

**UNIVERSITE DE BLIDA 1
FACULTE DE TECHNOLOGIE
DEPARTEMENT DE MECANIQUE**

**Projet de Fin D'études
Pour l'obtention de diplôme de
Master en Matériaux et Traitements de Surface**

Titre :

**INFLUENCE DES TRAITEMENTS THERMIQUES SUR
LA MICROSTRUCTURE
DES ALLIAGES D'ALUMINIUM 7075 T6
LORS DU SOUDAGE PAR FRICTION -MALAXAGE**

Proposé et encadré par :
**Dr M.Temmar
Mr A.Betahar**

Etudié par :
Y.Satour

Année universitaire 2013/2014

Dédicaces

- ✚ Je dédie ce travail tout particulièrement aux personnes qui me sont les plus chères au monde ; à mes très chers **mes grands parents** et **parents** pour leur patience, soutien et confiance,
- ✚ L'esprit de mon **oncle Bachir Allah yrahmou**
 - ✚ Mes **grands parents** pour toute l'éducation qu'ils m'ont donné,
- ✚ Ma **mère** n'a pas cessé de prier pour moi, m'encourager et me soutenir et qui a su m'entourer de tout son amour et son affection,
- ✚ Mon **père** qui s'est sacrifié afin que rien n'entrave le déroulement de mes études,
 - ✚ Mes **grands parents** pour toute l'éducation qu'ils m'ont donné,
- ✚ Mes **tantes** et mes **oncles**
- ✚ Je dédie ce travail également à mes sœurs et mes frères et à tous les membres de ma famille,
- ✚ Ames chère amis de **mefthah** et **Blida** et **bananiers**
 - ✚ Bien sur à mes **amis** et **collègues** de ma promotion sortante.

Youcef

Remerciements

Ce travail a été réalisé au sein du département de mécanique de l'université de Blida 1.

Selon la tradition, et à travers cette page de remerciement, je tiens à saluer toutes les personnes qui, de près ou de loin, ont contribué à la concrétisation de ce travail.

Je voudrai tout d'abord remercier les membres du jury pour leur précieux temps accordé à la lecture et à la critique de ce travail. Aussi, je voudrai remercier Docteur **Boutaghane Driss** pour tout son aide.

J'exprime toute ma gratitude au personnel de notre atelier d'usinage du Département de mécanique.

J'exprime aussi à toute ma gratitude au personnel du :

- Centre Algérien de Développement des Technologies Avancées de Baba Hassen,
- Centre National de la Recherche en Soudage et Contrôle de Cheraga.
- Laboratoire des Grands Travaux Pétroliers (GTP) de Reghaia (Wilaya de Boumerdès)
- Services techniques d'Air Algérie,

Je suis très reconnaissant au Docteur **Temmar Mustapha**, mon promoteur, pour avoir accepté de diriger ce travail, et dont l'aide précieuse m'a été indispensable sur le plan scientifique et humain. Je lui présente également ma plus sincère gratitude pour la confiance et la sympathie qu'il m'a témoignée au cours de ces mois de travail.

INTRODUCTION GENERALE

Notre étude concerne l'étude de transformation de phases lors du soudage par friction-malaxage des alliages d'aluminium 7075 T6. Le choix de ce matériau a été fait du fait que les alliages d'aluminium 7075 T6 contiennent le Zn, le Mg et le Cu comme les principaux éléments d'addition. Ils possèdent de bonnes caractéristiques mécaniques et bénéficient d'un bon durcissement structural, via une décomposition complexe faisant intervenir aussi bien des phases stables que métastables.

Actuellement, ils sont très utilisés dans les différents secteurs de l'industrie du fait de leur légèreté, leurs qualités mécaniques et leur caractère écologique. La haute qualité de surface, une fois décapée ou anodisée, leur donne un atout supplémentaire. Ces propriétés mécaniques sont en partie liées à la nature et à la proportion des éléments de ces alliages qui les composent, et à leur caractère à favoriser soit la formation et la répartition des phases α et β , soit à précipiter de nouveaux composés souvent durcissant. Tout processus activé thermiquement ou mécaniquement affecte globalement la morphologie microstructurale, conduisant à des modifications des propriétés mécaniques de l'alliage.

Le soudage est une opération qui assemble deux éléments métalliques, par fusion et re-solidification. Il permet d'assurer la continuité mécanique entre les parties à assembler avec ou sans l'aide d'un produit d'apport réalisant un meilleur lien entre les pièces. Parmi les différents procédés de soudage, nous avons opté pour le soudage par friction malaxage. Ce soudage par friction utilise la déformation relative des deux pièces à souder pour produire des interfaces non-contaminées. En même temps, l'énergie dissipée par frottement chauffe les interfaces pour faciliter leurs cisaillements. Pour des géométries cylindriques, le mouvement est en général fait par une rotation ce qui permet de garder pendant tout le cycle de soudage un alignement précis. Les deux pièces sont pressées l'une contre l'autre de manière que le mouvement relatif produise de la chaleur par frottement. Ensuite, la rotation est arrêtée et la pression est augmentée. Cela produit un joint forgé par déformation coordonnée.

Nous allons entamer notre travail par une introduction sur les alliages d'aluminium. Des sept séries de ces alliages, on étudiera les alliages d'aluminium 7075 T6. Cette partie de notre travail va nous permettre de connaître leurs principales caractéristiques comme les propriétés mécaniques et les propriétés de mise en forme. .

De la même manière, la prochaine partie sera consacrée au procédé de soudage en général et le procédé de soudage par friction malaxage en particulier. Une recherche bibliographique va nous permettre d'étudier l'application du procédé de soudage par friction malaxage sur notre matériau sélectionné à savoir les alliages d'aluminiums 7075T6.

La deuxième partie concernera la partie expérimentale de notre travail où on appliquera des traitements thermiques et différents techniques d'investigation et l'essai de résilience pour évaluer la qualité de la soudure. En pratique, ces traitements peuvent améliorer ou détériorer les propriétés mécaniques de notre matériau. Notre expérience consistera à faire subir à notre matériau des transformations de structure grâce à des cycles prédéterminés de chauffage et de refroidissement dans le but d'améliorer les caractéristiques mécaniques. Par la suite, une étude plus quantitative des intermétalliques sera menée par l'utilisation d'un microscope électronique à balayage conventionnel (MEB). Le contraste de phases, obtenu en électrons rétrodiffusés permettra de distinguer les différents précipités. En pratique, la technique de microscopie à balayage peut être utilisée pour décrire la précipitation grossière de trempe. Elle offre, dans ce cas, une excellente alternative à la microscopie en transmission puisque les zones observables sont alors beaucoup plus étalées (quelques cm²), avec un temps de préparation des échantillons très sensiblement diminué. Ce travail sera suivi de la présentation, l'interprétation et la discussion des résultats expérimentaux obtenus à travers les différentes expériences, et où les différents types de microstructures seront étudiés. Ces microstructures concerneront les différentes zones après le procédé de soudage par friction malaxage FSW : le métal de base, la zone affectée thermiquement, la zone affectée thermomécaniquement et la zone fondue. Aussi, le comportement de notre matériau lors du procédé du soudage sera étudié ainsi que les effets des traitements thermiques sur l'évolution structurale dans le cordon de soudure, puis le .comportement mécanique de notre matériau.

Enfin, une dernière partie concernera les principaux résultats de notre étude.

Sommaire

Introduction générale

Chapitre 1 : Aluminium et alliages d'aluminium

1.1 Introduction.....	1
1.2. Principales caractéristiques de l'aluminium.....	3
1.2.1. Propriétés physiques.....	3
1.2.2. Propriétés chimiques.....	3
1.2.3. Propriétés électriques.....	3
1.2.4. Propriétés mécaniques.....	3
1.2.5. Propriétés de mise en forme.....	4
1.3. Dénomination des alliages d'aluminiums.....	5
1-4- Les alliages trempant.....	5
1-4-1- Description du traitement thermique des alliages d'aluminium trempant.....	6
1.5. Les alliages non-trempant (ou à durcissement par écrouissage).....	8
1.6. Les désignations des états métallurgiques.....	9
1.7. Subdivisions de l'état T.....	10
1.8. Comparaison des caractéristiques mécaniques des différents alliages d'aluminium.....	11
1.9. Soudabilité des alliages d'aluminium.....	11
1.9.1. Les problèmes de soufflures.....	11
1.9.2. La fissuration à chaud.....	12
1.10. Les alliages d'aluminium 7075 T6.....	14

1.10.1. La série 7000 (aluminium zinc).....	14
1.10.1.1. Les alliages 7000 avec cuivre.....	14
1.10.1.2. Les alliages 7000 sans cuivre.....	15
1.11. Domaine d'utilisation.....	15

Chapitre 2 : Le procédé de soudage

2.1. Introduction.....	17
2.2. Description du procédé de soudage.....	18
2.2.1. Définition.....	18
2.2.2. Le soudage en phase solide.....	19
2.2.3. Le soudage par friction.....	20
2.2.4. Soudage par friction malaxage (FSW).....	22
2.2.5. Principe général du soudage par friction malaxage (FSW).....	29
2.3. Caractérisation métallurgique de la zone soudée par FSW.....	34

Chapitre 3 : Matériaux et procédures expérimentales

3.1. Présentation du matériau utilisé.....	38
3.2. Caractéristiques du matériau.....	39
3.2.1. Composition chimique.....	39
3.2.2. Propriétés mécaniques et physiques.....	39
3.3. Technique de soudage par friction malaxage FSW.....	40
3.3.1. Préparation des tôles à souder.....	41

3.3.2. Contrôle des soudures.....	44
3.3.3. Technique de Soudage friction malaxage.....	45
3.4. Traitements thermiques.....	48
3.4.1. Mise en solution.....	50
3.4.2. Trempe.....	50
3.4.3. Revenu.....	51
3.5. Microscopie optique.....	53
3.5.1. Enrobage.....	53
3.5.2. Polissage.....	54
3.5.3. Attaque chimique.....	54
3. 6. Méthodes d'essais mécaniques.....	55
3.6.1. Essai de microdureté.....	55
3.6.2. Essai de résilience.....	58
3.7. A. Microscopie électronique à balayage (MEB).....	60
3.7. B. Caractérisation chimique des différentes phases à l'aide du spectromètre à dispersion d'énergie (EDS).....	61

Chapitre 4 : Résultats et interprétations

4.1.Introduction.....	63
4.2.1. Sous-structure de solidification.....	63
4.2.2. Phénomènes de ségrégation dans les cordons de soudure.....	67
4.3. Caractérisation du durcissement structural.....	67

4.3.1. Caractérisation à l'état brut.....	68
4.3.2. Analyse micrographique.....	69
4.3.3. Essai de dureté.....	70
4.3.4. Essai de microdureté.....	70
4.3.5. Caractérisation à l'état traité.....	73
4.3.6. Analyse micrographique.....	73
4.3.7. Essai de dureté.....	74
4.3.8. Essai de microdureté.....	74
4.4. Essai de résilience.....	78
4.4.1 : Résilience pour les échantillons non traités.....	79
4.4.2 : Résilience pour les échantillons traités.....	79
4.5. Microscope électronique à balayage.....	80

Conclusion générale

Liste des symboles

K : Coefficient de partage à l'équilibre

Al : Aluminium

Zn : Zinc

Mg : Magnésium

Cu : Cuivre

Fe: fer

Cr: chrome

Ti: titane

Mn : manganèse

Si: silicium

Liste des tableaux

<u>Tableau 1.1</u> : Désignation des alliages d'aluminium.....	1
<u>Tableau 1.2</u> : Propriétés mécaniques typiques de quelques métaux	4
<u>Tableau 1.3</u> : Comparaison entre les alliages d'aluminium et d'autres matériaux subissant les mêmes sollicitations(flambage).....	16
<u>Tableau 3.1</u> : Composition chimique (%en poids) de notre matériau.....	39
<u>Tableau 3.2</u> :caractéristique mécaniques et physiques de l'alliage 7075.....	39
<u>Tableau 3.3</u> : Alliages d'aluminium durcissables par précipitation après une seconde phase.....	49
<u>Tableau 3.4</u> : Application des traitements thermiques.....	52
<u>Tableau 3.5</u> : Normalisation des éprouvettes.....	59
<u>Tableau 4.1</u> : Résultats de la dureté Vickers de l'échantillon à l'état brut.....	70
<u>Tableau 4.2</u> : Microduretédu matériau à l'état brut.....	70
<u>Tableau 4.3</u> : Résultats de la dureté Vickers de l'échantillon à l'état traité.....	74
<u>Tableau 4.4</u> : Microduretédu matériau à l'état traité.....	74
<u>Tableau 4.5</u> : Résilience pour les échantillons non traités.....	79
<u>Tableau 4.6</u> : Résilience pour les échantillons traités.....	79

Liste des figures

<u>Figure 1.1:</u> Principaux stades et flux dans la fabrication de l'aluminium.....	2
<u>Figure 1.2 :</u> Désignation des alliages d'aluminium.....	5
<u>Figure 1.3:</u> Représentation schématique du traitement thermique de durcissement.....	6
<u>Figure 1.4 :</u> Evolution de la dureté au cours des revenus après trempe pour un alliage.....	7
<u>Figure 1.5 :</u> Cycle de température lors du soudage par FSW d'alliage.....	8
<u>Figure 1.6 :</u> Exemple de dislocation dans la structure du matériau.....	8
<u>Figure 1.7:</u> Les différents états de durcissement par précipitation.....	10
<u>Figure 1.8 :</u> Subdivisions de l'état T.....	10
<u>Figure 1.9 :</u> Comparaison des caractéristiques mécaniques.....	11
<u>Figure 1.10:</u> Apparition de soufflures dues à l'alumine (soudage à la limite du collage).....	12
<u>Figure 1.11 :</u> Sensibilité à la fissuration à chaud des alliages d'aluminium.....	13
<u>Figure 1.12 :</u> Soudabilité des alliages d'aluminium.....	14
<u>Figure 1.13:</u> Exemple d'utilisation des alliages d'aluminium en aéronautique.....	15
<u>Figure 2.1:</u> Schéma simplifié du gain de masse rivet et soudure.....	17
<u>Figure 2.2 :</u> Les différents procédés de soudage.....	18
<u>Figure 2.3 :</u> Sources thermiques et densités d'énergie	19
<u>Figure 2.4 :</u> Schéma de principe d'une variante du procédé de soudage par friction.....	21
<u>Figure 2.5 :</u> Différentes phases du procédé de soudage par friction.....	21
<u>Figure 2.6 :</u> Assemblage de l'avion Eclipse avec le procédé de FSW	23
<u>Figure 2.7 :</u> Bateau en aluminium construit en utilisant le procédé FSW.....	23
<u>Figure 2.8 :</u> Technique de soudage des carrosseries des trains Hitachi.....	24
<u>Figure 2.9 :</u> Application du procédé de FSW par points dans l'industrie automobile	24
<u>Figure 2.10:</u> Opération de soudage FSW.....	25

<u>Figure 2.11</u> : Outil FSW.....	26
<u>Figure 2.12</u> : Principales composantes de l'outil de soudage	27
<u>Figure 2.13</u> : Type d'épaulement a) Rainures complètes; b) Rainures partielles.....	27
<u>Figure 2.14</u> : Types classiques d'outils.....	28
<u>Figure 2.15</u> : Schématisation du cote avance et recul lors du soudage FSW.....	30
<u>Figure 2.16</u> : Principe général du procédé de soudage par friction malaxage.....	30
<u>Figure 2.17</u> : Etapes du procédé de FSW.....	31
<u>Figure 2.18</u> : Phase de pénétration de l'outil	31
<u>Figure 2.19</u> : Phase de Préchauffage.....	32
<u>Figure 2.20</u> : Phase de soudage.....	33
<u>Figure 2.21</u> : Phase de retrait de l'outil.....	33
<u>Figure 2.22</u> : Cordon de soudure FSW d'un alliage d'aluminium 7075 T6.....	34
<u>Figure 2.23</u> : Zones principales d'un cordon de soudure par FSW.....	34
<u>Figure 2.24</u> : Coupe transversale d'un cordon de soudure par FSW.....	35
<u>Figure 2.25</u> : Formes de noyaux a) cuvette b) ellipsoïdale	36
<u>Figure 2.26</u> : Durcissement par écrouissage.....	37
<u>Figure 2.27</u> : Durcissement par précipitation.....	37
<u>Figure 3.1</u> : Plaques brute d'aluminium 7075 T6.....	38
<u>Figure 3.2</u> : Outil FSW.....	40
<u>Figure 3.3</u> : Fraiseuse verticale.....	41
<u>Figure 3.4</u> : Bridage.....	42
<u>Figure 3.5</u> : Schéma du procédé de soudage.....	42
<u>Figure 3.6</u> : Etapes de soudage.....	43

<u>Figure 3.7</u> : Plaques soudées.....	43
<u>Figure 3.8</u> : Micrographie d'un échantillon soudé montrant les différentes zones de soudage.....	44
<u>Figure 3.9</u> : Cordon de soudure FSW obtenu.....	46
<u>Figure 3.10</u> : profils thermiques obtenus lors du soudage d'un alliage 2024 en fonction de la vitesse.....	47
<u>Figure 3.11</u> : Cartographie de la température lors du soudage par FSW de deux toles 7075-T651.....	48
<u>Figure 3.12</u> : Variation de la résistance à chaud en fonction de la température...	49
<u>Figure 3.13</u> : Four à moufle Nabertherm de type LT5/12.....	50
<u>Figure 3.14</u> : Exemple de traitement thermique d'un échantillon.....	51
<u>Figure 3.15</u> : Micrographie de notre échantillon non traité.....	52
<u>Figure 3.16</u> : Micrographie de notre échantillon traité.....	52
<u>Figure 3.17</u> : Microscope optique de type Carl Zeiss.....	53
<u>Figure 3.18</u> : Polisseuse Metasinx.....	54
<u>Figure 3.19</u> : Profil de microdureté d'un joint d'un alliage d'aluminium.....	55
<u>Figure 3.20</u> : Caractéristiques de l'essai.....	57
<u>Figure 3.21</u> : microDuromètre utilisé.....	57
<u>Figure 3.22</u> : Photographie au MEB de l'échantillon.....	61

<u>Figure 4.1</u> : Effet du gradient de température sur le mode de solidification des soudures pour une vitesse constante.....	65
<u>Figure 4.2</u> : Effet du gradient de température G et de la vitesse de solidification R sur la morphologie de la sous structure.....	66
<u>Figure 4.3</u> : Micrographie de l'échantillon soudé et traité.....	68
<u>Figure 4.4</u> : Microstructure à l'état brut.....	69
<u>Figure 4.5</u> : Microdureté à l'état brut.....	70
<u>Figure 4.6</u> : Microstructure de l'échantillon non traité (MB).....	71
<u>Figure 4.7</u> : Microstructure de l'échantillon non traité (ZAT).....	71
<u>Figure 4.8</u> : Microstructure de l'échantillon non traité (ZATM).....	72
<u>Figure 4.9</u> : Microstructure de l'échantillon non traité (ZF).....	72
<u>Figure 4.10</u> : Microstructure à l'état brut.....	73
<u>Figure 4.11</u> : Microdureté à l'état traité.....	75
<u>Figure 4.12</u> : Microstructure de l'échantillon traité (MB).....	75
<u>Figure 4.13</u> : Microstructure de l'échantillon traité (ZAT).....	76
<u>Figure 4.14</u> : Microstructure de l'échantillon traité (ZATM).....	76
<u>Figure 4.15</u> : Microstructure de l'échantillon traité (ZF).....	77
<u>Figure 4.16</u> : Résilience pour les échantillons non traités.....	79
<u>Figure 4.17</u> : Résilience pour les échantillons non traités.....	80
<u>Figure 4.18</u> : Photographie au MEB de la zone de rupture de l'échantillon avec apparition de fissures.....	81
<u>Figure 4.19</u> : Photographie au MEB de la ZAT de l'échantillon avec apparition de fissures.....	81

Figure 4.20 : Photographie au MEB de la ZATM de l'échantillon avec apparition de fissures.....82

Figure 4.21 : Facies de rupture de la ZATM d'un échantillon (revenu ($T = 160^\circ$) pour un temps de maintien de 6 heures).....83

Figure 4.22 : Facies de rupture de la ZAT d'un échantillon (revenu ($T = 160^\circ$) pour un temps de maintien de 6 heures).....83

Chapitre 1 : Aluminium et Alliages d'aluminium

1.1. Introduction:

Afin d'améliorer les propriétés mécaniques de l'aluminium pur, des éléments d'alliages lui sont ajoutés au cours de son élaboration. Les éléments les plus couramment utilisés sont le cuivre, le manganèse, le silicium, le zinc, le magnésium et le lithium.

Les différents alliages obtenus peuvent être répertoriés en sept classes (plus communément appelées « séries ») répartissant les alliages selon l'élément principal d'addition.

Les alliages d'aluminium peuvent être répartis dans sept différentes séries:

Série	Eléments d'alliage principal
1000	Aluminium pur
2000	Alliage aluminium - cuivre
3000	Alliage aluminium - manganèse
4000	Alliage aluminium - silicium
5000	Alliage aluminium - magnésium
6000	Alliage aluminium - magnésium et silicium
7000	Alliage aluminium - zinc

Tableau 1.1 : Désignation des alliages d'aluminium

Les propriétés métallurgiques de l'alliage obtenues sont fonction de l'élément d'addition. On peut alors classer ces alliages dans deux différentes catégories, les alliages dits trempant (ou durcissables par précipitation) et non trempant (ou à durcissement par écrouissage).

Les principaux stades et flux dans la fabrication de l'aluminium sont représentés dans la figure 1.1:

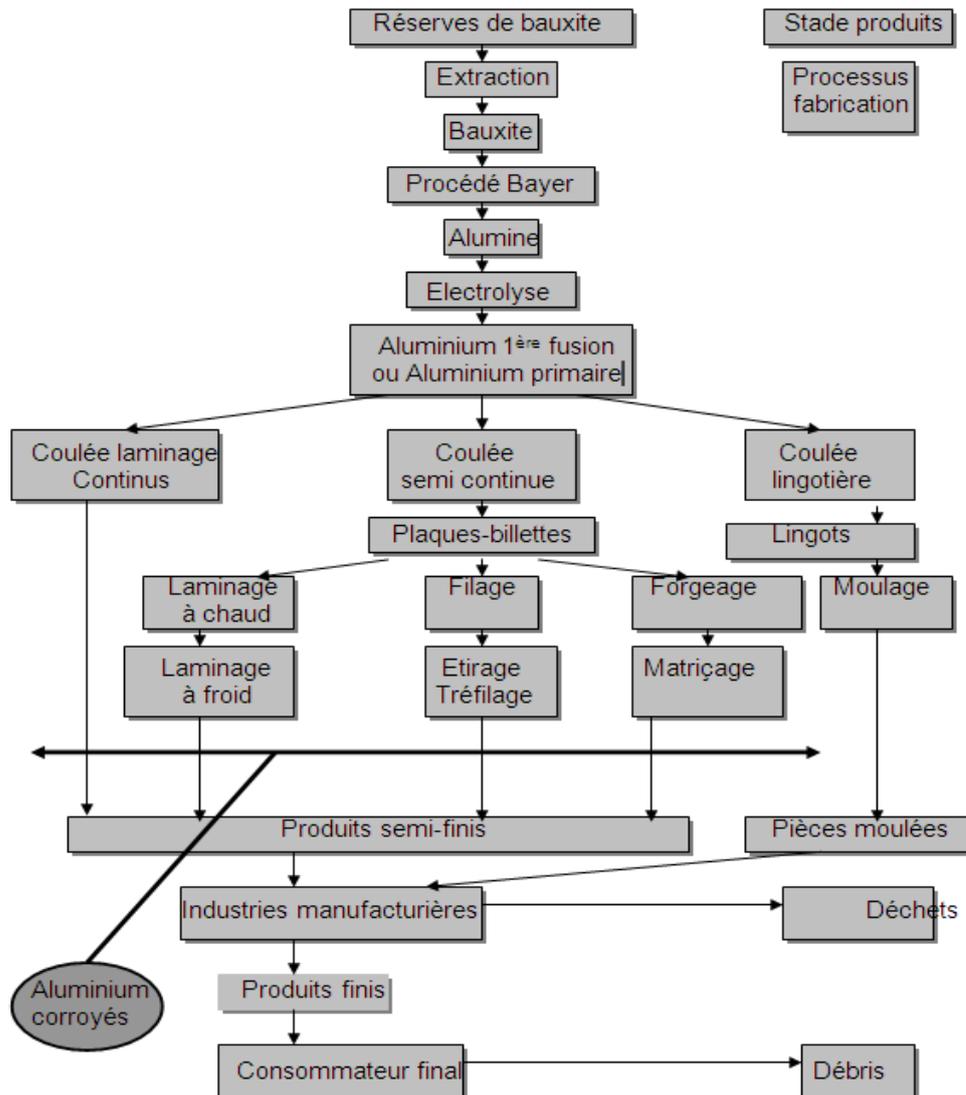


Figure 1.1: Principaux stades et flux dans la fabrication de l'aluminium

L'aluminium représente le troisième élément de l'écorce terrestre en quantité, après l'oxygène et le silicium. Ce métal est connu depuis le début du 19^{ème} siècle, et fut long temps considéré comme un métal précieux en raison de la difficulté de réduction de l'oxyde d'aluminium, forme sous laquelle il est présent dans la nature. C'est en 1886 que Héroult en France et Hall aux Etats-Unis découvrirent simultanément le procédé d'électrolyse de l'oxyde d'aluminium dissous dans un bain de cryolithe en fusion.

