." ASM international: 295
- [8] MICHAEL V.GLAZOFF VADIM S. ZOLOTOREVSKY, NIKOLAI A.BELOV : Casting Aluminum Alloys. Elsevier Ltd., Oxford ,1st edition, 2007.
- [9] Yacine Nemri, Elaboration et microstructures de nouveaux alliages Al Si Cu de fonderie, 2017
- [10] Aksenov.A.A Belov .N.A, ESKIN.G : Multicomponent Phase Diagrams.
- [11] Qingdong Qin, Honglong Zhao, Juan Li, Yingzhe Zhang, Bangrui Zhang, Xiangdong Su, Microstructures and mechanical properties of TIG welded Al-Mg<sub>2</sub>Si alloy joints. Journal of Manufacturing Processes 56 (2020) 941–949.
- [12] Liang Y, Shen J, Hua S, Wang H, Pang J. Effect of TIG current on microstructural and mechanical properties of 6061-T6 aluminium alloy joints by TIG–CMT hybrid
- [13] Nie F, Dong H, Chen S, Li P, Wang L, Zhao Z, et al. Microstructure and mechanical properties of pulse MIG welded 6061/A356 aluminum alloy dissimilar butt joints. J Mater Sci Technol 2018;34:551–60.
- [14] Nemri, Yacine & Guedouar, Bendiba & Benamar, Mohammed & Sahraoui, T. & Chiker, Nabil & Mohamed, Hadji. (2017). Effect of Mg and Zn Contents on the Microstructures and Mechanical Properties of Al–Si–Cu–Mg Alloys. International Journal of Metalcasting. 12. 10.1007/s40962-017-0134-y.
- [15] Kianoosh Rashnoo, Mohammad Jafar Sharifi, Mohammad Azadi, Mahboobeh Azadi, Influences of reinforcement and displacement rate on microstructure, mechanical properties and fracture behaviors of cylinder-head aluminum alloy, Materials Chemistry and Physics, Volume 255, 2020.

- [16] Fatigue Design of Welded Joints and Components (Recommendations of IIW Working Group XIII–XV), A. Hobbacher et al., Woodhead Publishing Limited. 2017
- [17] General textbooks on welding (includes both TIG and MIG welding) Advanced Welding Systems – Vol. 1 Fundamentals of Fusion Welding Technology, Jean Cornu, IFS (Publications) ISBN 0-948507-69-1. ANSI/AWS D8.14M
- [18] ASM Handbook Vol. 6. Welding, Brazing and Soldering, Author and publisher American Society of Materials. ISBN 0-87170-382-3. AWS D 3.7.
- [19] Aluminium and Aluminium Alloy Pipe. Recommended Practices for Gas Shielded Arc Welding. Author and publisher American Welding Society. ISBN 0-87171-260-1.
- [20] Joints in Aluminium – INALCO '98. Conference Proceedings edited by M.H. Ogle et al., Woodhead Publishing Limited. ISBN 1-85573-417-6.
- [21] Welding Kaiser Aluminium, Author and publisher Kaiser Aluminium and Chemical Sales. ISBN No.
- [22] Ying Liang, Junqi Shen, Shengsun Hu, Haichao Wang, Jie Pang Effect of TIG current on microstructural and mechanical properties of 6061T6 aluminium alloy joints by TIG–CMT hybrid welding (2018)
- [23] Gene Mathers, The welding of aluminium and its alloys, Woodhead Publishing Ltd and CRC Press LLC (2002)
- [24] G.H. Bray, M. Glazov, R.J. Rioja, D. Li and R.P. Gangloff, International Journal of Fatigue 23 (2001) 265.
- [25] D. Min, J. Shen, S. Lai and J. Chen, Materials Characterization 60 (2009) 1583.
- [26] L.P. Borrego, J.M. Costa, F.V. Antunes and J.M. Ferreira, Engineering Failure Analysis 17 (2010) 11.
- [27] J. Klemenc and M. Fajdiga, International Journal of Fatigue 43 (2012) 90.
- [28] P.M.G.P. Moreira, F.M.F. de Oliveira and P.M.S.T. de Castro, Journal of Materials Processing Technology 207 (2008) 283.
- [29] K. Prasad Rao, G.D. Janaki Ram and B.E. Stucker: Mater. Design 31 (2010) 35.
- [30] J. Hartman, R.J. Beil and G.T. Hahn, Weld. Res. Suppl. Welding Journal 1 (1987) 73s.
- [31] C.S. Paglia and R.G. Buchheit, Mater. Sci. Eng. A 429 (2006) 107.
- [32] Li JG, Wang SQ (2017) Distortion caused by residual stresses in machining aeronautical aluminum alloy parts: recent advances. Int J Adv Manuf Technol 89:997–1012
- [33] Fan C L, Chen C, Lin S B, Liu Z, Cai X Y, Yang Y C (2020) Microstructure homogenization of 2A14 aluminum alloy weld seam by ultrasonic irradiation in metal inert gas welding. Int J Adv Manuf Technol :1-5
- [34] Yang Y, Li M, Li KR (2014) Comparison and analysis of main effect elements of machining distortion for aluminum alloy and titanium alloy aircraft monolithic component. Int J Adv Manuf Technol 70:1803–1811



- [35] Zhang ZH, Dong SY, Wang YJ, Xu BS, Fang JX, He P (2016) Study on microstructures and mechanical properties of super narrow gap joints of thick and high strength aluminum alloy plates welded by fiber laser. *Int J Adv Manuf Technol* 82:99–109
- [36] Hakem M, Lebaili S, Mathieu S, Miroud D, Lebaili A, Cheniti B (2019) Effect of microstructure and precipitation phenomena on the mechanical behavior of AA6061-T6 aluminum alloy weld. *Int J Adv Manuf Technol* 102:2907–2918
- [37] Wang XH, Lu H, Xing LH, Zhang HL (2017) Discussion on process design of aluminum alloy arc welding joints. *Welding&Joining* 10:25–30