Cette découverte a permis le développement de l'aluminium, devenu aujourd'hui le principal métal non ferreux industriel. [1.1].

En tonnage, la production d'aluminium ne représente que 2% environ de celle des aciers. Cependant, ce métal et ses alliages occupent la seconde position dans l'utilisation des matériaux métalliques.

L'aluminium doit cette place à un ensemble de propriétés qui en font un matériau remarquable. [1.2].

1.2. Principales caractéristiques de l'aluminium :

1.2.1. Propriétés physiques :

Grâce à sa masse volumique qui est de $2\,700\text{ Kg/m}^3$, son utilisation s'impose dans les domaines de la construction aéronautique et du transport. Sa conductivité thermique, λ , est égale à 222 W/m.K .

1.2.2. Propriétés chimiques :

Grâce à la couche d'oxyde qui se forme en surface, les alliages d'aluminium résistent à la corrosion. Cette couche protectrice d'oxyde est rendue plus épaisse par anodisation. Ainsi, les alliages d'aluminium peuvent alors être utilisés sans protection supplémentaire comme revêtements extérieurs de bâtiments.

1.2.3. Propriétés électriques :

L'aluminium possède une bonne conductivité. Sa résistivité, ρ , est de l'ordre de $2,810^{-8}\text{ }\Omega\cdot\text{m}$ et son coefficient de température égal à $4,30\text{ }10^{-3}\text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$. La conductibilité électrique de l'aluminium commercialement pur atteint 62% de celle du cuivre. Cependant, la masse volumique du cuivre est plus élevée que celle de l'aluminium. Un conducteur en aluminium, dont la masse volumique est inférieure à celle d'un conducteur en cuivre, s'échauffe moins. [1.3].

1.2.4. Propriétés mécaniques :

L'aluminium, commercialement pur et ayant une faible résistance à la rupture, possède à l'état recuit des propriétés mécaniques faibles. On peut toute fois améliorer considérablement ces propriétés par l'écrouissage, l'addition d'éléments d'alliage ou les traitements thermiques, selon les cas.

L'aluminium et ses alliages ont une structure cristalline cubique à faces centrées. Ils font donc preuve, à l'état recuit, d'une excellente ductilité à toute température. [1.4].

Alliage métallique	Limite conventionnelle d'élasticité (MPa)	Resistance à la traction (MPa)	Allongement à la rupture (A%)
Acier (1020)	180	380	25
Aluminium	35	90	40
Cuivre	69	200	45

Tableau 1.2 : Propriétés mécaniques typiques de quelques métaux [1.5]

1.2.5. Propriétés de mise en forme :

L'aluminium a une température de fusion relativement basse, d'environ 660°C. Il en résulte une facilité de fusion qui représente un avantage certain pour les opérations de fonderie.

L'aluminium est très ductile. On peut aisément le mettre en forme à l'état solide, par déformation plastique. [1.6].

Ce matériau peut être mis en forme soit par corroyage, soit par fonderie.

On peut lui faire subir :

- A froid : laminage, filage, pliage,...
- A chaud : moulage, soudage,
- usinage,...

Les sept séries définies peuvent être réparties dans deux catégories :

- Les alliages trempant : Séries 2000, 6000, 7000,
- Les alliages non-trempant : Séries 1000, 3000, 4000, 5000.

Dans ces deux catégories, il est possible d'améliorer les propriétés mécaniques de l'alliage, mais la procédure opératoire n'est pas identique. Cette différence provient de l'élément d'alliage qui lui est incorporé, de sa solubilité dans l'aluminium à l'état solide et du pouvoir durcissant de ses précipités avec l'aluminium. Pour améliorer les propriétés mécaniques des alliages trempant, il est possible de provoquer un durcissement par précipitation et/ou par écrouissage alors que les alliages non trempant ne peuvent durcir que par écrouissage, c'est-à-dire par déformation plastique à froid. [1.7].

1.3. Dénomination des alliages d'aluminiums :

Les alliages de chaque série sont désignés par 4 chiffres. Voir la figure 1.2, dont le premier désigne l'élément d'alliage principal (exemple 2xxx, le 2 désignant un alliage aluminium - cuivre). Les deux derniers chiffres sont désignés arbitrairement afin d'identifier un alliage spécifique, sauf pour la série 1000 où ils désignent les décimales du pourcentage d'aluminium au-delà de 99%.

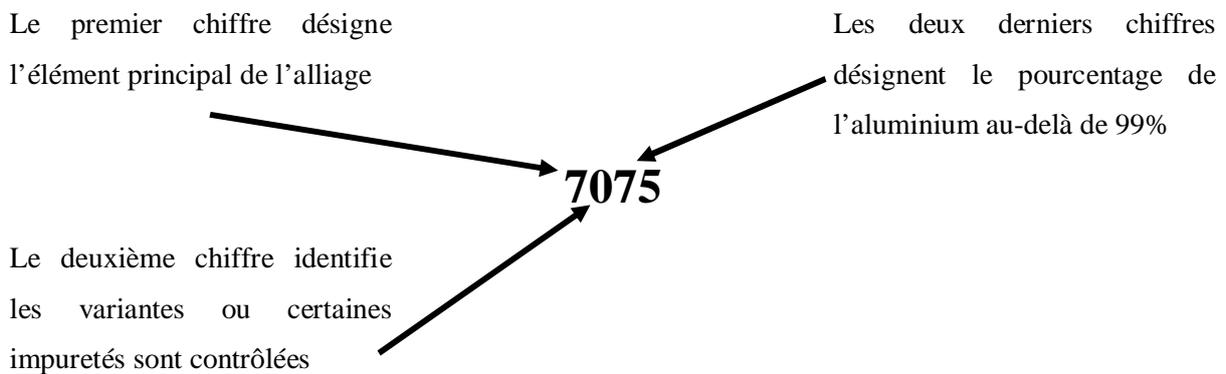


Figure 1.2 : Désignation des alliages d'aluminium

1-4-Les alliages trempant :

Les alliages dits trempant peuvent être traités thermiquement dans le but d'améliorer les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium. Ces alliages se caractérisent par une solubilité très élevée à haute température des éléments d'alliages impliqués dans le durcissement et au contraire, très faible à basse température. [1.8]. Ces alliages peuvent alors être durcis par la présence de particules finement dispersées (les précipités) dans les grains. Le traitement thermique de durcissement des aluminiums trempant peut être décomposé en trois phases.

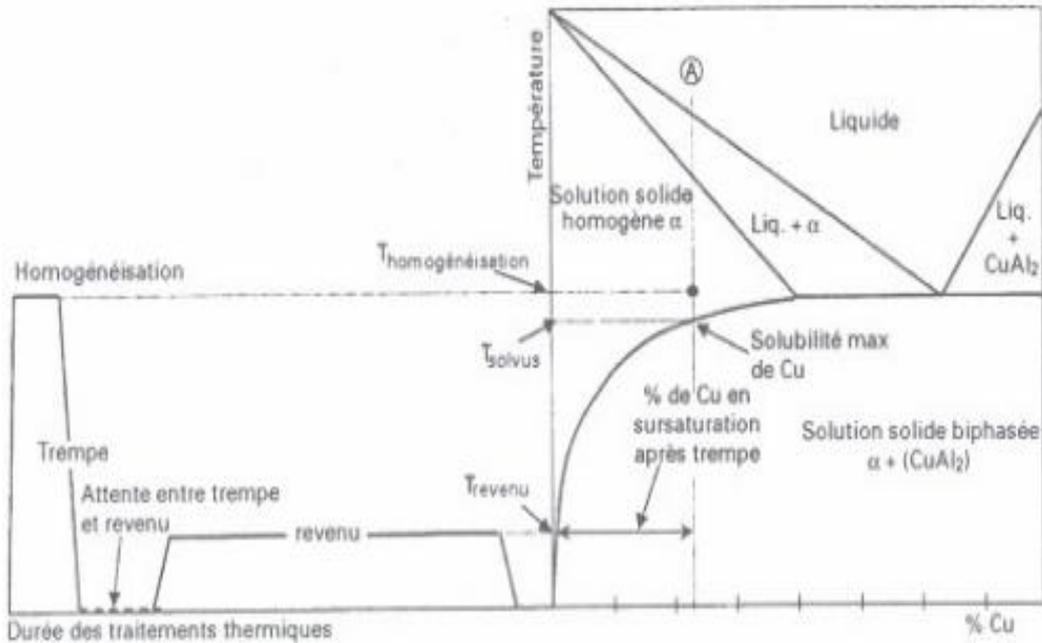


Figure 1.3: Représentation schématique du traitement thermique de durcissement [1.8]

1-4-1-Description du traitement thermique des alliages d'aluminium trempant :

Phase 1 : L'alliage est porté à une température à laquelle la solubilité des éléments d'alliage est maximale. Il est maintenu à cette température pendant la durée nécessaire à la mise en solution complète des éléments d'alliage. Cette phase s'appelle l'homogénéisation.

Phase 2 : Suit à cette phase, un refroidissement brutal de l'alliage est réalisé (une trempe) pour empêcher la précipitation des éléments d'alliages. On obtient une forte sursaturation des éléments d'alliage à température ambiante. Cette phase s'appelle la trempe.

Phase 3 : Il est possible d'avoir une phase d'attente afin d'amorcer la précipitation. Cette étape est facultative.

Phase 4 : Pour finir, une phase de maturation ou revenu, où l'on chauffe (maturation artificielle) d'une manière modérée l'alliage pendant une durée bien définie pour provoquer la précipitation fine de l'élément d'alliage avec l'aluminium. Un revenu à température ambiante est possible, on parle alors de maturation naturelle. Un revenu à température ambiante est possible, on parle alors de maturation naturelle. Un revenu complet après trempe permet le retour aux conditions d'équilibre thermodynamique de l'alliage. Ceci

se traduit par un rejet des éléments d'alliage en sursaturation. [1.8]. Lors de la maturation, on assiste à la formation de phases intermédiaires cohérentes avec la matrice d'aluminium provoquant un durcissement structural. La maturation n'est pas menée jusqu'à l'équilibre thermodynamique, la dureté obtenue en fin de cycle de traitement thermique dépend de la durée et de la température du revenu.

La figure 1.4 représente de façon schématique l'évolution de la dureté en fonction du temps pour deux températures de revenu. Pour chaque température de revenu, il existe un temps de maintien donnant un optimum de la dureté de l'alliage. [1.9].

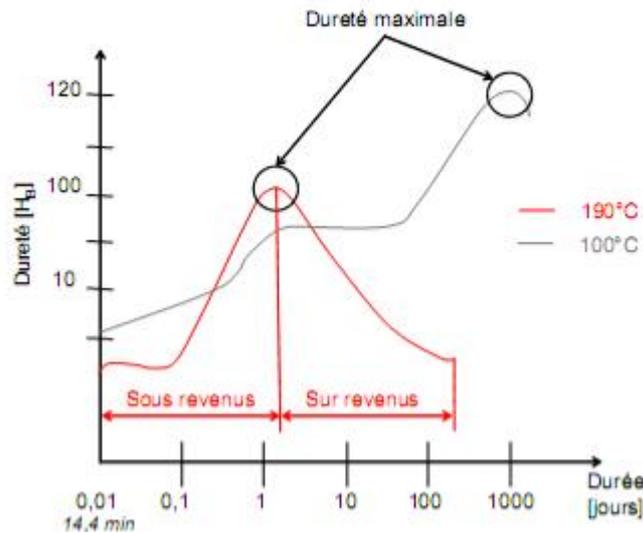


Figure 1.4 : Evolution de la dureté au cours des revenus après trempé pour un alliage [1.8]

Ainsi, en alliant l'aluminium à d'autres composés chimiques dits « trempant » comme le cuivre, le silicium/magnésium ou le zinc / magnésium, on forme un alliage avec une multitude de particules dispersées dans les grains. [1.8]. Ces particules sub-microscopiques gênent la déformation plastique de la matrice d'aluminium. Par conséquent, et pour obtenir une même déformation, il faudra appliquer une charge plus importante. Autrement dit, la dureté et la limite d'élasticité ont été augmentées.

La figure 1.5 présente un cycle de température subi par la matière en point donné (situé dans la ZAT, au plus proche de la ZATM), lors du soudage par Friction malaxage FSW. Ce cycle thermique est similaire à celui du soudage classique par fusion, avec des températures atteintes plus faibles. Ce cycle thermique peut être apparenté à un traitement thermique. La température atteinte est relativement élevée engendrant selon les alliages une remise en solution totale voir partielle des éléments d'alliages, et cela malgré un temps de maintien faible. Lors du refroidissement, la structure cristalline éléments d'alliage/métal de base est

modifiée, entraînant une chute des caractéristiques mécaniques. L'optimum de la courbe de revenu est dépassé, on parle de sur-revenu.

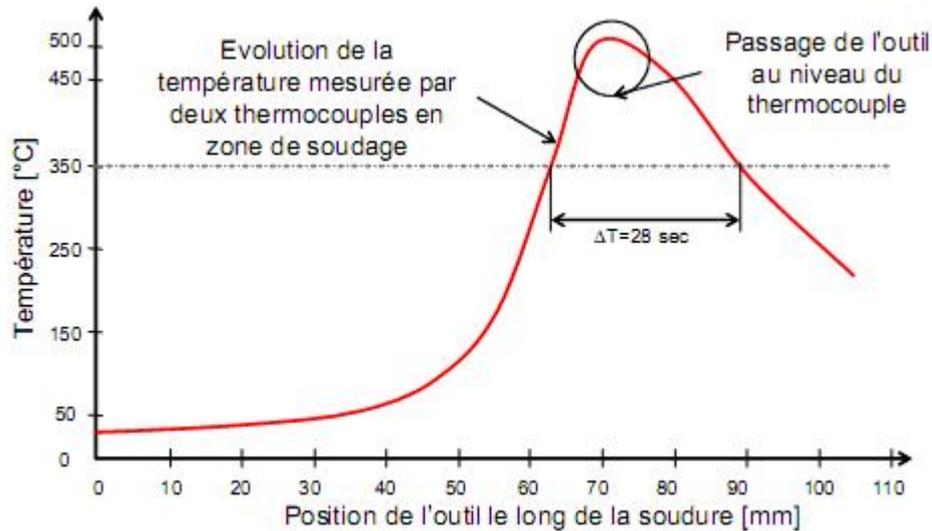


Figure 1.5 : Cycle de température lors du soudage par FSW d'alliage de la série 6000 [1.10]

1.5. Les alliages non-trempant (ou à durcissement par écrouissage) :

Les alliages non trempant ne sont pas sensibles aux traitements thermiques de trempé revenu. Ceci est dû à l'élément d'alliage qui ne précipite pas lors du revenu sous forme suffisamment dispersée pour gêner le déplacement des dislocations. On peut toutefois les durcir par écrouissage (laminage, étirage).

Le durcissement par écrouissage est obtenu par déformation plastique à froid (état H) de la matière. Ce mode de durcissement est applicable à tous les alliages d'aluminium. Cette opération engendre une augmentation de la limite d'élasticité et de la dureté et une diminution de la ductilité (allongement à rupture, coefficient de striction).

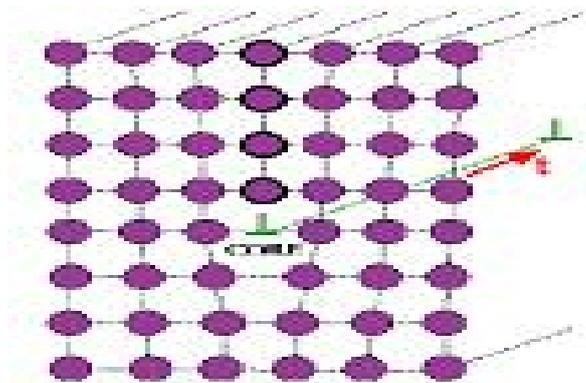


Figure 1.6 : Exemple de dislocation dans la structure du matériau [1.11]

Le durcissement par écrouissage est d'autant plus fort que le taux de déformation est plus élevé. [1.12]. On définit un taux d'écrouissage local θ , qui s'exprime comme le rapport entre la variation de contrainte sur la variation de la déformation : [1.13]

$$\theta = \delta\sigma/\delta\varepsilon \quad (1.1)$$

1.6. Les désignations des états métallurgiques : [1.9]

- Symbole F : brut de fabrication
- Symbole O : état recuit (état de résistance mécanique le plus faible)
- Symbole H : état écroui (déformation plastique à froid)
 - H1 : état brut d'écrouissage
 - H2 : état écroui et partiellement restauré

Le second chiffre (de 1 à 9) suivant la lettre H caractérise le niveau de durcissement dû à l'écrouissage. Plus le chiffre est élevé, plus l'écrouissage est important.

- Symbole T : état trempé (matériau traité thermiquement avec ou sans écrouissage)
 - T1 : refroidi après mise en forme à chaud et mûri
 - T2 : refroidi après mise en forme à chaud, écroui et mûri
 - T3 : mis en solution, écroui et mûri
 - T4 : mis en solution et mûri
 - T5 : refroidi après mise en forme à chaud et revenu
 - T6 : mis en solution et revenu
 - T7 : mis en solution et sur - revenu
 - T8 : mis en solution, écroui et revenu
 - T9 : mis en solution, revenu et écroui

La figure 1.7 représente un exemple de la signification des états de trempes.

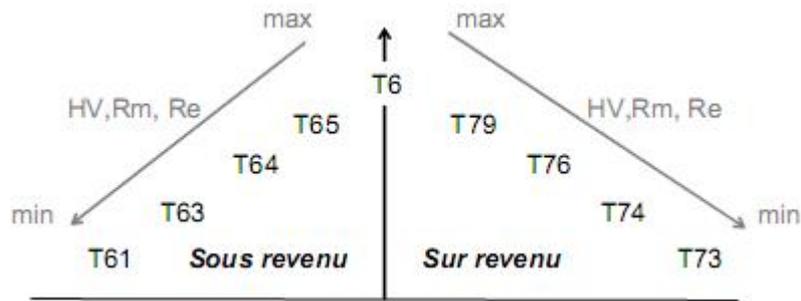


Figure 1.7: Les différents états de durcissement par précipitation [1.8]

1.7. Subdivisions de l'état T :

Les subdivisions de l'état T sont représentées dans la figure 1.8.

Le symbole T est toujours suivi d'un ou de plusieurs chiffres.

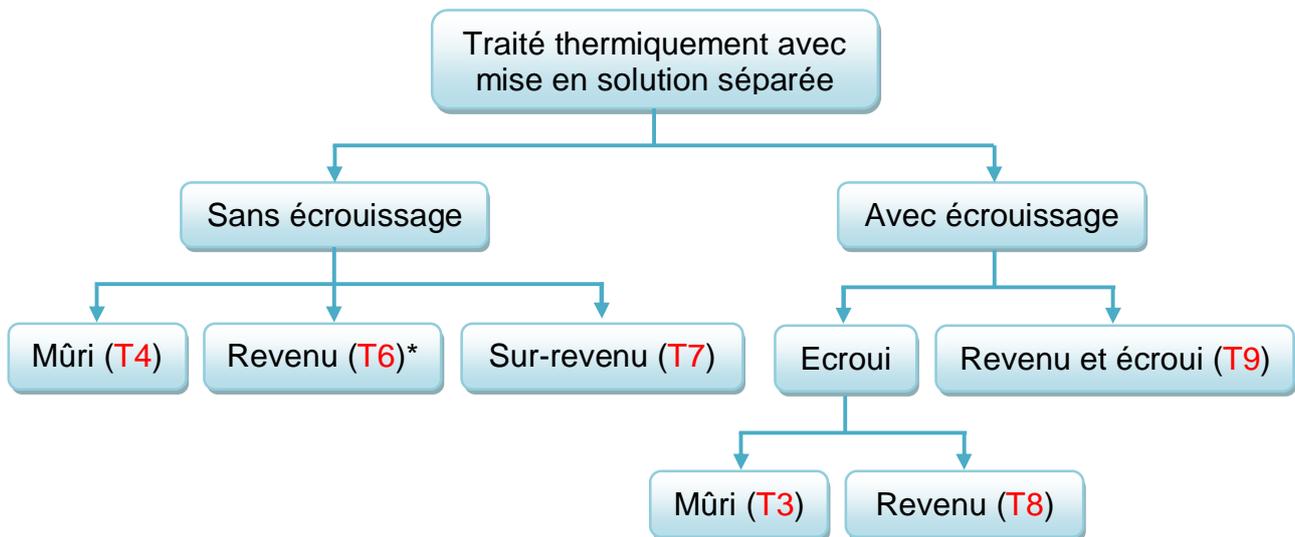


Figure 1.8 : Subdivisions de l'état T
(Traité thermiquement avec mise en solution séparée)

Avec : * : Un second chiffre associé correspondant à des états déterminés,

T61 : Revenu peu poussé afin de conserver une ductilité plus grande que celle de l'état revenu normal: revenu doux,

T66 : Revenu procurant une résistance mécanique plus élevée que celle de l'état revenu normal. [1.13]

1.8. Comparaison des caractéristiques mécaniques des différents alliages d'aluminium :

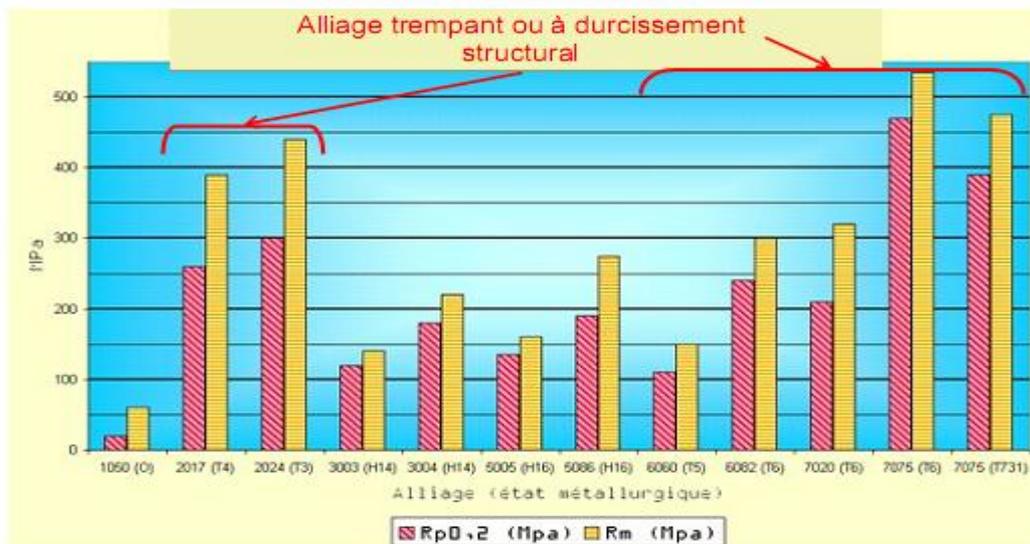


Figure 1.9 : Comparaison des caractéristiques mécaniques des différents alliages d'aluminium [1.14]

Il est à noter que les alliages des séries 2000 et 7000 ont une résistance mécanique supérieure aux autres alliages. Ces deux types d'alliages sont principalement utilisés dans l'industrie aéronautique (comme par exemple la nuance 2024-T3) mais ils sont réputés pour être difficilement soudables. En soudage à l'arc classique, ils sont sensibles à la fissuration à chaud, nécessitant souvent l'apport d'un métal non trempant. De plus, ces alliages étant trempant, la zone affectée par la chaleur sont remettre en solution où un sur-revenu entraîne une chute des propriétés mécaniques.

1.9. Soudabilité des alliages d'aluminium :

Les problèmes rencontrés par les alliages d'aluminiums lors du soudage par fusion sont :

- Apparition de soufflures,
- Apparition de fissures,
- Diminution des propriétés mécaniques du métal de base (zone affaiblie),
- Elimination de la couche d'oxyde.

1.9.1. Les problèmes de soufflures :

L'un des problèmes rencontrés par les alliages d'aluminiums lors du soudage par fusion est l'apparition de soufflures (porosités à l'intérieur de la zone fondue). Celles-ci sont dues à la présence d'hydrogène dans le bain de fusion dont la solubilité dans l'aluminium

est très différente entre l'état liquide et l'état solide. La conductivité thermique élevée de l'alliage d'aluminium entraîne une solidification tellement rapide qu'elle ne permet pas le dégazage du métal fondu. De l'hydrogène est alors emprisonné dans le cordon. L'hydrogène provient de l'humidité absorbée par la couche superficielle d'alumine qui se forme naturellement au contact de l'air (couche hygroscopique : qui absorbe et retient facilement l'humidité). Cette humidité se décompose dans l'arc en hydrogène et en oxygène [1.15]. Pour éviter ce type de problème, il est nécessaire de décaper chimiquement ou mécaniquement les surfaces à souder.

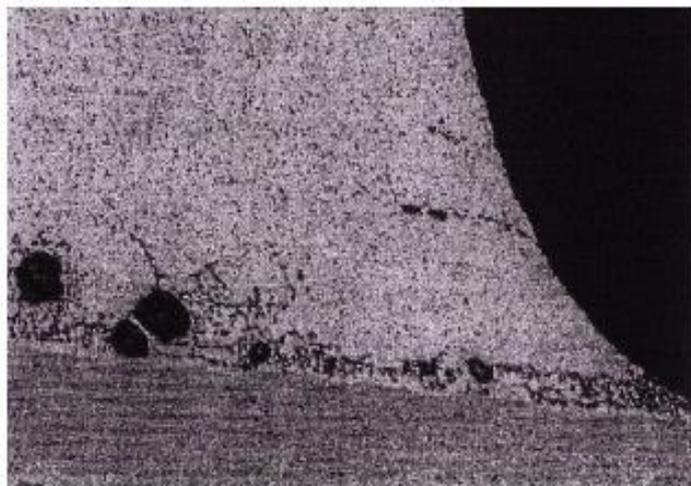


Figure 1.10: Apparition de soufflures dues à l'alumine (soudage à la limite du collage). [1.8]

Les soufflures affectent les propriétés mécaniques de l'assemblage soudé. Elles sont un environnement propice à la formation et à la propagation de fissures. Ceci réduit considérablement la tenue en fatigue et la résistance à la traction de l'assemblage. C'est pour cela, que lors du soudage par fusion, il est nécessaire de tout mettre en œuvre pour éviter la formation de soufflures.

1.9.2. La fissuration à chaud :

La fissuration à chaud est liée à la composition des nuances utilisées (éléments d'alliage de cuivre ou de silicium ou de zinc) et à l'intensité des déformations locales de retrait. Ce problème se pose surtout pour les alliages trempant des séries 2000, 6000 et 7000. Lors de la solidification, on assiste à la concentration des éléments d'alliage dans certaines zones du cristal. Ce phénomène est appelé la ségrégation.

Des fissures se forment pendant le soudage lors du refroidissement à l'état solide ou pendant la phase de transition liquide/solide. [1.13]. La fissuration à chaud se produit dans le métal fondu dans les espaces inter dendritiques ou aux joints de grains de solidification où la ségrégation est particulièrement importante. Il en résulte des décohésions du matériau. Ceci imite fortement les caractéristiques mécaniques (tenue à la fatigue, résistance à la traction) du cordon de soudure.

La sensibilité à la fissuration de solidification dépend de la composition de l'alliage. Des essais ont été effectués pour déterminer la sensibilité de l'alliage en fonction de sa composition chimique. Les échelles de sensibilité en fonction de la proportion des éléments d'addition sont représentées sur la figure 1.11. On peut remarquer que les alliages de la série 2000 (Al-Cu) présentent une sensibilité maximale pour 3,5% de cuivre. Pour la série 7000, la sensibilité est maximale pour 1 à 1,5% de magnésium. Ces alliages ne pourront être soudés de manière satisfaisante. C'est pourquoi certains alliages portent une étiquette « non soudable » par fusion telles que les alliages 2000 et 7000. Le non soudabilité des alliages à base de cuivre et de zinc ont une sensibilité à la fissuration assez prononcée à faible teneur de cuivre et de zinc.

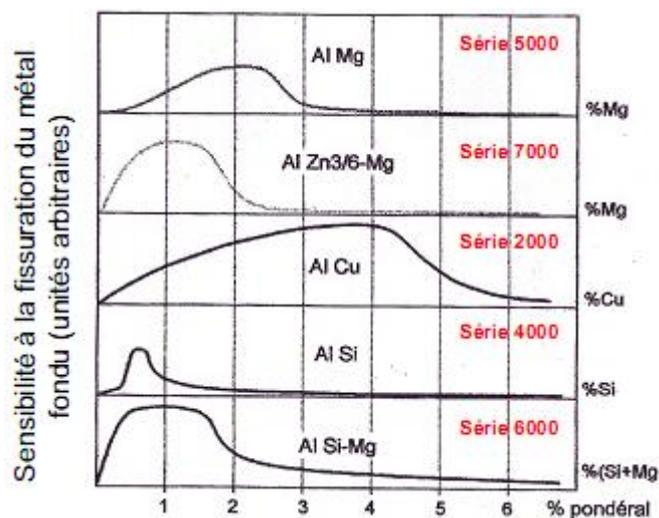


Figure 1.11 : Sensibilité à la fissuration à chaud des alliages d'aluminium [1.8]

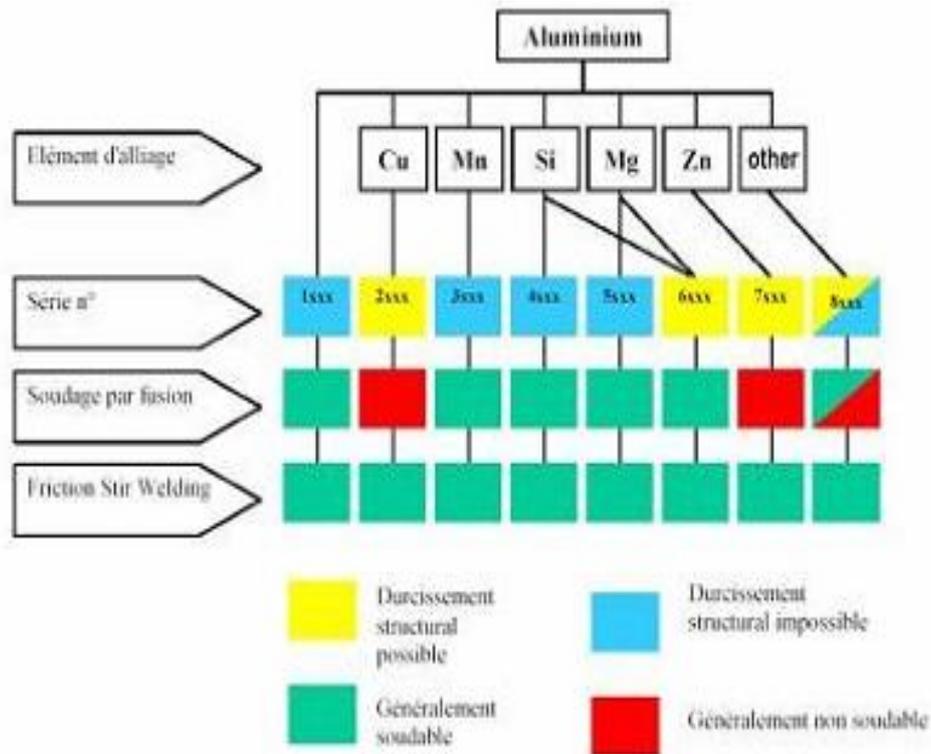


Figure 1.12 : Soudabilité des alliages d'aluminium [1.16]

1.10. Les alliages d'aluminium 7075 T6 :

1.10.1. La série 7000 (aluminium zinc) :

L'élément d'alliage de cette série est le zinc (Zn). Globalement, ils ont de très bonnes caractéristiques mécaniques. Ils sont les alliages d'aluminium à haute résistance. Malheureusement ces très bonnes caractéristiques mécaniques sont obtenues au détriment de la résistance à la corrosion.

Pour retrouver une bonne résistance à la corrosion, il faut effectuer un sur-revenu ou revenu à double palier (T7). Ce traitement se caractérise par une baisse des caractéristiques mécaniques.

Ces alliages se divisent en deux groupes : les 7000 avec addition de cuivre et les 7000 sans addition de cuivre.

1.10.1.1. Les alliages 7000 avec cuivre :

Ce sont eux qui ont les meilleures résistances mécaniques (à l'état T6). Le sur-revenu fait baisser les caractéristiques mécaniques d'environ 20 %. L'alliage le plus connu de ce groupe est le 7075 utilisé en : aéronautique, armements et sport.

1.10.1.2. Les alliages 7000 sans cuivre :

En les comparant avec les alliages avec cuivre, ils ont de moins bonnes caractéristiques mécaniques mais une meilleure résistance à la corrosion. Certains comme le 7020 présentent également de bonnes aptitudes à la soudure. [1.17].

1.11. Domaine d'utilisation:

L'aluminium et ses alliages sont utilisés dans tous les domaines de l'industrie et de la vie quotidienne : construction aéronautique, automobile, ferroviaire et navale (superstructures et équipements), bâtiment (toitures, façades, aménagement intérieur), industrie électrique (câbles et appareillages), boîtes de boissons, etc... L'aluminium pur n'est pas une très grande résistance mécanique mais ses alliages peuvent avoir des propriétés remarquables. [1.17].

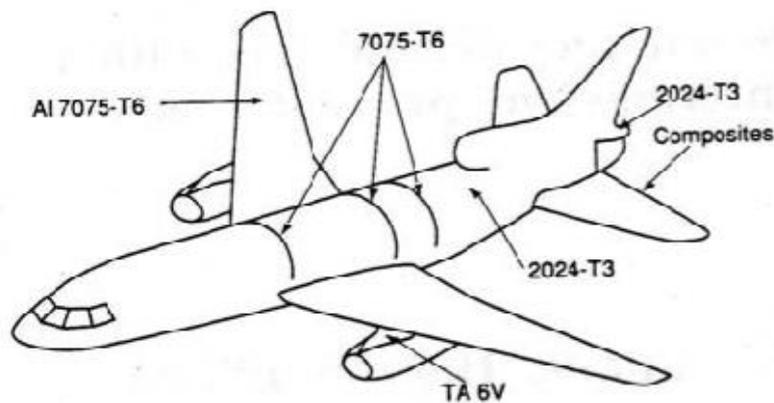


Figure 1.13: Exemple d'utilisation des alliages d'aluminium en aéronautique [1.17]

Aussi, et étant donnée leur faible densité, ils sont aussi destinés aux applications nécessitant des propriétés mécaniques élevées pour un moindre poids.

Le tableau 1.3, représente une comparaison entre les alliages d'aluminium et d'autres matériaux subissant les mêmes sollicitations (flambage). [1.13].

Aluminium et Alliages d'aluminium

	Limite d'élasticité (MPa)	Module de Young (GPa)	Densité	$E/3/\rho$ (Flambage)
Acier inoxydable FV 520	1080	215	7,83	0,765
Alliage de Titane TA6V	830	110	4,43	1,080
Alliage d'aluminium 7075 T6	470	72	2,80	1,480

Tableau 1.3 : Comparaison entre les alliages d'aluminium et d'autres matériaux subissant les mêmes sollicitations (flambage)

Chapitre 2 : Le procédé de soudage

2.1. Introduction :

Contrairement aux idées reçues, les techniques de soudage sont en pleine évolution, pour ne pas dire en révolution. Si les premières réalisations soudées ou brasées remontent à l'âge du bronze, ce n'est que depuis le début du 20^{ème} siècle que la maîtrise d'un arc électrique permet de réaliser la fusion puis la solidification des matériaux pour constituer un assemblage dit par soudage. Il faut pourtant attendre la fin de la seconde guerre mondiale pour que des constructions soudées soient utilisées dans la réalisation de structures ou bâtis. On commence alors à parler de mécano-soudage. Or, les seuls procédés industrialisés de façon importante sont la soudure oxyacétylénique et la soudure à l'arc à l'électrode enrobée. Au fur et à mesure de la maîtrise des sources thermiques (arc électrique, laser, plasma d'arc, faisceau d'électrons) et des systèmes automatisés, des différents procédés ont gagné en fiabilité et en qualité de réalisation. Les ensembles mécano-soudés sont maintenant devenus irremplaçables dans de nombreuses applications.

En fabrication mécanique et dans les différents domaines industriels comme le cas des assemblages aéronautiques, le rivetage et le boulonnage représentent les principaux systèmes d'assemblages. [2.1]. Lors de leur utilisation, ces procédés présentent des discontinuités physiques ou chimiques, et alors le procédé de soudage devient une technique d'assemblage concurrente. [2.2]. Ce changement de procédé constitue un enjeu financier important car en entraînant la réduction considérable de masse (figure 2.1), donc de consommation de carburant, il diminue le coût d'exploitation.



Avec:

 = Masse supplémentaire

Figure 2.1: Schéma simplifié du gain de masse rivet et soudure

2.2. Description du procédé de soudage :

2.2.1. Définition :

Le soudage est une opération par laquelle on établit la continuité métallique entre les parties à assembler, par divers moyens. Cette définition est valable pour n'importe quel matériau, y compris les matières plastiques. Elle s'applique intégralement au cas des métaux et alliages dans la mesure où l'opération consiste à établir la continuité métallique entre les parties à assembler contrairement aux autres procédés d'assemblage tel que : rivetage, boulonnage, agrafage ou collage.

A l'échelle macroscopique, la continuité métallique implique l'absence, une fois l'assemblage réalisé, de toute matière non métallique interposée entre les éléments réunis.

Cette continuité est réalisée par les mécanismes d'attraction, de diffusion et de fusion.,

Les procédés de soudage, comme le montre la figure 2.2, sont nombreux et le plus souvent dépendant les uns des autres. La grande variété de ces procédés de soudage existants peut être classée en fonction de la nature des énergies mise en œuvre. [2.3].

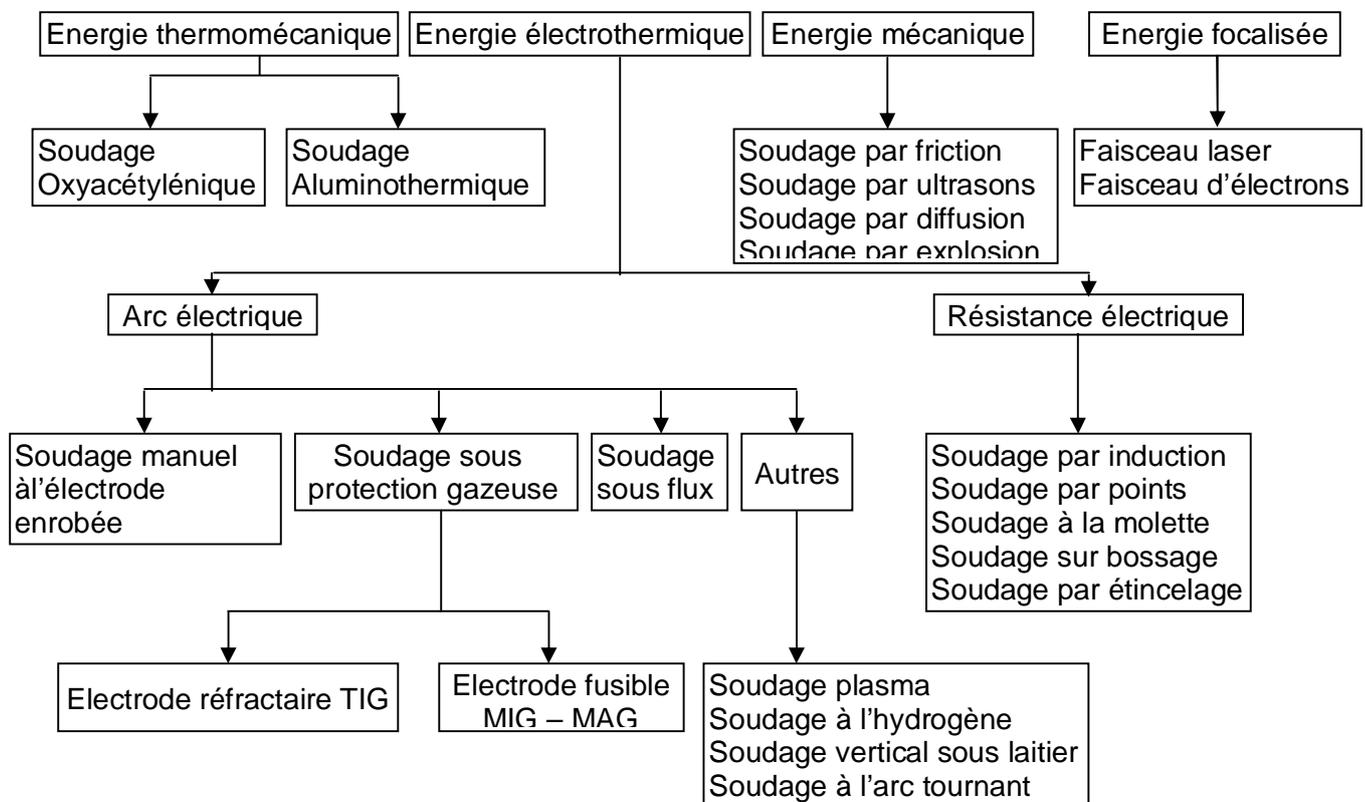


Figure 2.2 : Les différents procédés de soudage

Les procédés de soudage par fusion sont de plus en plus utilisés dans la construction des avions civils et militaires. Aussi, Ils peuvent être classés, comme le montre la figure 2.4, suivant l'intensité de la source d'énergie qui induit des différences de caractéristiques importantes sur les cordons de soudure. Cette énergie spécifique de chaque procédé agit sur la pénétration, qui représente le rapport de la profondeur de la soudure sur la largeur, et sur les caractéristiques mécaniques des cordons de soudure.

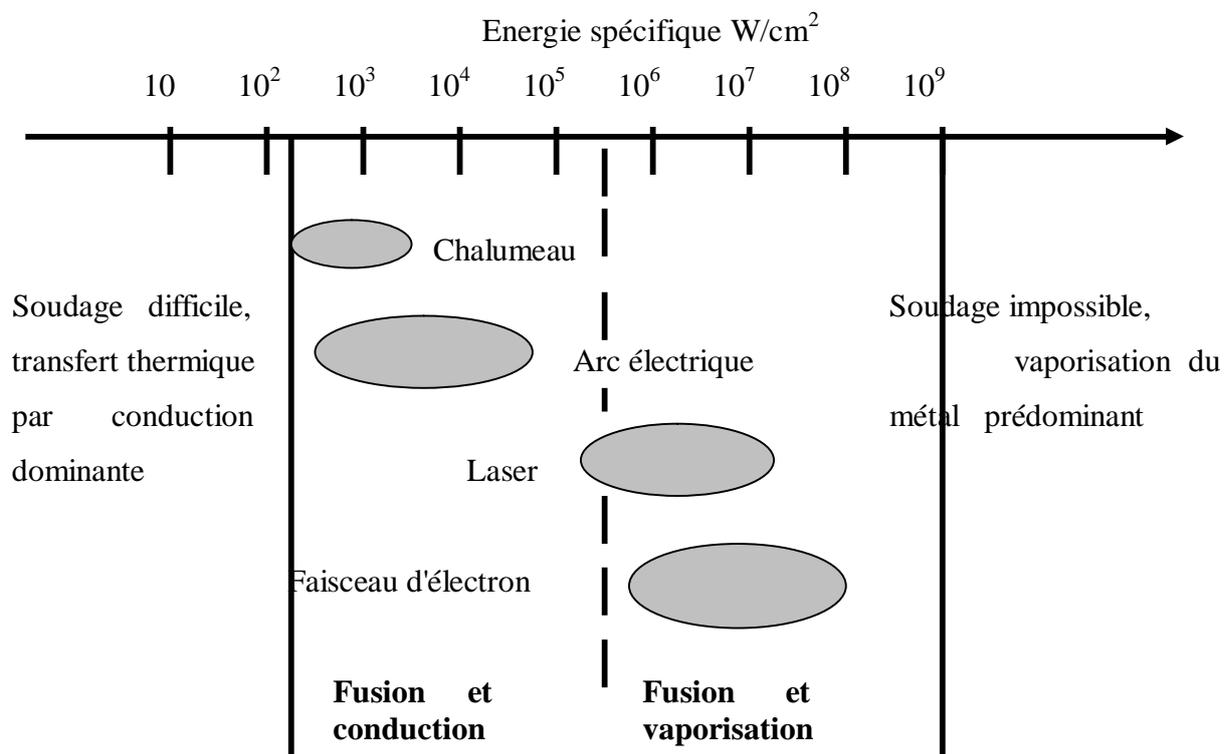


Figure 2.3 : Sources thermiques et densités d'énergie

2.2.2. Le soudage en phase solide :

Le soudage en phase solide est la classe des procédés qui ne nécessite pas un métal d'apport, et les deux surfaces sont jointes sans fondre le métal de base.

Les procédés de soudage en phase solide ont été développés avant ceux passant par une phase liquide à cause des exigences d'apport d'énergie moins sévères pour les premiers. Un exemple bien connu est le soudage par forgeage; déjà utilisé dans la fabrication des armes.

Dans ces procédés, les joints sont établis par au moins un des trois mécanismes suivants :

1. Un mouvement relatif des deux pièces à joindre donne lieu au cisaillement des points de contact, produisant des régions non-contaminées qui sous pression forment des joints métalliques entre les pièces. Ce mécanisme intervient dans les procédés de soudage par friction et le soudage par ultrason.
2. Une déformation coordonnée des deux pièces à joindre produit des régions non contaminées qui sous pression forment des joints métalliques entre les pièces. Cela est le cas pour le soudage par explosion et le soudage par pression à chaud et à froid.
3. La diffusion préférentielle suscitée par une force qui met l'interface sous pression permet de réduire le volume de pores entre les surfaces à joindre. Ceci est utilisé dans le soudage par diffusion.

Les procédés de soudage en phase solide sauf le soudage par diffusion nécessitent donc toujours une déformation très importante, ce qui limite ces procédés aux métaux ductiles et aux géométries simples. [2.4].

2.2.3. Le soudage par friction:

Le soudage par friction utilise la déformation relative des deux pièces à souder pour produire des interfaces non-contaminées. En même temps, l'énergie dissipée par frottement chauffe les interfaces pour faciliter leurs cisaillements. Pour des géométries cylindriques, le mouvement est en général fait par une rotation ce qui permet de garder pendant tout le cycle de soudage un alignement précis. Les deux pièces sont pressées l'une contre l'autre de manière que le mouvement relatif produise de la chaleur par frottement. Ensuite, la rotation est arrêtée et la pression est augmentée. Cela produit un joint forgé par déformation coordonnée.

Il existe plusieurs façons pour réaliser ce mouvement relatif :

- Une partie tourne, l'autre est fixée,
- Les deux pièces tournent en sens opposé,
- Les deux pièces tournent avec la même vitesse et une troisième pièce placée au centre reste immobile (sorte de métal d'apport).

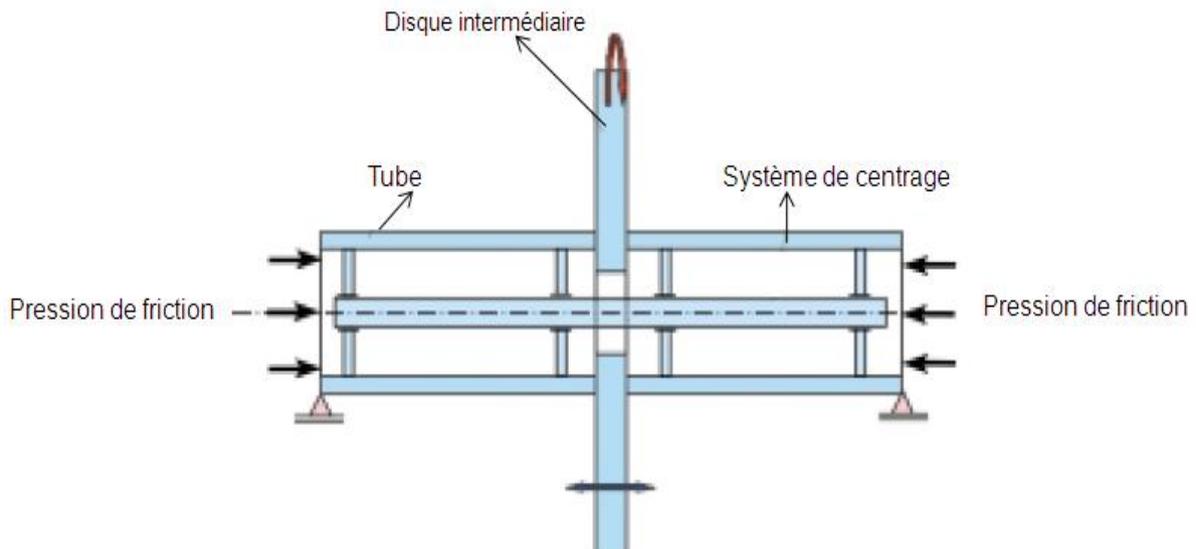


Figure 2.4 : Schéma de principe d'une variante du procédé de soudage par friction

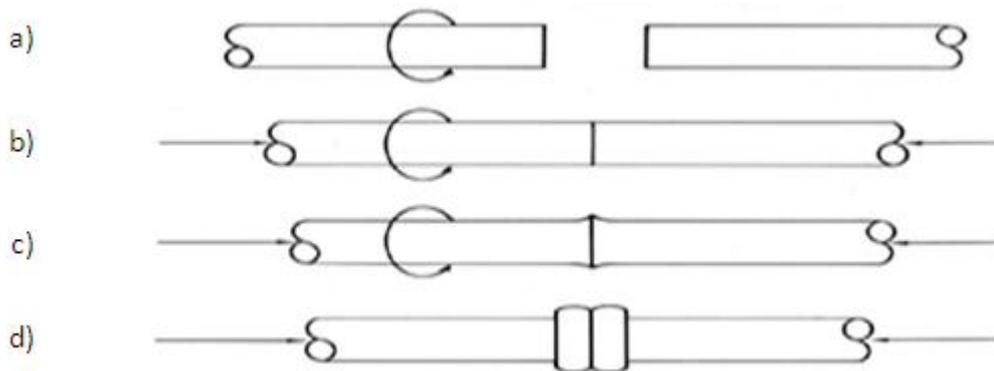


Figure 2.5 : Différentes phases du procédé de soudage par friction

- a) phase d'accostage des pièces
- b) phase de frottement
- c) phase de pression élevée
- d) phase de joint forgé

Depuis sa création au début des années 1990, le soudage par frottement-malaxage est devenu attrayant pour plusieurs entreprises. En conséquence, il a été abondamment étudié dans plusieurs départements de sciences appliquées et d'ingénierie dans les universités du monde entier. Dans les années 1990, le cœur des travaux a porté sur la faisabilité du soudage à l'aide de ce procédé et l'exploration des possibilités de ce dernier: soudage de différentes configurations de joint, soudage de deux alliages différents, soudage de composites à matrice métallique, utilisation de différentes formes d'outils, etc. Ces travaux ont permis de connaître

suffisamment le procédé pour qu'il soit utilisé industriellement, surtout pour le soudage des alliages d'aluminium dans les industries navales et ferroviaires. [2.5].

Ces recherches initiales ont permis de mettre en lumière un aspect fondamental dont il faut tenir compte dans l'étude du FSW. En effet, les corrélations entre paramètres de soudage et propriétés du joint sont difficilement généralisables, puisque cette corrélation passe par un troisième élément, la microstructure résultante du joint. Or, la réponse microstructurale d'un matériau soumis au FSW peut varier considérablement d'un alliage à l'autre, et ce même pour des alliages d'une même famille. De nombreux travaux ont ainsi été réalisés afin d'établir les liens entre les paramètres de soudage et les propriétés du joint. Cette approche permet d'optimiser une configuration géométrie-matériau donnée, mais a peu d'impact sur l'avancement de la connaissance fondamentale de ce procédé. Depuis quelques années toutefois, les phénomènes physiques entrant en jeu lors du FSW sont davantage étudiés. La microstructure des joints est souvent caractérisée et la modélisation numérique est utilisée pour réaliser des calculs qui permettent de mieux comprendre le procédé FSW.

2.2.4. Soudage par friction malaxage (FSW) :

Le soudage par friction-maxalage (FSW) est un procédé de soudage breveté et développé par Thomas Wayne en 1991 dans l'institut de soudure (TWI). Ce procédé se distingue des autres procédés de soudage par sa capacité de souder la matière à l'état visqueux, sans passer par le point de fusion. Il permet ainsi un assemblage par voie solide, ce qui supprime les défauts liés à la solidification et conduit à des contraintes internes plus faibles que les procédés de soudage classiques.

L'industrie aéronautique s'est tout de suite intéressée à ce procédé car il rend possible le soudage des alliages d'aluminium de la famille des 2XXX et des 7XXX, alliages d'aluminium réputés insoudables par d'autres procédés. Sur les avions, ces alliages sont assemblés par rivetage.

Le soudage par friction-malaxage étant un procédé récent, il demeure encore un sujet de recherches actif, pour mieux appréhender certains points comme l'écoulement de la matière, l'influence de la forme de l'outil, la simulation de la microstructure.

Ce dernier point est particulièrement important pour les alliages 2XXX et 7XXX. En effet, ce sont des alliages d'aluminium à durcissement structural, c'est-à-dire que leurs propriétés mécaniques dépendent étroitement de leur état de précipitation. Par ailleurs, le FSW se distingue des autres procédés de soudage par la présence d'une zone affectée thermiquement et mécaniquement.

Ce procédé est adaptés à plusieurs matériaux : Acier, Titanium, le cuivre et plus particulièrement aux alliages d'aluminium a durcissement structural (série 2000, 6000, 7000), difficilement soudable par voie classique. [2.6].

Il est principalement utilisé dans l'industrie de la construction et du transport, telle que l'industrie spatiale, aéronautique, ferroviaire, automobile, maritime comme par exemple :

- **Industrie Aéronautique:** soudage de tôles en remplacement du rivetage pour les ailes, le fuselage, soudage de réservoirs cryogéniques, réservoirs de kérosène, corps de missiles,



Figure 2.6 : Assemblage de l'avion Eclipse avec le procédé de FSW [2.7]

- **Construction navale:** pont, plate-forme d'atterrissage d'hélicoptères, coque de bateau,



Figure 2.7 : Bateau en aluminium construit en utilisant le procédé FSW [2.8]

- **Transport ferroviaire** : planchers de voitures, corps de container,

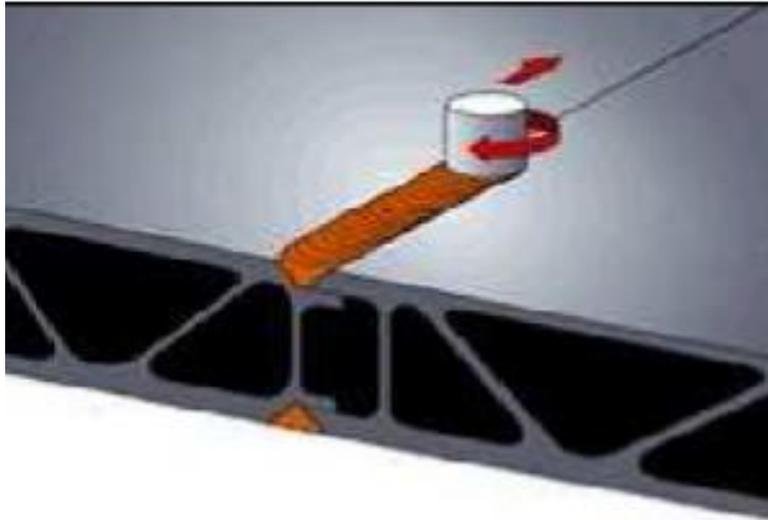


Figure 2.8 : Technique de soudage des carrosseries des trains Hitachi

- **Automobile** : réservoir d'essence, carter de moteur électrique, jantes.



Figure 2.9 : Application du procédé de FSW par points dans l'industrie automobile

Parmi ses avantages, on peut citer :

- Pas de métal d'apport ni de gaz,
- Absence de discontinuité,
- Temps de cycle court,
- Reproductible,
- Automatisable,

- Absence de fumées et de projection,
- Absence de métal d'apport permet de réaliser des joints chimiquement homogènes,
- Défauts internes des procédés par fusion, tels le manque de compacité, les soufflures, les criques n'apparaissent pas, il ne génère pas de fissure à chaud. [2.9]. [2.10].
- Remplacement du rivetage par le soudage permet surtout une diminution du coût d'obtention de la structure, un gain de masse et l'élimination des phénomènes de corrosion et de fretting-fatigue autour des rivets,
- Permet de réaliser des soudures hétérogènes,
-



Figure 2.10: Opération de soudage FSW

Parmi ses inconvénients, on peut citer :

- Ne convient pas aux matériaux à haute résistance,
- Nécessité d'avoir un appui (forces transversales par l'arrière),
- Présence de cratères en fin de soudure,
- Usure des outils suivant les matériaux à assembler,
- Difficilement robotisable dû aux efforts mécaniques,
- Trou à la fin de chaque soudure,
- Taquets de début et de fin de soudure.

A/ Outil de soudage :

La forme de l'outil de soudage constitue la base du procédé car il ouvre son potentiel d'applications en termes de matériaux, d'épaisseurs soudables et de performances techniques et économiques.

L'outil utilisé pour les joints de recouvrement est différent de celui utilisé pour le soudage bout à bout afin qu'il puisse malaxer les deux matériaux.

La figure 2.12 représente un outil de soudage.



Figure 2.11 : Outil FSW

A l'origine du procédé, l'outil comporte essentiellement un épaulement associé à un pion coaxial l'un et l'autre de révolution. Il est apparu intéressant, sinon primordial, d'affecter le pion de reliefs sous forme de nervures circulaires ou hélicoïdales dans le but d'augmenter l'effet de malaxage du métal et, par la suite, de rendre plus facile la formation de la soudure.

Les matériaux utilisés pour les outils sont principalement des aciers résistant à haute température et ayant un bon comportement à l'usure du fait que lors du fonctionnement, la température de l'outil peut s'élever de 300 à 400 ° C.

Les effets de l'outil sur la formation de la soudure combinent, la plupart du temps, celui de l'épaulement et celui du pion, indissociables dans le fonctionnement du système.

B/ Épaulement :

Le rôle de l'épaulement est de fournir une butée déterminant la pénétration du pion ainsi que de bloquer le reflux de la matière vers le haut. Sa forme est globalement plane et

perpendiculaire à l'axe de rotation, ses dimensions transversales restant suffisamment grandes et de cinq fois environ le diamètre du pion afin de couvrir totalement la zone affectée.

L'épaulement joue un autre rôle : il sert au confinement du matériau. En effet, le matériau mou cherche à sortir de la zone du joint soudé s'il n'est pas retenu. Le choix de la géométrie de l'épaulement dépend de la configuration du joint à souder. Il peut être plat, convexe ou concave.

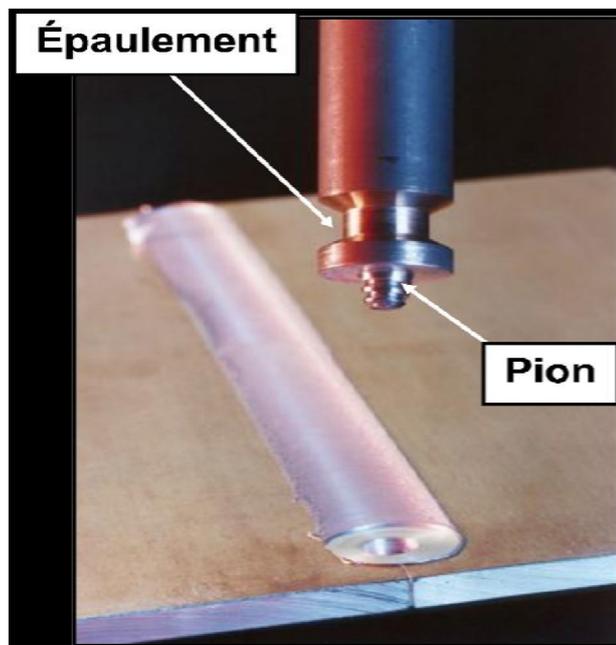


Figure 2.12 : Principales composantes de l'outil de soudage

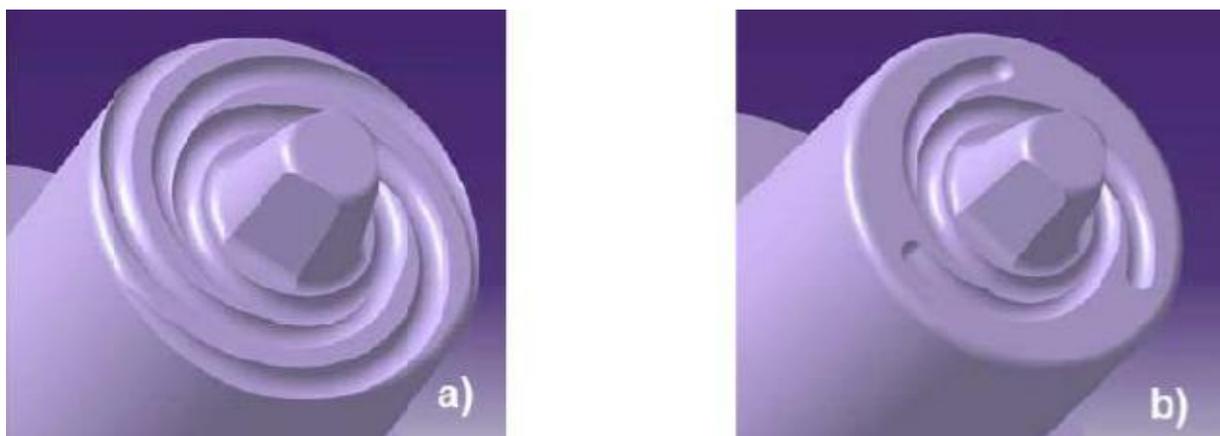
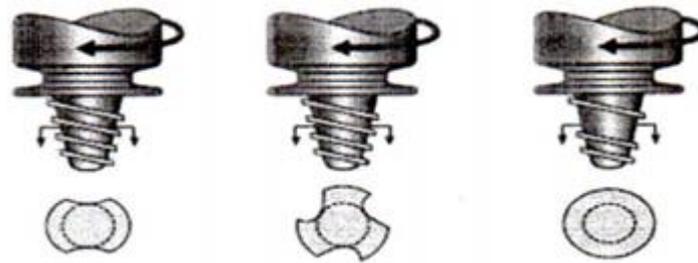


Figure 2.13 : Type d'épaulement a) Rainures complètes; b) Rainures partielles [2.11]

C/ Pion:

Le pion a des dimensions appropriées à la nature des matériaux et à l'épaisseur à souder. Sa longueur est adaptée à la pénétration et ne doit pas excéder l'épaisseur des tôles à souder. Ainsi, et d'après la figure 2.15, le pion peut prendre diverses formes simples ou sophistiquées.

Il est généralement tronconique et (ou) prismatique, avec évidement ou collets hélicoïdaux subtilement répartis. Certains profils intéressants ont fait l'objet de marques déposées.



A deux gorges A trois gorges A profil variable

Figure 2.14 : Types classiques d'outils

D/ Paramètres du procédé :

De nombreux paramètres ont un rôle non négligeable sur la qualité d'un assemblage comme :

- La vitesse d'avance de l'outil,
- La vitesse de rotation,
- L'effort axial F_z appliqué sur l'outil suivant son axe de rotation, afin de compenser la pression formée dans la zone de soudure,
- La profondeur de plongée de l'outil,
- Les dimensions de l'outil : diamètres de l'épaulement et du pion et la longueur du pion,
- L'angle d'inclinaison de l'outil dénommé angle de déplacement,
- La localisation de la plongée de l'outil (ce paramètre donne l'endroit où est introduit l'outil dans les plaques en fonction des bords des plaques),
- La durée de stabilisation de l'outil (temps s'écoulant entre la fin de la phase de plongée de l'outil et le début de la phase d'avancement).

Ces paramètres sont à régler selon : les matériaux, l'épaisseur soudée et la géométrie de l'outil. L'ensemble conditionne l'apport d'énergie, le flux de matière, la formation du cordon, les propriétés mécaniques de l'assemblage et les efforts générés.

De ces paramètres, les plus influents sont : l'outil de soudage, le couple vitesse de rotation et d'avance.

E/ Vitesse de rotation et vitesse d'avance :

Les vitesses de rotation et vitesses d'avances de l'outil varient en fonction de la nature de l'alliage à assembler et les dimensions des pièces. Ces paramètres devront donc être adaptés afin que le réchauffement et le brassage de la matière soient optimaux tout en assurant une bonne cadence de soudage. La vitesse de rotation est généralement exprimée en tour par minute et la vitesse d'avance en mm par seconde. Le choix de la valeur de ces deux vitesses est lié. Il est d'usage d'introduire le rapport suivant pour qualifier le soudage:

$$\text{(Vitesse de soudage)} / \text{(Rayon du pion * Vitesse de rotation)} \quad (2.1)$$

Si ce rapport est très grand, on parlera de soudage froid car la chaleur dissipée par le frottement entre l'outil et les plaques ainsi que le malaxage de la matière n'introduiront pas des températures très élevées dans les pièces; la température sera plus faible comparativement à un soudage optimal.

Au contraire, si ce rapport est faible, on parlera de soudage chaud car le malaxage et la chaleur dissipée par frottement seront élevée et engendreront de fortes températures.

2.2.5. Principe général du soudage par friction malaxage (FSW):

Contrairement au procédé de soudage par friction classique, les pièces à assembler n'ont pas de mouvement relatif l'une par rapport à l'autre. Ceci lui offre un plus large choix de configurations de joints soudables.

Ce procédé, innovant, permet de souder à l'état solide, c'est-à-dire sans atteindre la température de fusion. Ceci lui permet, en théorie, de souder tous les métaux, même ceux réputés difficilement soudables par fusion à cause de problèmes de fissurations à chaud, de soufflures, ou d'abattement trop important des propriétés mécaniques.

Ses caractéristiques offrent à ce procédé de réels potentiels de développements industriels, surtout pour les métaux malléables à chauds et à bas point de fusion tels que l'aluminium ou le cuivre.

Le principe de soudage est simple : les deux tôles à souder sont mises en contact et solidement bridées. L'outil en rotation (400 à plusieurs tr/min) pénètre la matière puis se déplace le long du joint à souder (jusqu' à 1000mm/min).

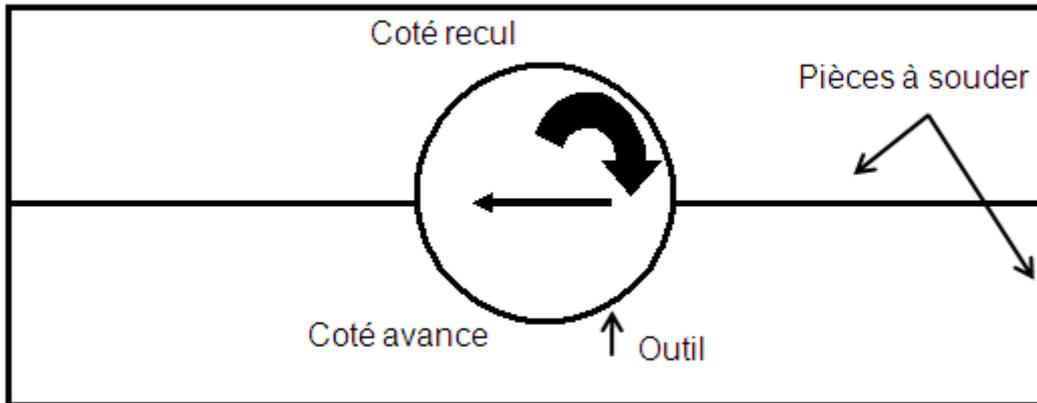


Figure 2.15: Schématisation du cote avance et recul lors du soudage FSW

Ce procédé est de réaliser une soudure de proche en proche en malaxant localement la matière des deux pièces à assembler. La liaison métallurgique est obtenue à chaud, mais en dessous de la température de fusion des matériaux.

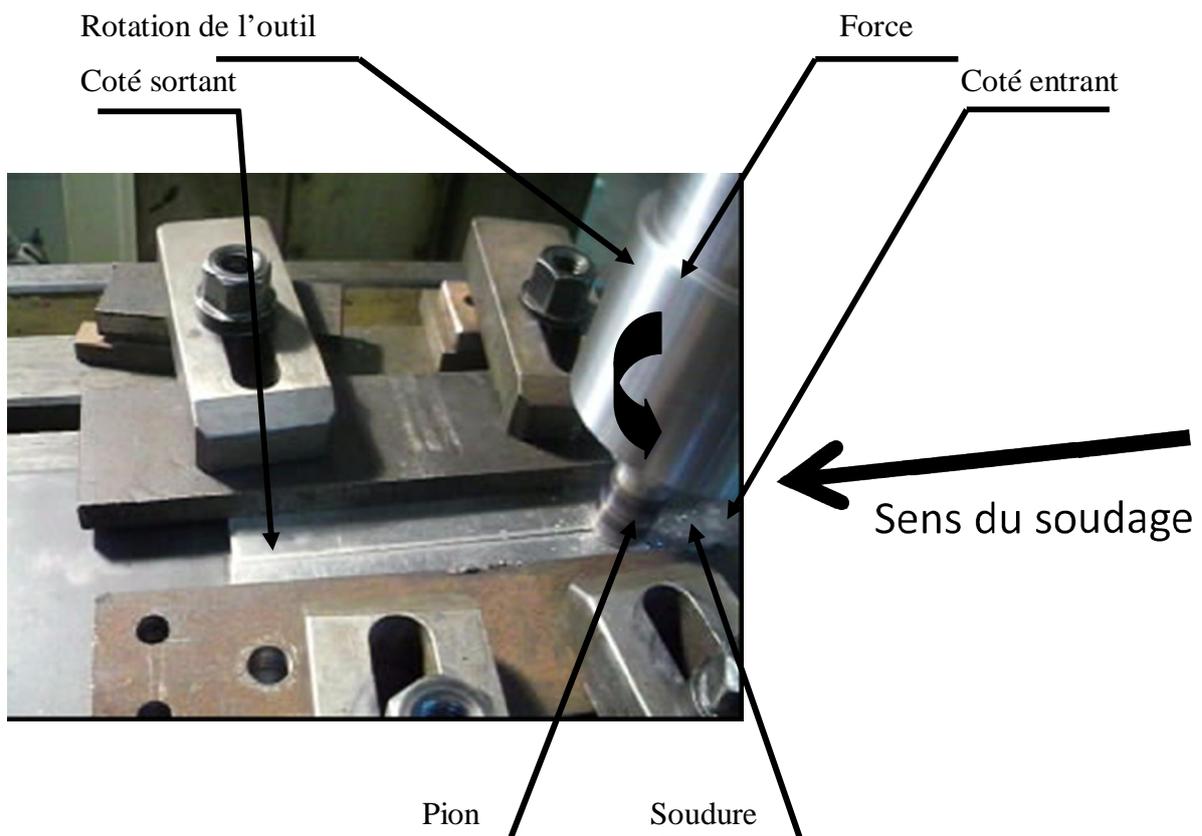


Figure 2.16 : Principe général du procédé de soudage par friction malaxage

Les alliages d'aluminium d'épaisseurs moyennes sont particulièrement bien soudés par le procédé FSW et de nombreux essais ont été conduits pour développer les conditions d'application de ce procédé à ces matériaux industriellement utilisés, là où, dans certains cas, les

procédés par fusion rencontrent des limites technologiques et, en tout cas, impliquent des mesures de mise en œuvre plus contraignantes. La simplicité de ce procédé de nature purement mécanique en fait l'un des principaux intérêts.

Le procédé de soudage par friction malaxage peut être décomposé en 4 étapes :

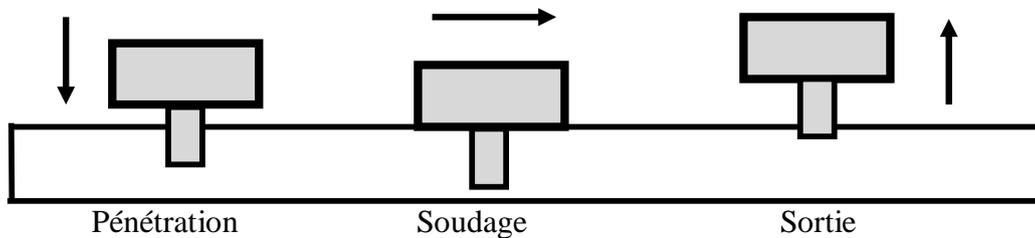


Figure 2.17 : Etapes du procédé de FSW

- **1^{ère} étape : Pénétration de l'outil**

L'outil composé d'un pion de géométrie plus ou moins complexe et d'un épaulement de diamètre de 2 à 2.5 fois supérieur au pion est mis en rotation rapide (100 tr/min). Sous un effort défini, le pion entre en contact avec la surface des tôles à assembler. La chaleur générée par le frottement pion-matière provoque un ramollissement local de la matière et permet la pénétration du pion jusqu'à ce que l'épaulement entre en contact avec la surface des pièces.

Cette phase de pénétration est représentée dans la figure suivante 2.19.

Mouvement
de descente



Figure 2.18 : Phase de pénétration de l'outil

- **2^{ème} étape : Temps de préchauffage**

Afin de générer l'apport de chaleur nécessaire pour obtenir un volume de matière à l'état pâteux suffisant au voisinage de l'outil, celui-ci est maintenu en rotation pendant un temps appelé Dwell-time ou temps de préchauffage (Dt).

Cet intervalle de temps dépend des matériaux à assembler (il faut au moins atteindre des températures de forgeabilité des matériaux de base), des épaisseurs et des configurations d'assemblage. L'échauffement est provoqué par le frottement de l'outil sur les pièces.

Cette phase de temps de préchauffage est représentée dans la figure suivante 2.20.



Figure 2.19 : Phase de Préchauffage

- **3^{ème} étape : Soudage**

Après préchauffage, l'outil en rotation se déplace le long du joint à une vitesse définie (jusqu'à 2 m/min). Par un mécanisme combiné d'extrusion par le pion et de forgeage par l'épaulement, le cordon est réalisé de proche en proche. Une nouvelle structure métallurgique commune aux deux matériaux est formée grâce à des phénomènes de restauration-recristallisation. La liaison métallique est ainsi assurée sans atteindre la température de fusion des matériaux de base, ce qui permet de s'affranchir de problèmes liés à la solidification qui apparaissent en utilisant les procédés de soudage classiques (porosités, soufflures, fissuration à chaud,...).

Cette phase est représentée dans la figure suivante 2. 21.

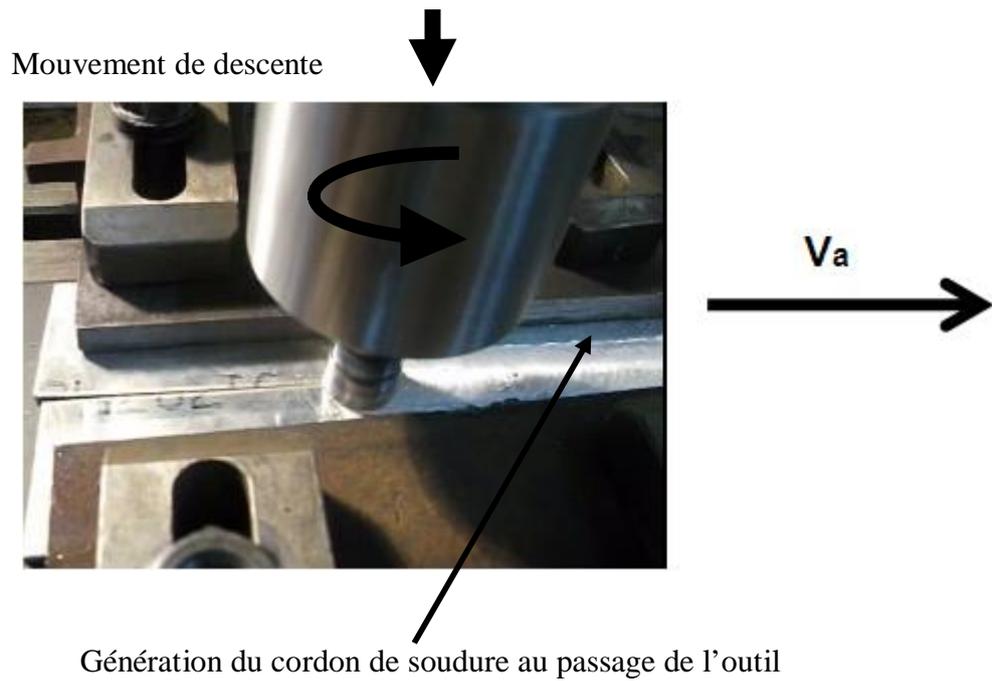


Figure 2. 20 : Phase de soudage

4^{ème} étape : Rétraction de l'outil

Lorsque la longueur soudée est réalisée, l'outil en rotation est retiré de la matière et laissant une empreinte.

Cette phase de retrait est représentée dans la figure suivante 2.22.

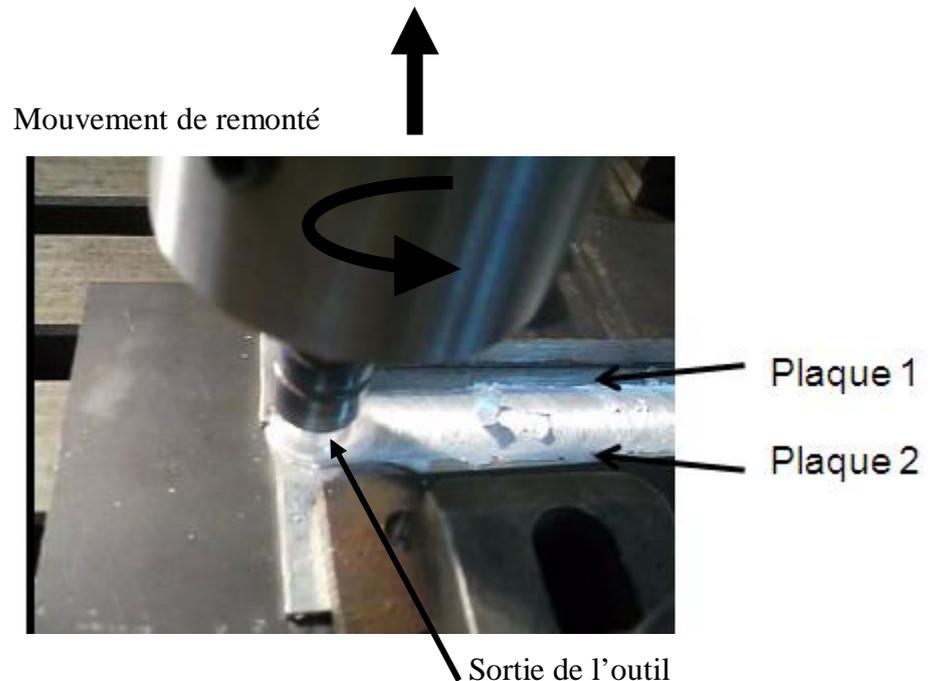


Figure 2.21 : Phase de retrait de l'outil

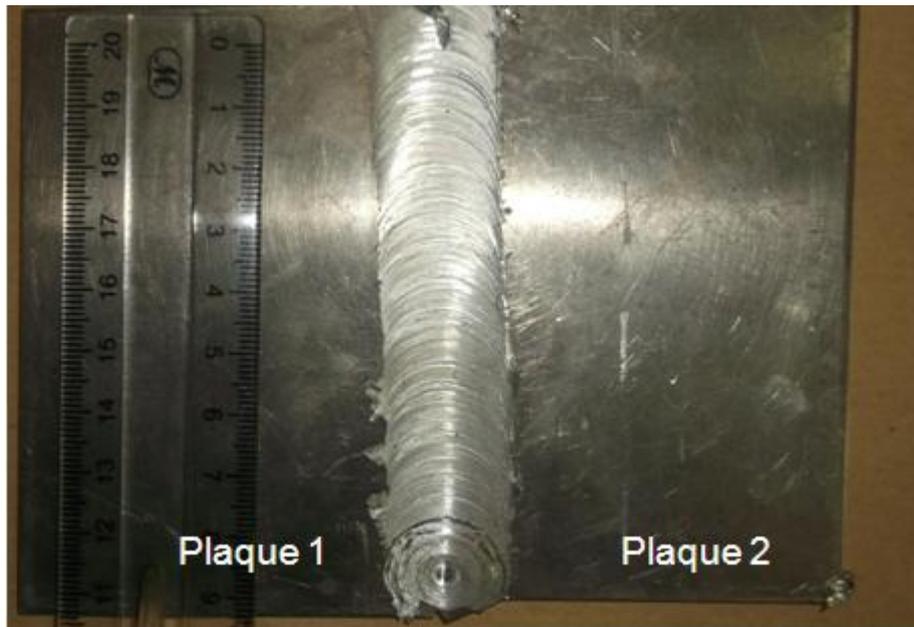


Figure 2.22 : Cordon de soudure FSW d'un alliage d'aluminium 7075 T6

2.3. Caractérisation métallurgique de la zone soudée par FSW :

Les zones principales et une coupe transversale d'un cordon de soudure par FSW sont représentées dans les figures 2.24 et 2.25 suivantes :

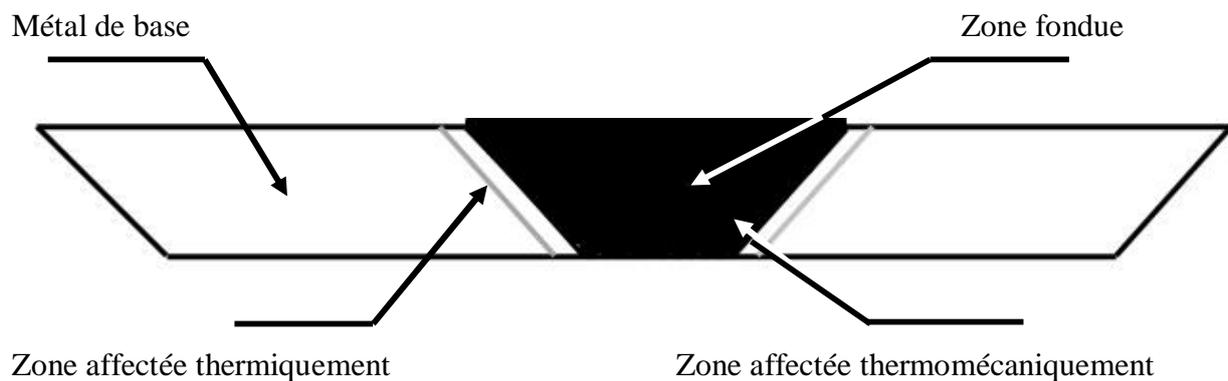


Figure 2.23: Zones principales d'un cordon de soudure par FSW



Figure 2.24: Coupe transversale d'un cordon de soudure par FSW

A/ Métal de base (MB) :

Ainsi, au loin du cordon, le métal de base (MB) ne subit ni déformation, ni d'échauffement suffisant pour modifier sa structure.

Il s'agit de la partie la plus éloignée du centre de la soudure. Dans cette zone, le matériau n'est pas déformé.

B/ Zone affectée thermiquement (ZAT) :

Dans cette zone plus proche du centre de la soudure, le métal a subi un cycle thermique, dont la température maximum dépasserait 250 °C, modifiant ainsi la microstructure ou les propriétés mécaniques. Cependant aucune déformation notable (observable à l'échelle de la microscopie optique notamment) n'a lieu dans cette région. La forme des grains est identique à celle rencontrée dans le métal de base.

C/ Zone affectée thermomécaniquement (ZATM) :

Cette zone, se trouvant autour du noyau, est propre au FSW. Elle est à la fois déformée plastiquement et affectée thermiquement. La frontière entre la zone centrale de la soudure et la ZATM est généralement très marquée, souvent plus du côté « advancing side ». Une recristallisation partielle est également observée le long de cette frontière. L'évolution de la précipitation se traduit dans la ZATM par une dissolution partielle des précipités durcissants et par une précipitation hétérogène des précipités non durcissants. Dans le cas des alliages d'aluminium, les températures atteintes dans cette région s'échelonnent entre 300 °C et 400°C.

D/ Zone fondue :

La zone au centre de la soudure est habituellement appelée zone fondue. Elle correspond aux maximums de déformation et de température. Les mesures de température dans cette région sont délicates et sont estimées à partir de la microstructure finale du joint. Dans le cas des alliages d'aluminium, la température maximum serait comprise entre 425 °C et 500 °C. La forme du noyau est très variable et dépend étroitement de l'alliage et des paramètres du procédé. Il peut présenter des formes en cuvette ou des formes ellipsoïdales comme le montre la figure 2.15.

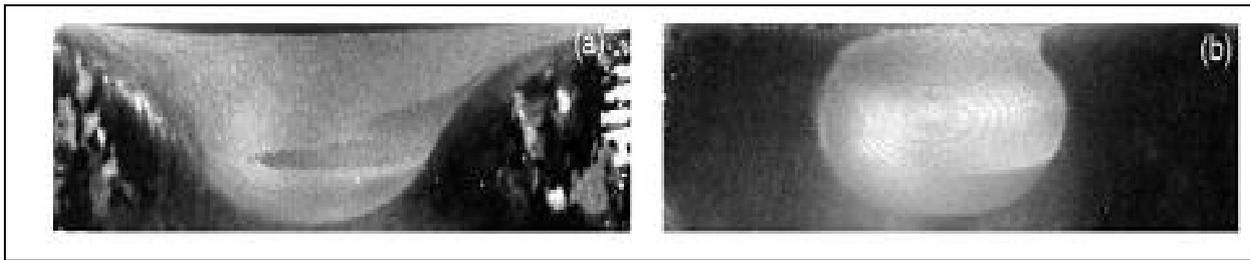


Figure 2.25: Formes de noyaux a) cuvette b) ellipsoïdale

Son diamètre est légèrement supérieur à celui du pion. La structure granulaire résulte du processus de recristallisation dynamique continue qui apparaît pendant le soudage. Dans le noyau, les précipités sont remis en solution et reprécipitent de façon hétérogène lors du refroidissement.

E/ Dureté en travers du joint :

L'allure du profil de dureté à travers les soudures FSW dépend de la nature du durcissement du matériau, selon qu'il soit par écrouissage ou par précipitation. [2.10].

E.1/ Durcissement par écrouissage :

Dans le noyau, le cycle thermique a pour effet de restaurer et surtout de recristalliser la microstructure. Si l'état de départ est recristallisé (état O), la dureté du joint soudé sera proche de celle de départ. Un durcissement est observable selon la taille des grains dans le noyau. Un matériau pris dans un état écroui (état H) présente une diminution substantielle de la dureté de la zone soudée suite à sa recristallisation.

Le traitement thermomécanique imposé dans le noyau efface donc toutes différences entre les deux états de départ.

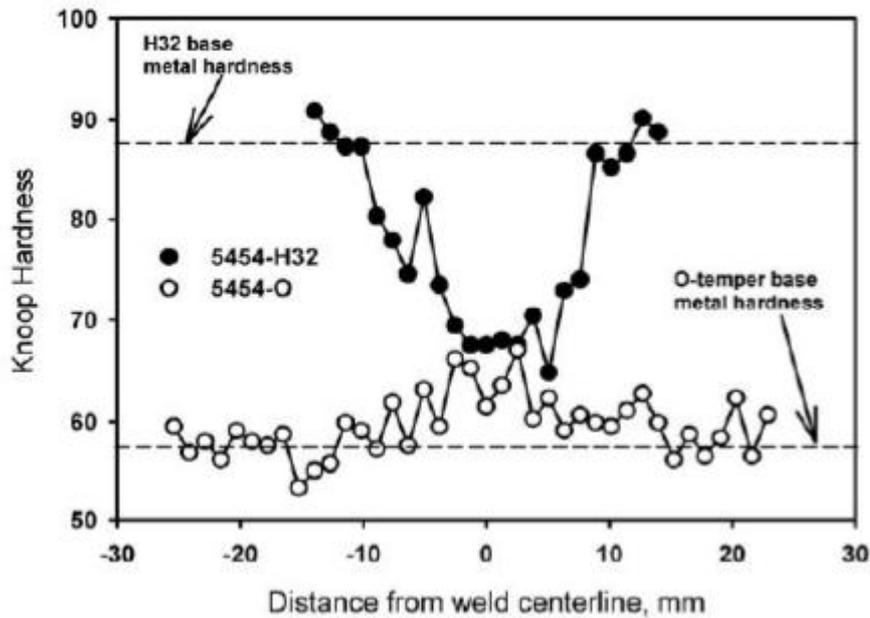


Figure 2.26 : Durcissement par écrouissage

E.2/ Durcissement par précipitation :

Les soudures par FSW de matériaux à durcissement structural présentent un profil caractérisé en « W ». Dans le noyau, il est admis que le cycle thermique remet en solution toute la précipitation durcissante, une fraction de celle-ci se reprécipite lors du refroidissement d'une manière hétérogène et le reste lors de la maturation à température ambiante. Ceci a pour effet d'effacer tous les traitements thermiques antérieurs.

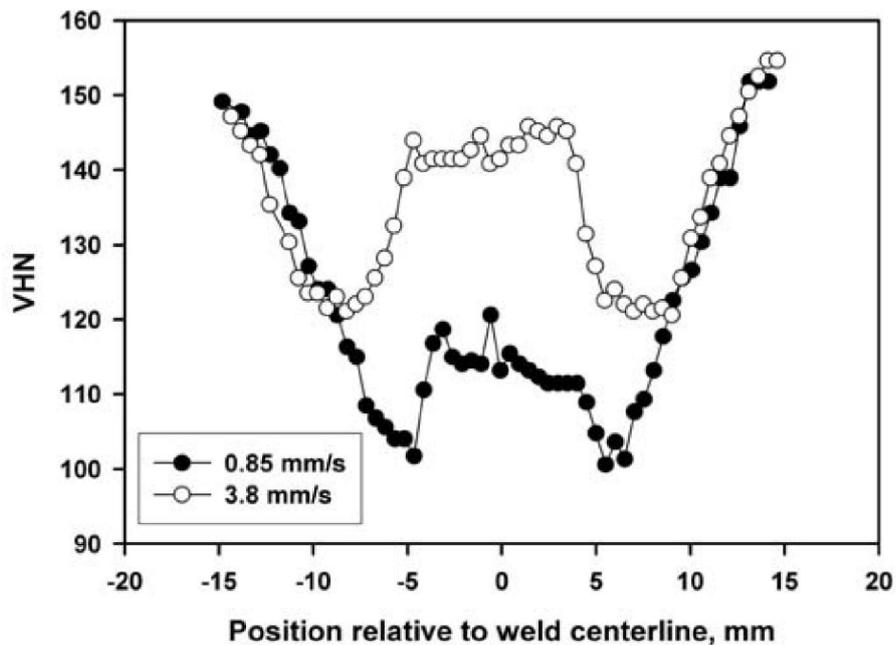


Figure 2.27 : Durcissement par précipitation

Chapitre 3 : Matériaux et procédures expérimentales

3.1. Présentation du matériau utilisé :

Le matériau utilisé pour notre étude est un alliage d'aluminium 7075 T6. Il appartient à la famille AlZnMg et souvent utilisé à l'état T6 dans les structures subissant une compression importante et où les efforts de cisaillement sont élevés. Ce matériau a été obtenu sous forme de tôles brutes 290 x 210 mm et d'épaisseurs 3 et 4 mm par les services techniques d'Air Algérie. La figure 3.1 représente des plaques brutes d'aluminium 7075 T6.

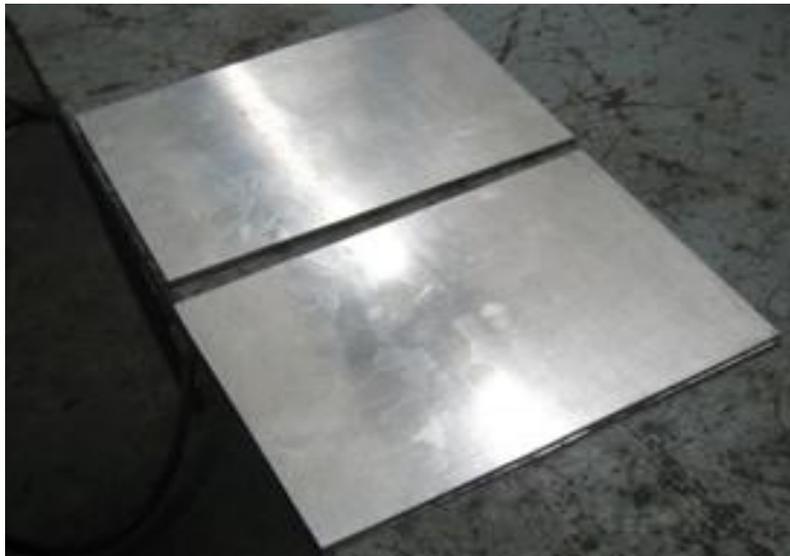


Figure 3.1 : Plaques brute d'aluminium 7075 T6 .

Les échantillons de cet alliage d'aluminium 7075 T6 ont été traités au niveau du laboratoire des Grands Travaux Pétroliers (GTP) de Reghaia (Wilaya de Boumerdès) pour déterminer et vérifier la composition chimique (% en poids). Ce travail a été fait dans le but de vérifier la conformité de la fiche technique du fournisseur du matériel.

3.2. Caractéristiques du matériau :

3.2.1. Composition chimique :

La composition chimique de notre matériau est représentée dans le tableau 3.1 suivant :

Alliage	Zn	Mg	Cu	Fe	Cr	Ti	Mn	Si	V	Autre	Al
7075T6	5.63	2.50	1.53	0.22	0.19	0.04	0.03	0.01	0.01	0.03	89.72

Tableau 3.1: Composition chimique (%en poids) de notre matériau

3.2.2. Propriétés mécaniques et physiques :

Les propriétés mécaniques et physiques sont représentées dans le tableau 3.2 suivant :

Désignation	Matériau : 7075
Masse volumique (g/cm ³)	2,80
Intervalle de fusion	475-630
Coefficient de dilatation linéique (0 à 100 °C) (°C-1,106)	23,5
Module d'élasticité (MPa) (1)	72000
Coefficient de Poisson	0,33
Conductivité thermique (0 à 100°C) (W/M°C)	État T6 : 130
Résistivité à 20°C (μΩcm)	État T6 : 5.2
Capacité thermique massique (0 à 100°C) (J/kg°C)	915
Limité élastique RP0.2 (MPa)	470
Limité à la rupture Rm (MPa)	535
Allongement (%)	8
Limité élastique RP0.2 (MPa)	390
Limité à la rupture Rm (MPa)	475
Allongement (%)	7

(1) = Moyenne des modules de traction et de compression

Tableau 3.2 : caractéristique mécaniques et physiques de l'alliage 7075. [3.1]

3.3. Technique de soudage par friction malaxage FSW :

Avant d'utiliser le procédé de soudage FSW, on a réalisé un outil appliqué au FSW au niveau de l'atelier d'usinage de notre département de mécanique. Cet outil a été conçu et réalisé à notre niveau grâce à l'aide de Monsieur Khatir Mohamed et de Monsieur Aggoun Hakim. Cette réalisation est représentée dans la figure 3.2.



Figure 3.2 : Outil FSW

La prochaine étape fut la préparation et la réalisation du procédé de soudage. Celle-ci réalisée dans le même atelier.

La figure 3.3 représente la machine-outil utilisée pour le soudage. Il s'agit d'une fraiseuse verticale. Elle est équipée d'une broche porte-fraise verticale et inclinable. Elle est employée soit pour le surfacage, soit pour l'exécution de rainures et de contours droits ou circulaires.

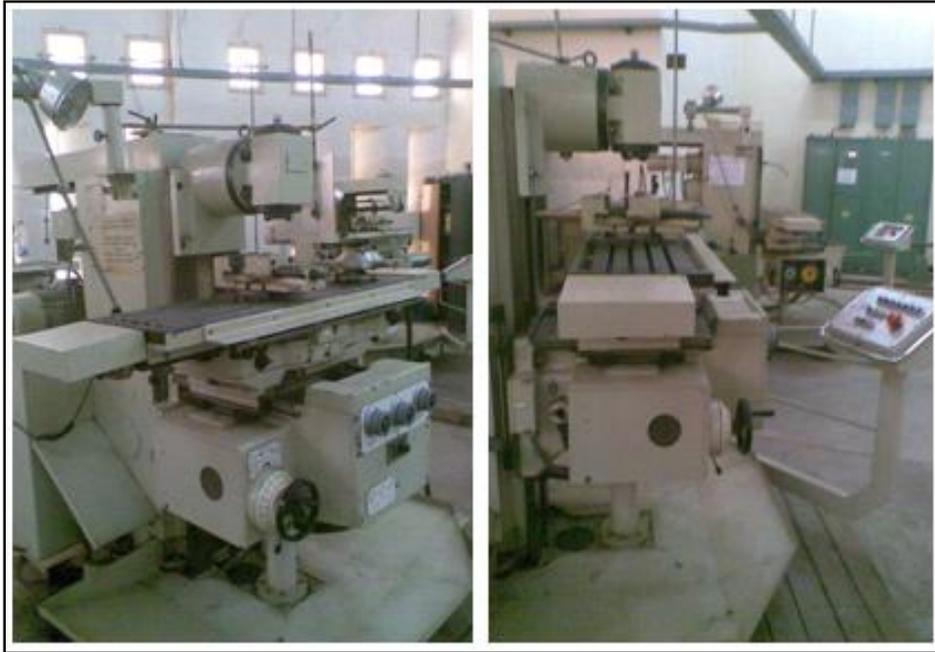


Figure 3.3 : Fraiseuse verticale

3.3.1. Préparation des tôles à souder :

De la recherche bibliographique, les alliages d'aluminium 7075 T6 sont difficiles à souder du fait que l'oxydation superficielle de l'aluminium et de ses alliages produit une couche d'alumine Al_2O_3 . Cette couche constitue un barrage entre les plaques à assembler.

Pour cela, une opération de préparation est exigée avant l'application du procédé de soudage. Ainsi, et avant de procéder à l'opération de soudage, on doit respecter les étapes suivantes à savoir le nettoyage des tôles à souder avec de l'alcool et polir à l'aide d'un papier abrasif fin les bords pour éliminer la présence des huiles et des oxydes.

Pour avoir une bonne précision, il faut respecter les recommandations suivantes :

- Placer un support sur la table de la machine,
- Vérifier la planéité des tôles,
- Positionner les deux tôles à souder sur le support de la table de la machine de manière à ce que le bord à souder soit bien parallèle à l'avance du pion lors de soudage,
- Fixer les deux tôles à souder sur la table de la machine à l'aide du système de bridage,

Cette étape est représentée dans la figure 3.4 suivante :



Figure 3.4 : Bridage

Après la préparation des tôles à souder, la prochaine étape est la préparation du procédé de soudage ou les paramètres suivants furent utilisés :

- Angle d'inclinaison de l'outil = 2° ,
- Vitesse de rotation = 1400 tr/min,
- Vitesse d'avance = 2 mm/sec.

Aussi, et d'après la recherche bibliographique, il existe deux types de soudures :

- Soudures froides dont le rapport de la vitesse de rotation sur la vitesse d'avance est inférieur à 1,
- Soudures chaudes pour le cas où ce rapport est supérieur à 1.

Lors de notre expérience, et ayant un rapport supérieur à 1, le deuxième type de soudure fut utilisé à savoir les soudures chaudes. Ce procédé est illustré dans la figure suivante 3.5 :

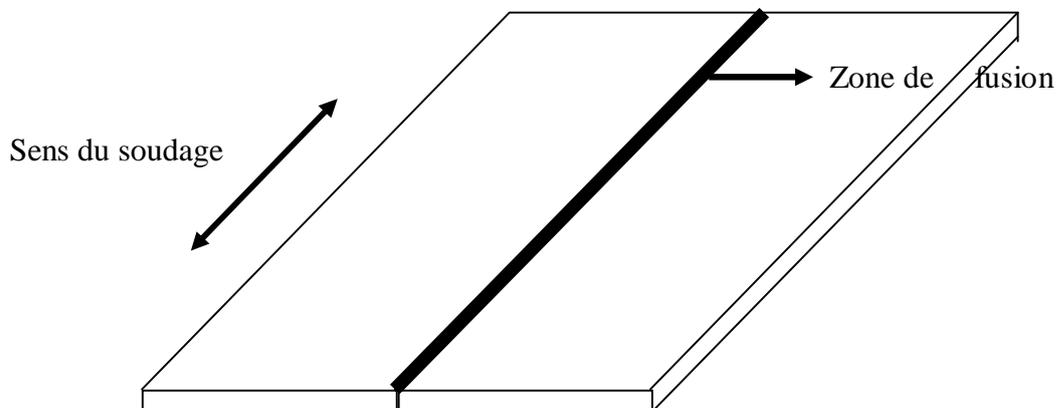


Figure 3.5 : Schéma du procédé de soudage

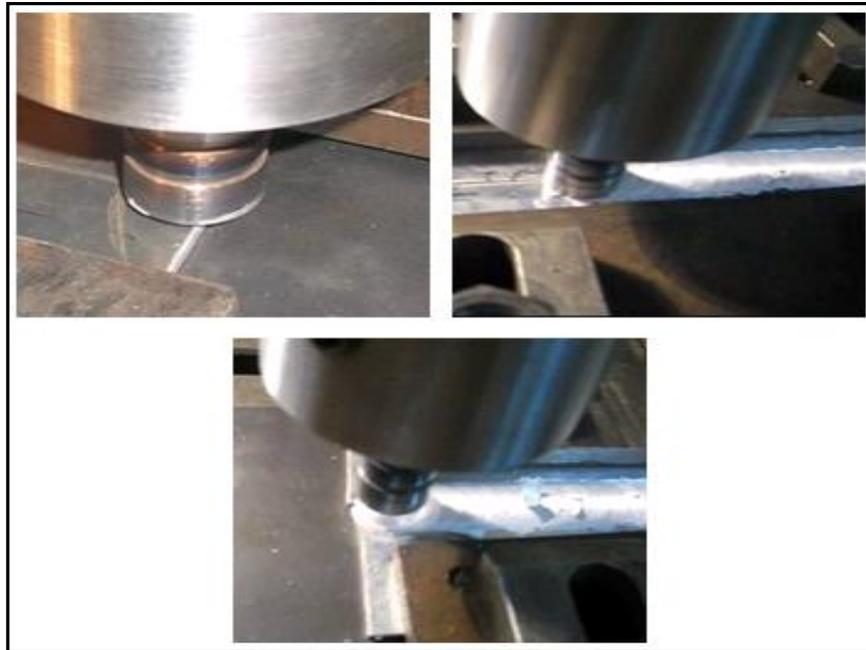


Figure 3.6 : Etapes de soudage



Figure 3.7 : Plaques soudées

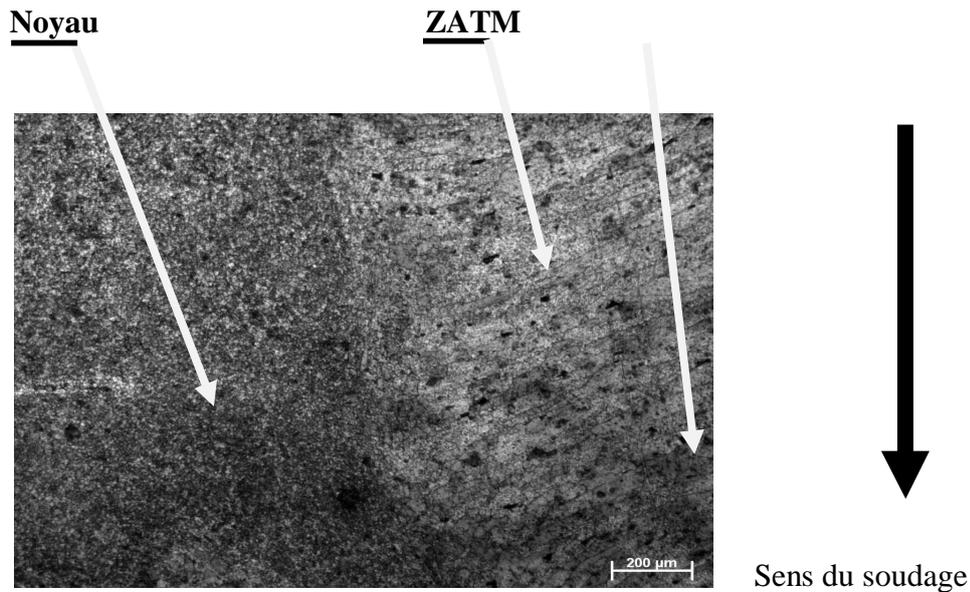


Figure 3.8 : Micrographie d'un échantillon soudé montrant les différentes zones de soudage

3.3.2. Contrôle des soudures :

Les premières normes consistaient à élaborer toutes les normes relatives au procédé de soudage comme :

- Matériels,
- Produits d'apport,
- Qualifications de modes opératoires,
- Qualification du personnel,
- Qualité,
- Contrôle et essais,
- Terminologie.

Actuellement, il existe 150 normes ISO concernant le soudage.

Parmi celles-ci, on peut citer :

- ISO/TC 44/SC 3 : Produits consommables pour le soudage,
- ISO/TC 44/SC4 : Matériel de soudage à l'arc,
- ISO/TC 44/SC 5 : Essais et contrôle des soudures,
- ISO/TC 44/SC 6 : Soudage par résistance et assemblage mécanique allié,
- ISO/TC 44/SC 7 : Représentation et terminologie.

La qualité d'un assemblage soudé dépend du procédé employé, de la nature des matériaux à assembler, du réglage des paramètres de soudage (intensité, vitesse et tension), du choix du métal d'apport et éventuellement du réglage du débit du gaz. La soudure doit être parfaite et ne doit en aucun cas présenter des défauts pouvant altérer la structure dont elle fait partie. De nombreux défauts peuvent donc affecter la qualité d'une soudure comme les fissures, les défauts de forme et les défauts divers. Certains de ces défauts sont détectables à la surface du cordon de soudure, d'autres le sont à l'intérieur du joint soudé et nécessitent des examens approfondis. Ainsi, il existe plusieurs types de contrôle pour vérifier l'état de cette soudure. On pratique ces contrôles avant, pendant, et après le soudage. [3.2].

- Le but du contrôle avant le soudage est de vérifier le matériel de soudage, la préparation des pièces à souder, la qualité du métal, le mode opératoire de soudage et la qualification des soudeurs et opérateurs de soudage.
- Le contrôle pendant le soudage consiste à assurer que le soudage se déroule dans de bonnes conditions et que les règles de soudage soient bien respectées. On vérifiera le réglage du matériel de soudage, les séquences et cycles de soudage, la nature et la dimension du métal d'apport, le maintien en température, l'état du joint à réaliser et les déformations.
- Le Contrôle après le soudage met en évidence des défauts éventuels du soudage et ou une ou deux méthodes sont utilisées : le contrôle destructif et le contrôle non destructif (CND). Le contrôle destructif concerne des essais mécaniques ou métallographiques conduisant à la destruction de la construction (essais de texture, mécaniques, corrosion, macrographiques et micrographiques). Le contrôle non destructif utilise une méthode permettant d'obtenir sans destruction, ni altération de la construction, des informations sur les défauts ou anomalies présents dans une construction soudée (contrôle visuel, par ressuage, magnétique, par radiographie et par ultrasons).

3.3.3. Technique de Soudage friction malaxage :

Les explications relatives au procédé de soudage par friction malaxage peuvent toutes être apparentées à cette configuration. Le principe physique reste le même, même pour des configurations de soudage plus complexe.

L'outil, non consommable et axisymétrique, est constitué d'un épaulement et d'un pion. Il est mis en rotation rapide.

Dans les phases de soudage, il est amené au contact des pièces à souder. Dans un premier temps, le frottement du pion sur les pièces provoque un échauffement local qui entraîne un «ramollissement» de la matière. Cela permet d'insérer le pion à l'interface des pièces à assembler jusqu'à amener l'épaulement au contact de leurs surfaces. L'épaulement en rotation exerce une pression importante sur la matière afin d'apporter, par friction, les conditions thermiques suffisantes pour ramollir la matière et faciliter la déformation plastique. La cinématique du pion garantit un malaxage de la matière à l'interface des tôles.

L'assemblage des deux pièces se réalise ensuite au fur et à mesure de l'avance longitudinale de l'outil ou des pièces. L'assemblage complet s'effectue donc de proche en proche.

La combinaison des mouvements de translation et de rotation de l'outil entraîne la matière de l'avant vers l'arrière du pion. Il en résulte deux flux principaux : un premier transporte la matière autour du pion et un second la pousse en profondeur du cordon. Cependant, les flux de matière engendrés par ce procédé restent très complexes. Le soudage par friction malaxage peut être apparenté à une opération combinée d'extrusion et de forgeage du métal.

Les températures n'atteignent pas la température de fusion des matériaux de base. Cela permet d'une part d'éviter les problèmes rencontrés lors du soudage par fusion (porosités, fissuration à chaud).

D'autre part, il est possible de réaliser des liaisons hétérogènes dans diverses configurations (comme par exemple : aluminium/cuivre, aluminium/acier (réalisé à titre expérimental)). Sans métal d'apport, le joint formé est constitué uniquement des métaux de base des pièces assemblées.



Figure 3.9 : Cordon de soudure FSW obtenu

Des études ont été faites dans le but de mesurer les températures atteintes lors du procédé du soudage dans les différentes zones du joint.

La figure 3.9 montre les profils thermiques obtenus lors du soudage d'un alliage 2024 en fonction de la vitesse :

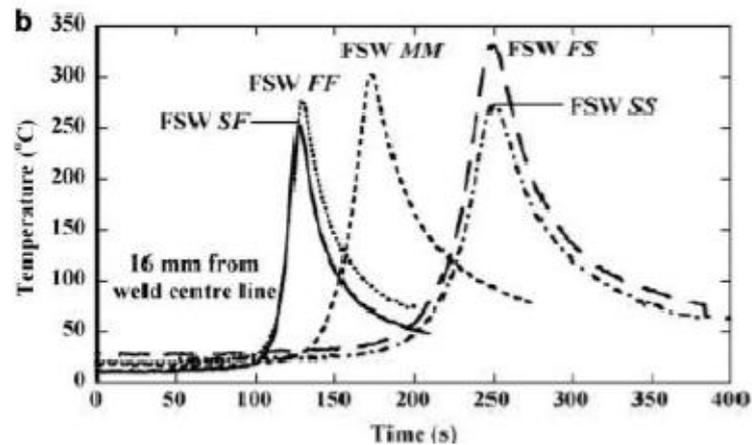


Figure 3.10: profils thermiques obtenus lors du soudage d'un alliage 2024 en fonction de la vitesse. [3.3]

Avec :

FF = Fast Fast,

MM = Medium Medium,

SF = Slow Fast,

SS = Slow-Slow,

FS = Fast-Slow.

Pour une vitesse de translation donnée : plus la vitesse de rotation est grande, plus la température est élevée dans le joint. De plus, et pour une même vitesse de rotation : plus la vitesse de déplacement est lente, plus la température augmente. En mesurant la température de la zone du métal de base vers le cordon, on obtient les valeurs représentées dans la figure 3.10.

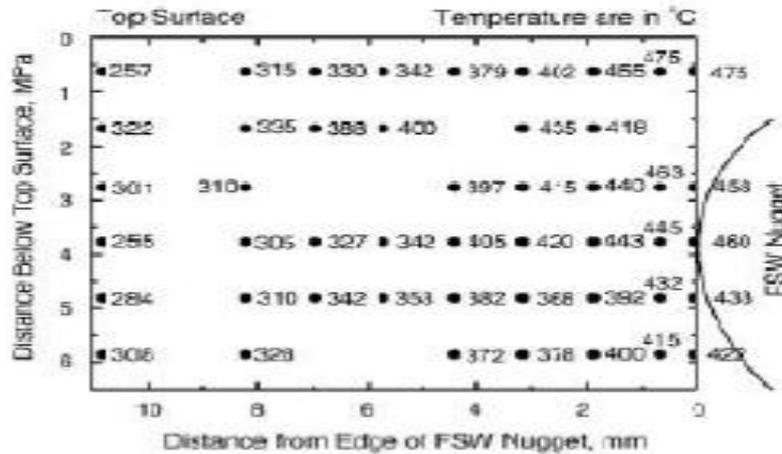


Figure 3.11 : Cartographie de la température lors du soudage par FSW de deux toles 7075-T651. [3.4]

3.4. Traitements thermiques :

En 1911, Wilms découvrit qu'un alliage Al-Cu durcissait lors du vieillissement à température ambiante après trempe. Cela permit une nouvelle technique d'amélioration des propriétés mécaniques des métaux et en particulier pour les alliages d'aluminium. Grâce à cette technique, cet alliage est devenu privilégié pour les applications dans le domaine du transport aérien. Aujourd'hui, le durcissement par précipitation est devenu une pratique courante en métallurgie et s'applique à d'autres alliages que ceux à base d'aluminium.

Comme mentionné précédemment, le but des traitements thermiques est de modifier la nature et la répartition des constituants d'un matériau. Selon le domaine d'application du matériau, ces traitements peuvent améliorer ou détériorer les propriétés mécaniques de ce matériau. Ils font subir au matériau des transformations de structure grâce à des cycles prédéterminés de chauffage et de refroidissement dont le but est d'améliorer les caractéristiques mécaniques comme : la dureté, la ductilité, la limite d'élasticité,..... Ils sont souvent couplés à l'emploi d'une atmosphère contrôlée lors de la mise en température de la pièce pour éviter l'oxydation du matériau et pour effectuer un apport moléculaire à la surface du matériau.

En métallurgie, les traitements thermiques souvent retrouvés sont : La trempe, le revenu, le recuit et le vieillissement.

Dans notre cas, nous avons procédé par les trois étapes suivantes :

- La mise en solution,
- La trempe,
- Le revenu.

Le tableau 3.3 donne des exemples d'alliages qui durcissent par précipitation lors d'un revenu après trempe :

Métal de base	Alliage	Composition (% en poids)	Précipités
Aluminium	Al-Cu	Al – 4.5Cu – 1.5Mg – 0.6Mn (Al 2024)	S' Al ₂ CuMg
	Al-Mg ₂ Si	Al – 1.0Mg – 0.6Si – 0.25Cu – 0.2Cr	β' Mg ₂ Si
	Al-Zn	Al – 5.6Zn – 2.5Mg – 1.6Cu – 0.2Mn – 0.3Cr (Al 7075)	η' Mg ₃ Zn ₃ Al ₂
	Al-Li	Al – 2.5Li – 1.0Cu	Al ₃ Li

Tableau 3.3 : Alliages d'aluminium durcissables par précipitation après une seconde phase

Lors d'un traitement thermique, la résistance à chaud est faible au-delà de 100°C.

La figure 3.10 illustre la variation de la résistance à chaud en fonction de la température :

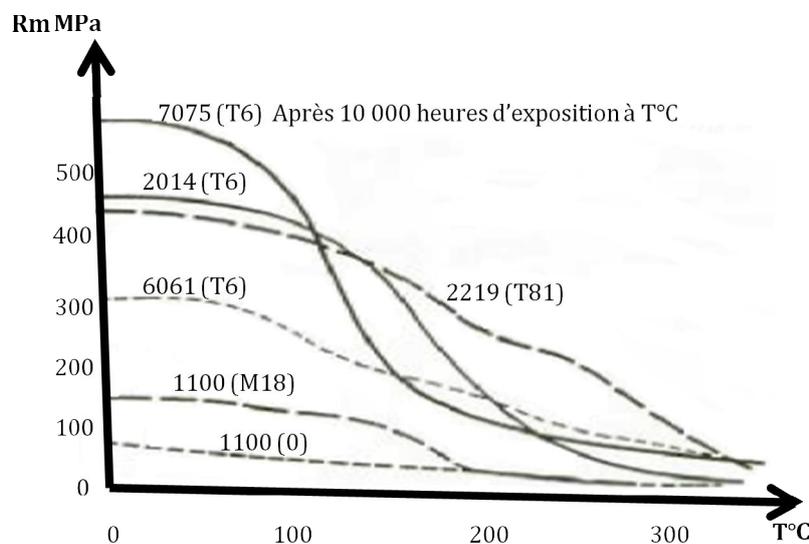


Figure 3.12 : Variation de la résistance à chaud en fonction de la température [3.6]

Les traitements thermiques furent réalisés au niveau du laboratoire de notre département.

Nous avons utilisé un four à moufle Nabertherm de type LT5/12 et de volume 10L. La température maximale pouvant être atteinte est de 1100°C. Ce four est équipé d'un système de régulation assez précis, ainsi que d'une minuterie permettant de réaliser des traitements thermiques en palier (température constante pendant des périodes de temps définies).

La figure 3.11 suivante représente le four utilisé lors de notre expérience.



Figure 3.13 : Four à moufle Nabertherm de type LT5/12

3.4.1. Mise en solution :

Dans notre travail, le matériau est porté à une température aussi élevée que possible, pour permettre la dissolution des éléments qui provoquent le durcissement. Pour éviter tout risque de fusion partielle, cette température doit rester inférieure à la température eutectique et à la température de fusion des phases intermétalliques éventuellement présentes, car une fusion partielle d'un composant de l'alliage rend l'échantillon inutilisable.

Au départ, une température optimale de mise en solution est sélectionnée. Plusieurs échantillons à différentes températures furent utilisés pour permettre une dissolution d'une grande quantité de phase présente dans les échantillons ainsi que pour déterminer le temps optimal de maintien à la température sélectionnée.

La même procédure fut utilisée pour les traitements de revenu mais avec des températures et des temps de maintien différents ; le but était d'obtenir une bonne dureté.

3.4.2. Trempe :

La trempe sert à maintenir les éléments durcissables en solution métastable. La vitesse de refroidissement nécessaire dépend alors très fortement de l'alliage.

3.4.3. Revenu :

Ce traitement permet de réaliser une démixtion aussi fine que possible de la solution sursaturée dans l'aluminium presque pur et dans les précipités intermétalliques.

On parle de revenu, lorsqu'un apport de chaleur est nécessaire pour faire démarrer ou accélérer une réaction. Excepté dans les phases qui précipitent (composition et détails cristallographiques), la réaction se déroule de manière semblable dans les différents alliages durcissables.

La figure 3.12 illustre un exemple de traitement thermique d'un de nos échantillons.

Le tableau 3.4 résume les différentes applications des traitements thermiques pour chaque expérience.

Le même procédé fut utilisé pour chaque échantillon et pour chaque épaisseur : 3 et 4 mm.

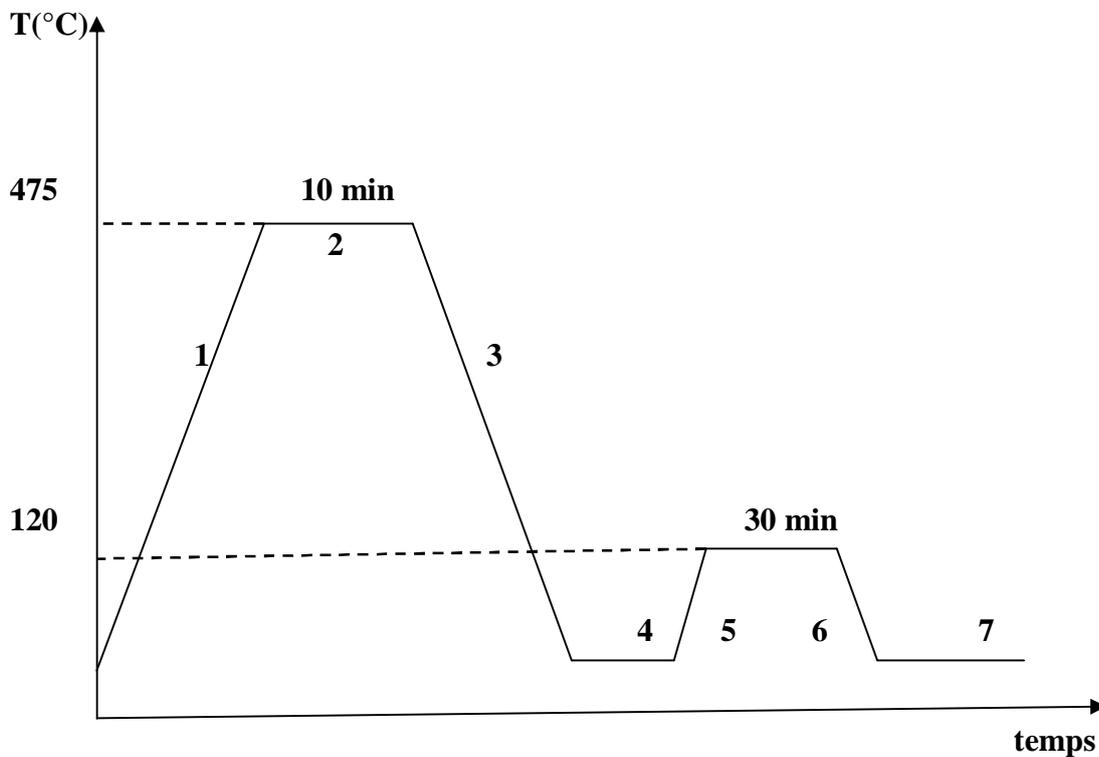


Figure 3.14 : Exemple de traitement thermique d'un échantillon

Avec :

1 = mise en solution

2, 4 et 6 = temps de maintien

3 et 7 = trempe à l'eau

5 = revenu

Mise en Solution : 475 495 510 525°C
Temps de maintien pour chaque mise en solution : 10 20 min
Trempe à l'eau
Revenu : 120 160 180°C
Temps de maintien pour chaque température de revenu : 30min 1h 4h 6h

Tableau 3.4 : Application des traitements thermiques

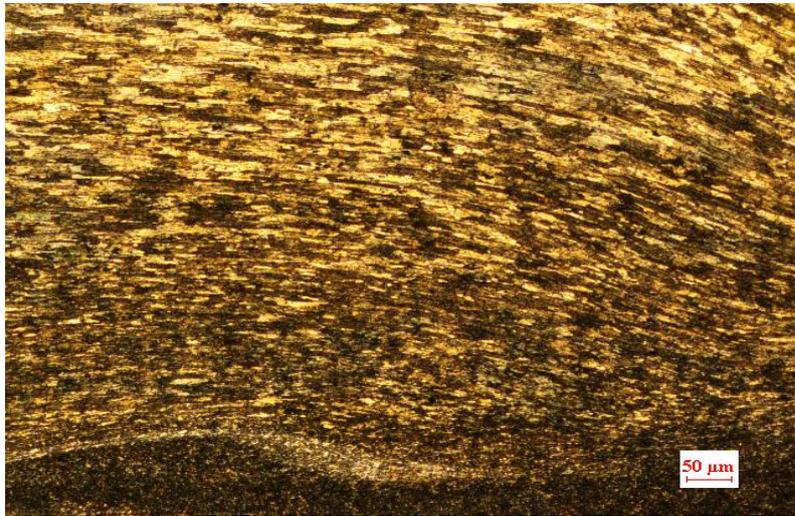


Figure 3.15 : Micrographie de notre échantillon non traité

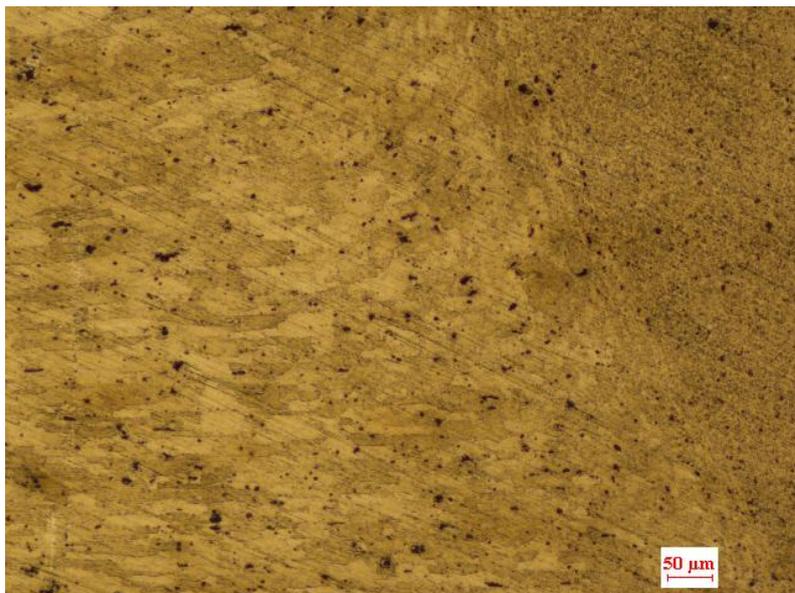


Figure 3.16 : Micrographie de notre échantillon traité

3.5. Microscopie optique :

L'examen micrographique a pour but principal la mise en évidence de la structure de l'échantillon et des inclusions non métalliques lors de l'observation au microscope optique.

Avant l'utilisation de la microscopie optique, une préparation des échantillons devait être établie au préalable de la manière suivante :

- Enrobage,
- Polissage,
- Attaque chimique.

Pour cette analyse microscopique, nous avons utilisé un microscope optique de type Carl Zeiss ayant un agrandissement variant de 50 à 1000. Il est équipé d'une caméra reliée à l'écran d'un ordinateur pour permettre la capture de photos de la structure observée et désirée.

La figure 3.14 suivante représente le microscope utilisé au niveau du Centre de Recherche Scientifique et Technique en Soudage et Contrôle de Cheraga (Alger).



Figure 3.17 : Microscope optique de type Carl Zeiss

3.5.1. Enrobage :

Les échantillons des matériaux aluminium variés peuvent être enrobés à froid ou à chaud. Pour notre expérience, un enrobage à froid a été utilisé. Ce procédé ne nécessite pas de mise en pression. Il consiste à enrober un échantillon de la matière dans une résine en polyester transparent versé dans un moule récupérable pour permettre la fixation dans un porte-échantillon ou de faciliter sa prise en main lors du polissage manuel.

L'expérience s'est déroulée au niveau de notre Département de Mécanique.

3.5.2. Polissage :

Cette étape permet d'obtenir une surface avec un effet de miroir (la plus lisse possible et sans rayure). De la qualité du polissage dépendront en partie la viabilité des observations et les résultats de l'examen micrographique.

L'opération consiste à polir mécaniquement les échantillons à l'aide de papiers abrasifs en carbure de silicium. Ces papiers sont classés par grosseur de grains : 120, 400, 800, 1000 et 1200. Ces nombres correspondent au nombre de grains utilisé par unité de surface (grains/cm²). Le polissage est accompagné d'une lubrification à l'eau constante de l'échantillon afin d'éviter tout risque de surchauffe de ce dernier. Une opération de finition est exigée en utilisant un tapis de velours et une patte d'alumine. Cette ultime étape nous permet d'obtenir une surface avec un effet miroir où l'état de la surface doit être le plus lisse possible et ne possédant aucune rayure. L'expérience s'est déroulée au niveau de notre Département de Mécanique. La polisseuse utilisée de marque Metasinex est représentée dans la figure 3.16.



Figure 3.18 : Polisseuse Metasinex

3.5.3. Attaque chimique :

Par la suite, et pour mettre en évidence les phases présentes dans l'échantillon qu'est la structure micrographique, ces échantillons seront attaqués chimiquement par un réactif Keller constitué de :

- 2 ml d'acide fluorhydrique (HF),
- 5 ml d'acide nitrique (HNO₃),
- 3 ml d'acide chlorhydrique (HCl),
- 190 ml d'eau distillée (H₂O).

Les échantillons furent immergés durant 30 à 40 secondes, lavés à l'eau et séchés à l'aide d'un sèche-cheveux ordinaire.

3. 6. Méthodes d'essais mécaniques :

On utilise les essais mécaniques pour évaluer :

- La qualité d'un assemblage,
- Caractériser l'interaction entre un matériau et un procédé de soudage,
- Fournir des données quantitatives sur le comportement des assemblages soudés.

Pour notre cas, on a utilisé l'essai de dureté et l'essai de résilience.

3.6.1. Essai de dureté :

Le profil de dureté à travers la soudure change de forme selon l'alliage et l'état initial, notamment entre les alliages d'aluminium à durcissement par écrouissage (série 5000), et ceux à durcissement structural (série 2000, 6000 et 7000).

Pour les alliages d'aluminium de la série 7000 à durcissement structural, la dureté est minimale dans la zone soudée. Elle chute de façon significative dans le noyau comme le montre la figure 3.17. Ce phénomène est dû à la structure recristallisée dans laquelle les grains possèdent des dislocations, et à la dissolution des précipités durcissant.

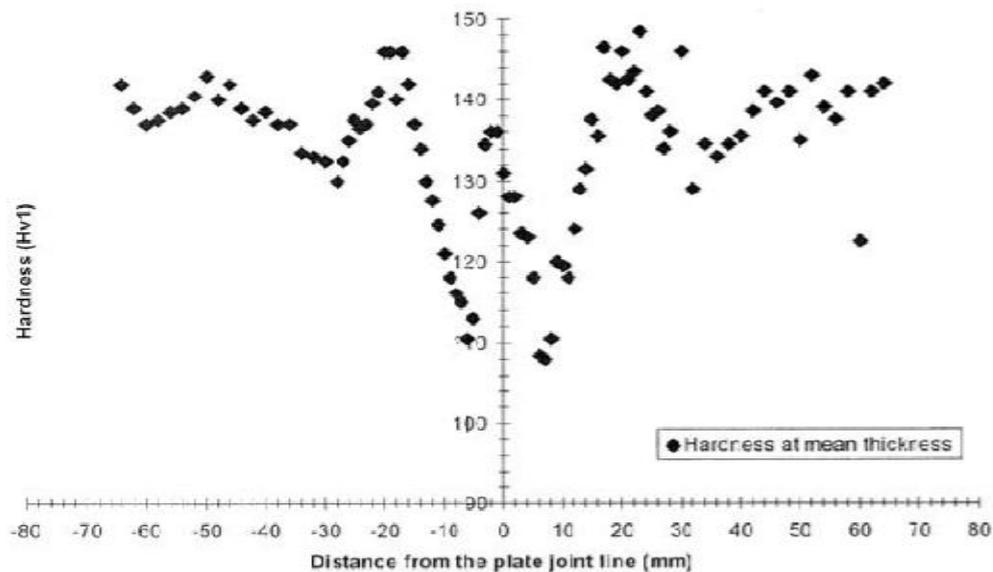


Figure 3.19 : Profil de dureté d'un joint d'un alliage d'aluminium [3.5]

Les essais de dureté représentent une grande utilité pour notre étude en raison de leur simplicité et de leur caractère peu destructif. La dureté caractérise la résistance à la déformation

et les valeurs obtenues permettent certains classements. Cependant, le processus opératoire doit être très précis pour assurer la productibilité et la fidélité des résultats. Ceci explique le grand nombre de normes dans ce domaine, pour les essais proprement dits, les machines d'essais et les étalons. Les essais les plus courants se font par pénétration.

Dans l'essai de la microdureté, la mesure de la dureté nécessite des essais sous très faible charge, dont la profondeur ne dépasse pas 1/10 de l'épaisseur de l'échantillon.

Le principe des essais de dureté consiste à enfoncer un pénétrateur dans le métal à évaluer. A charge constante, on mesure la dimension de l'empreinte. Celle-ci est d'autant plus grande que le métal est moins dur.

La dureté H s'exprime par le rapport de la force (F) sur la surface de l'empreinte (S) :

$$H = \frac{F}{S} \quad (3.1)$$

On aurait tendance à exprimer H en méga pascals, mais, pour insister sur le caractère conventionnel de l'essai de dureté, celle-ci est exprimée sans dimension.

L'essai de dureté utilisé pour notre cas est l'essai Vickers. Il consiste dans un laps de temps bien déterminé à imprimer dans la pièce à évaluer un pénétrateur en forme de pyramide droite, à base carrée, d'angle au sommet 136° , sous une charge F , et à mesurer la diagonale d de l'empreinte laissée sur la surface après enlèvement de la charge.

La figure 3.18 résume les caractéristiques de l'essai de traction :

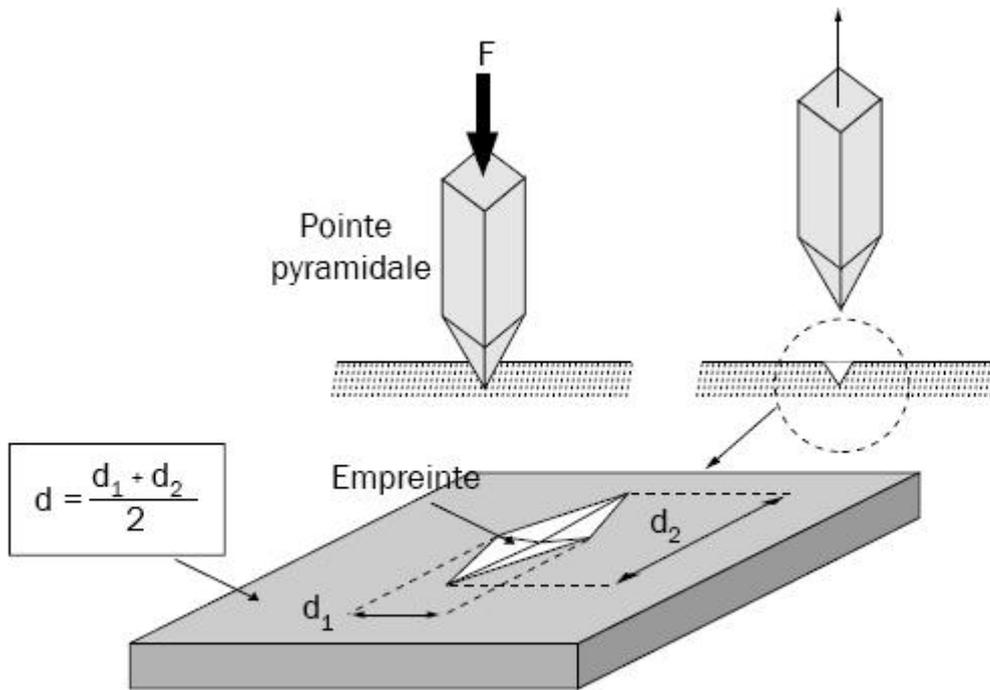


Figure 3.20 : Caractéristiques de l'essai

L'essai s'est déroulé au niveau du Centre de Recherche Scientifique et Technique en Soudage et Contrôle de Cheraga (Alger).

La figure 3.19 suivante représente le duromètre utilisé.

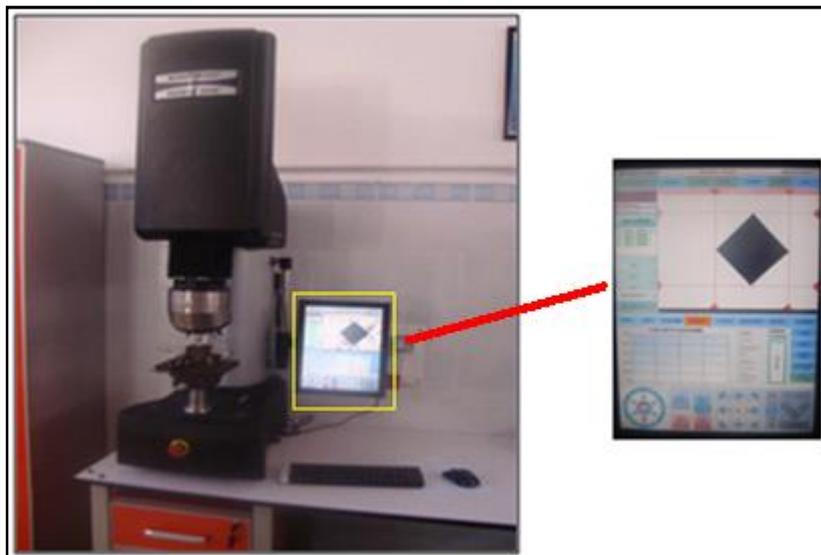


Figure 3.21 : Duromètre utilisé

3.6.2. Essai de résilience :

Les matériaux présentent au niveau de leur microstructure des caractéristiques qui diminuent leur résistance à la propagation des fissures. De ce fait, la ténacité à la rupture est déterminée par la propagation des fissures en suivant des chemins de fissuration faciles. La distribution des chemins de fissuration faciles est importante pour pouvoir déterminer la ténacité à la rupture.

Les dimensions, le mode de fissuration et la distribution de ces constituants de la microstructure sont importants à connaître pour pouvoir déterminer la facilité avec laquelle une fissure peut se propager dans le matériau, et par conséquent pour pouvoir déterminer la ténacité à la rupture. L'importance de ces paramètres peut varier par modification de la composition de l'alliage ou du traitement du composant.

La connaissance des caractéristiques mécaniques déduite de certains essais (essai de traction) peut être insuffisante, car des ruptures peuvent être obtenues en dessous de la limite élastique dans les conditions particulières qui rendent le métal fragile. L'un des moyens pour caractériser la fragilisation d'un matériau est fourni par l'essai de résilience sur éprouvettes entaillées, décrit dans la norme NF EN 10045. Le principe consiste à rompre, d'un seul coup de mouton pendule, une éprouvette entaillée en son milieu et reposant sur deux appuis. On détermine alors l'énergie absorbée dont on déduit la résilience.

En mesurant la résilience en fonction de la température, on peut tracer une courbe mettant en évidence, si elle est effective, une zone de transition ductile-fragile correspondant à un changement de comportement de ductile à fragile.

Cette transition est rarement abrupte. On peut alors sélectionner des températures de transition arbitraires.

Avant d'entamer l'expérience, des éprouvettes entaillées (forme V) furent préparées conformément aux normes.

Le tableau 3.5 suivant représente la normalisation des éprouvettes :

Dimension mm	Éprouvette V	Éprouvette en U
Longueur	55	55
Hauteur	10	10
Largeur	10	10
Hauteur éprouvette à fond d'entaille	8	5
Rayon à fond d'entaille	0,25	1
Angle de l'entaille	45°	Bords parallèles

Dimensions et forme de l'éprouvette Charpy en V.

(a)

(b)

Tableau 3.5 : Normalisation des éprouvettes

a) normalisée b) fabriquée.

Aussi, l'entaille a été réalisée selon le type de l'expérience désirée à savoir :

- Métal de base,
- Zone Affectée Thermiquement,
- Zone Affectée Thermomécaniquement,
- Zone fondue.

A travers l'essai de résilience, on mesure les énergies nécessaires à la rupture de notre matériau à l'état non traité et après les différents traitements thermiques. L'influence de la forme de l'entaille sur l'énergie de rupture est très grande.

La résilience est l'énergie nécessaire pour produire la rupture de l'éprouvette, exprimée en joules par centimètre carré.

La résilience est l'énergie nécessaire pour produire la rupture de l'éprouvette, exprimée en joules par centimètre carré.

$$\text{Résilience} = \frac{\text{énergie absorbée par la rupture } W \text{ (Joules)}}{\text{section au droit de l'entaille (cm}^2\text{)}} \quad (3.2)$$

L'énergie cinétique des débris de l'éprouvette étant négligeable après la rupture; le résultat de l'essai de résilience est donnée par l'énergie de rupture.

L'expérience s'est déroulée au niveau du Centre National de la Recherche en Soudage et Contrôle de Cheraga.

Lors de cet essai, on a utilisée les différentes températures suivantes : 0°, 15°, T ambiante, 30°, 45° et 60°.

La machine utilisée est de type Hoytom. Elle est équipée d'un crythermostat ayant un intervalle de température variant de -85°C à 250°C. Aussi, on peut mesurer des énergies d'impact allant jusqu'à 750 j et avec une vitesse d'impact de 5.5m/s).

3.7. A. Microscopie électronique à balayage (MEB) :

Une étude plus quantitative des intermétalliques fut menée par l'utilisation d'un microscope électronique à balayage conventionnel.

Le contraste de phases, obtenu en électrons rétrodiffusés permet de distinguer les différents précipités.

En pratique, la technique de microscopie à balayage peut être utilisée pour décrire la précipitation grossière de trempe. Elle offre, dans ce cas, une excellente alternative à la microscopie en transmission puisque les zones observables sont alors beaucoup plus étalées (quelques cm²), avec un temps de préparation des échantillons très sensiblement diminué.

La qualité des images obtenues en microscopie électronique à balayage dépend grandement de la qualité de l'échantillon analysé. L'utilisation de ce dernier impose un travail préalable de découpe et de polissage.

Les exemples d'application de ce microscope sont :

- Caractérisation des hétérogénéités dans la matière (inclusions et manque d'homogénéités, cristallisations), en complément de la microscopie optique,

- Expertise des fractures de matériaux, en complément de la microscopie optique (présence de microfissures, de dépôts métalliques liés à un impact, etc,...),
- Caractérisation des microstructures dans les roches, les matériaux de construction et les céramiques, en complément à la DRX (diffraction des rayons X) et à la microscopie optique,
- Caractérisation des charges dans les polymères, en complément à la DRX (diffraction des rayons X),
- Caractérisation des dégradations de surfaces (corrosions, rayures, traces d'impact, taches ...), en complément de la microscopie optique,
- Etc,....

La figure 3.20 représente une photographie au microscope électronique à balayage (MEB) de notre matériau :

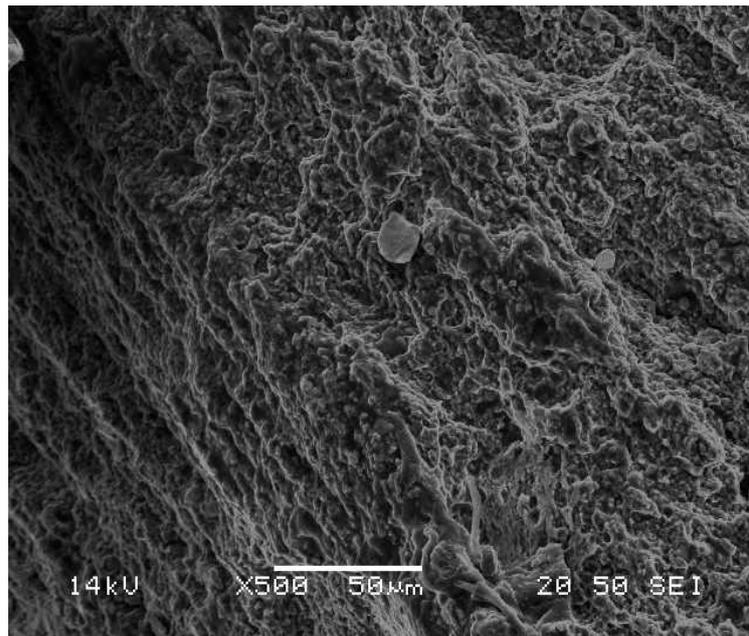


Figure 3.22 : Photographie au MEB de l'échantillon

Notre expérience s'est déroulée au Centre de Développement des Technologies Avancées (CDTA) de Baba Hassen (Alger).

Le microscope électronique à balayage utilisé est de type : JEOL JSM6360LV.

3.7. B. Caractérisation chimique des différentes phases à l'aide du spectromètre à dispersion d'énergie (EDS) :

L'analyse EDS permet une caractérisation chimique des différentes phases. Le principe consiste à bombarder l'échantillon par un faisceau d'électrons. L'impact provoque l'émission de rayons X (raies K, L, M) de 10 à 40 KV d'énergie, caractéristiques des éléments constituant l'échantillon. La zone d'interaction dans laquelle sont émis les électrons et les photons forme un volume, appelé "poire d'interaction", dont la taille dépend de la tension d'accélération des électrons et du matériau utilisé. La tension d'accélération du faisceau d'électrons incident est l'un des paramètres importants de la microanalyse. [3.6]

Notre expérience s'est déroulée au Centre de Développement des Technologies Avancées (CDTA) de Baba Hassen (Alger).

Chapitre 4 : Résultats et interprétations

4.1. Introduction :

Ce chapitre comprend la présentation, l'interprétation, la discussion des résultats expérimentaux obtenus dans les différentes expériences. Les différents types de microstructures seront exposés. Ces microstructures concernent les différentes zones obtenues après le procédé de soudage FSW.

Nous tenons à rappeler que la soudure de notre procédé est composée des zones suivantes :

- Métal de base (MB),
- Zone affectée thermiquement (ZAT),
- Zone affectée thermomécaniquement (ZATM),
- Zone fondue (ZF).

Le procédé de soudage FSW implique des phénomènes qui interviennent de façon couplée dans les différentes zones. Ces phénomènes sont définis par les qualificatifs :

- thermique : apport de chaleur (conduction et convection),
- métallurgique : évolutions microstructurales,
- mécanique : contraintes et déformations résiduelles induites lors du soudage.

4.2.1. Sous-structure de solidification :

La sous-structure de solidification regroupe le mécanisme de formation et l'effet de la vitesse de refroidissement.

Dans le mécanisme de refroidissement, les conditions de solidification hors équilibre pendant le procédé de soudage FSW entraînent la déstabilisation du front plan solide-liquide avec formation d'une sous structure de solidification. [4.1].

Chaque grain colonnaire de la structure d'une soudure d'un alliage contient une sous structure de solidification sous forme cellulaire ou dendritique. Même si la composition globale de la soudure est homogène, les sous structures cellulaires ou dendritiques représentent des formes de micro ségrégation. Cette dernière se caractérise par une différence de composition entre le cœur et la

périphérie des cellules individuelles ou des dendrites cellulaires. Les cellules sont des protubérances de métal solide microscopiques en forme de crayon qui refroidissent en avant de l'interface solide-liquide. Les dendrites sont plus développées que les cellules et présentent une forme d'arbre avec un bras de dendrite primaire et des branches orthogonales appelées bras de dendrite secondaire. Souvent, les paramètres importants contrôlant les sous structures cellulaires ou dendritiques dans les soudures sont :

- Le coefficient de partage à l'équilibre K qui indique le potentiel de ségrégation d'un alliage, avec :

$$K = C^*_s/C^*_L \quad (4.1)$$

Avec :

C^*_s = concentration de soluté à l'interface solide-liquide

C^*_L = concentration de liquide à l'interface solide-liquide

- La composition de l'alliage elle-même (C_0),
- Le gradient de température (G) dans le liquide à l'interface ($^{\circ}C/mm$),
- La vitesse de croissance du front de solidification à l'interface (R) (mm/s).

Planaire, cellulaire ou dendritique, la sous structure se produisant au refroidissement est déterminée par les facteurs G et R qui contrôlent la quantité de surfusion constitutionnelle.

La zone de surfusion constitutionnelle est la région du liquide où la température réelle est inférieure à la température d'équilibre due aux variations de composition et aux gradients thermiques.

Si une soudure est réalisée à vitesse constante, la vitesse d'avance du front de solidification R est fixe.

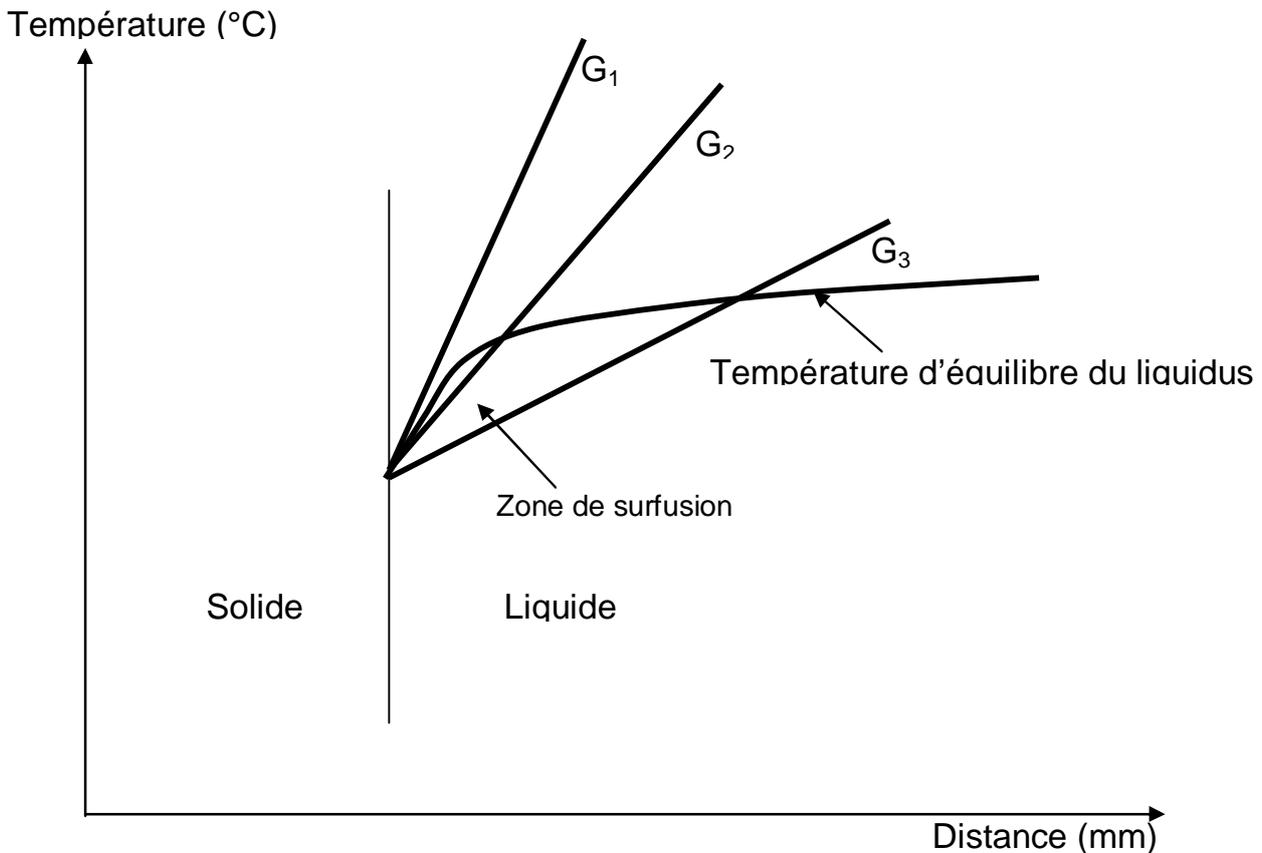


Figure 4.1 : Effet du gradient de température sur le mode de solidification des soudures pour une vitesse constante [4.2]

Dans la figure 4.1, on constate qu'en induisant un gradient de température extrêmement élevé (pente importante), il n'y a pas de surfusion constitutionnelle et la structure de solidification reste plane. Quand le gradient décroît légèrement, les protubérances de métal solide à l'interface croissent plus vite que l'interface plate restante car le solide croît dans une zone de liquide en surfusion.

De ce fait les protubérances solides sont présentes à une température inférieure au liquidus de l'alliage. Il en résulte une sous structure cellulaire dans chaque grain à croissance épitaxiale.

Si la valeur du gradient de température décroît encore, la zone de surfusion devient si importante que des bras secondaires se forment et une croissance dendritique cellulaire ou dendritique colonnaire est réalisée. Dans une sous structure dendritique cellulaire chaque grain contient plusieurs dendrites cellulaires alors que dans une structure dendritique colonnaire, le grain est occupé par une seule dendrite.

Le plus haut degré de ségrégation se produit lors d'une solidification dendritique alors qu'aucune ségrégation mesurable n'est produite lors d'une croissance plane. Un haut pourcentage d'éléments d'alliages associé à des coefficients de partage à l'équilibre différents de l'unité favorisera donc une sous structure dendritique.

Concernant l'effet de la vitesse de refroidissement, l'effet cumulé de G et de R gouverne le mode de croissance et donc la forme de la sous structure de solidification. Le produit $G \times R$ est équivalent à une vitesse de refroidissement exprimée en $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ et par conséquent, plus $G \times R$ sera important et plus les structures cellulaires, dendritiques colonnaires ou même dendritiques équiaxes seront fines. L'espacement entre les bras des dendrites est aussi influencé par la vitesse de refroidissement. Une faible vitesse favorisant un espacement plus grand et donc un effet de grossissement de la sous structure.

La figure 4.2 résume l'effet du gradient de température G et de la vitesse de solidification R sur la morphologie de la sous structure :

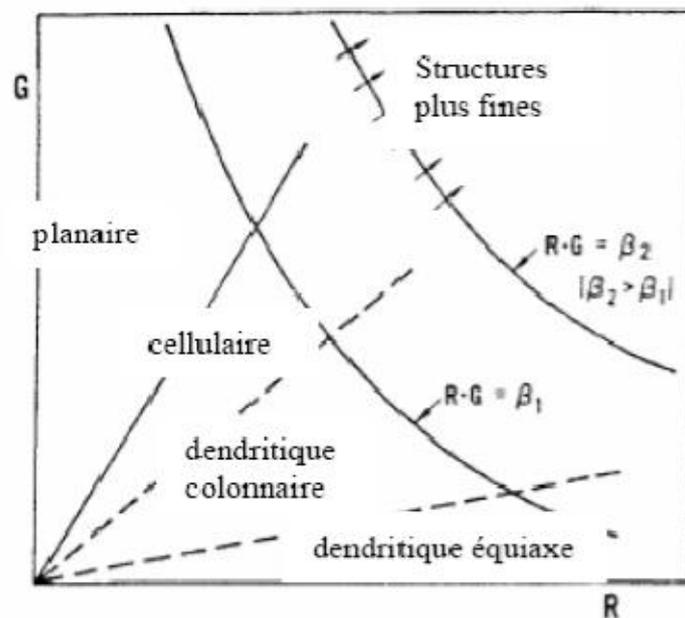


Figure 4.2 : Effet du gradient de température G et de la vitesse de solidification R sur la morphologie de la sous structure [4.3]

En pratique, les sous structures cellulaires et dendritiques cellulaires sont les plus fréquemment observées dans les structures de soudage. De plus il est très difficile de contrôler G et R isolément lors du processus de soudage, car en règle générale, une vitesse de soudage importante, et donc une vitesse d'avance de l'interface R élevée, produira un gradient thermique

élevé. De ce fait, la sous-structure de solidification du matériau dépendra des concentrations en soluté, du degré de partage à l'équilibre des éléments d'alliage et des paramètres de soudage.

4.2.2. Phénomènes de ségrégation dans les cordons de soudure :

Ces phénomènes se divisent en :

- Macroségrégations,
- Microségrégations.

Les macroségrégations dans les soudures sont définies comme des ségrégations se produisant sur plusieurs grains. Elles sont attribuées à des variations thermiques dans le bain de fusion qui modifient la vitesse d'avance de l'interface solide-liquide. Les effets des macroségrégations sur la décomposition de la phase β au refroidissement dépendent de l'ampleur des résidus de la ségrégation à la température de transformation, et de la composition chimique de l'alliage localement. La diffusion des solutés après la solidification et avant la transformation à l'état solide peut réduire l'importance de la ségrégation.

Dans les microségrégations, la solidification hors équilibre des soudures par fusion entraîne une sous structure de solidification cellulaire ou dendritique par déstabilisation de l'interface plan solide-liquide et s'accompagne d'une ségrégation intercellulaire ou interdendritique des éléments du matériau. [4.4].

4.3. Caractérisation du durcissement structural :

La microdureté est la technique idéale pour caractériser les cinétiques de durcissement structural. Les essais ont été réalisés sur des échantillons enrobés puis polis et ou une force de 500 gr fut appliquée. Cette charge a été choisie pour obtenir un maximum de résultats précis.

Cette microdureté a été mesurée sur de nombreux points du long des différentes zones : métal de base, zone affectée thermiquement, zone affectée thermomécaniquement et zone fondue.

Les mesures ont été effectuées sur la section transversale de chaque échantillon.

La microdureté de l'échantillon est représentée dans la figure suivante 4.3 Les différentes zones créées après le procédé de soudage FSW sont bien représentées. De cette figure, on constate que le procédé de soudure utilisé a engendré des cycles thermiques dus à l'apport de la chaleur. Aussi, des différentes morphologies sont apparues dans les différentes zones. La structure de solidification en zone de fusion se produit à partir de la structure du métal des zones environnantes. Cette solidification s'établit au niveau de l'interface solide-liquide à partir des

grains existants dans cette interface et qui servent de substrats à partir desquels débute et se développe la croissance. Cette dernière se développe selon la direction du gradient maximum de température. Elle forme l'avancée de la structure globale de solidification permettant la dissipation de la chaleur latente de solidification vers le métal solide avoisinant.

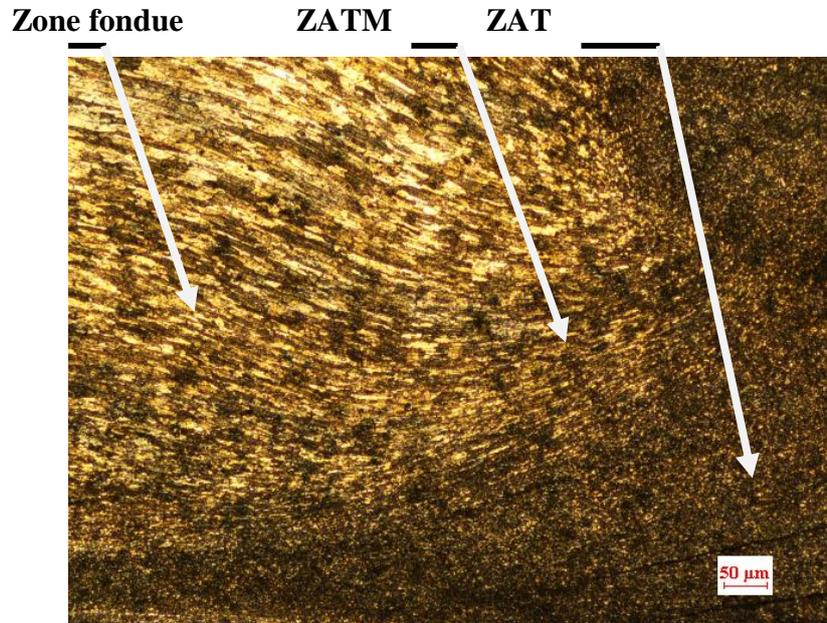


Figure 4.3 : Micrographie de l'échantillon soudé et traité

4.3.1. Caractérisation à l'état brut:

Lors du soudage, l'un des paramètres les plus importants à contrôler est la vitesse de soudage, du fait de son lien direct à la profondeur de pénétration, à la largeur du bain de fusion, et à la qualité du joint soudé. Ce paramètre contrôle la forme, les dimensions et les structures des zones du joint soudé. Cette vitesse de soudage régit directement la vitesse de croissance lors de la solidification. Lors du procédé de soudage FSW, la structure et le mode de croissance des grains dépendent de l'apport calorifique linéaire. La croissance des grains devient plus rapide et donne lieu à une structure grossière avec un apport calorifique croissant. Généralement, des combinaisons entre les précédents paramètres permettent d'obtenir des résultats satisfaisants.

Aussi, la zone de transition est due au cycle thermique que subit le matériau proche de la zone fondue lors du soudage. Or, ce cycle thermique dépend des conditions de soudage, et en particulier de la vitesse de soudage. En effet, plus cette vitesse est élevée, plus la quantité de chaleur transmise par unité de longueur de joint diminue. Un effet de la vitesse de soudage sur l'étendue de la zone de transition est donc possible.

Pour quantifier cet effet, la surface affectée par la liquation est mesurée sur plusieurs points de soudure.

Cependant le cycle thermique, subi lors du soudage, implique des modifications de la microstructure dans la zone adjacente à la zone fondue. Les premiers grains voient leurs dispersoïdes intragranulaires augmenter de taille. De plus, les joints de grains partant de la zone fondue subissent le phénomène de liquation. Ces joints sont très enrichis en éléments d'alliages ; on retrouve alors de nombreuses phases révélées préférentiellement lors de l'attaque chimique subie par notre matériau. Ainsi, cette zone de transition varie en taille selon la vitesse de soudage. En augmentant la vitesse de soudage, la taille de cette zone diminue.

Nous signalons que les expériences des soudures ont été réalisées dans notre atelier d'usinage.

Nous rappelons que lors du soudage :

- Le pion a le rôle de malaxer la matière des deux plaques à souder,
- L'épaulement a le rôle de chauffer les plaques à souder jusqu'à l'état pâteux, et de remplir le vide (trous) dégagé par le pion.

Pour obtenir un bon soudage, on a utilisé :

- Un angle d'inclinaison de l'outil de 2° ,
- Une vitesse de rotation de 1400 tr/min,
- Une vitesse d'avance de 2 mm/s.

Ces paramètres de soudage ont été constants lors de toutes les expériences.

4.3.2. Analyse micrographique :

Avant de procéder à notre étude, nous avons choisi cette analyse micrographique pour déterminer les microstructures pour les échantillons non soudés et non traités.

La figure suivante représente la microstructure de notre échantillon à l'état brut :



Figure 4.4 : Microstructure à l'état brut

4.3.3. Essai de dureté :

Les résultats de l'essai de dureté Vickers sont représentés dans le tableau 4.1.

Alliage	Valeur 1	Valeur 2	Valeur 3	Moyenne
7075 T6	178	174	176	176

Tableau 4.1: Résultats de la dureté Vickers de l'échantillon à l'état brut

4.3.4. Essai de microdureté :

Nous avons effectué un essai de microdureté sur les éprouvettes soudées. La procédure s'est effectuée tout en balayant le métal de base, la zone affectée thermiquement, la zone affectée thermomécaniquement et la zone fondue. Cet essai a permis d'observer la variation de la microdureté pour chaque zone.

Les résultats de l'essai de la microdureté sont représentés dans le tableau 4.2.

MB	ZAT	ZATM	ZF	ZF	ZATM	ZAT	MB
133.50	121.70	111.30	110.30	104.20	112.50	121.30	129.40
144.10	125.80	114.20	108.60	101.90	118.70	125.60	142.20
141.70	118.80	117.90	112.30	105.20	117.60	127.10	139.21
129.00			100.10	111.30			133.50
136.10			98.70	109.30			146.00
128.30			101.40	106.60			136.90
133.00			103.80	114.30			140.90
129.80			99.90	109.40			146.20
131.80							138.30

Tableau 4.2: Microdureté du matériau à l'état brut

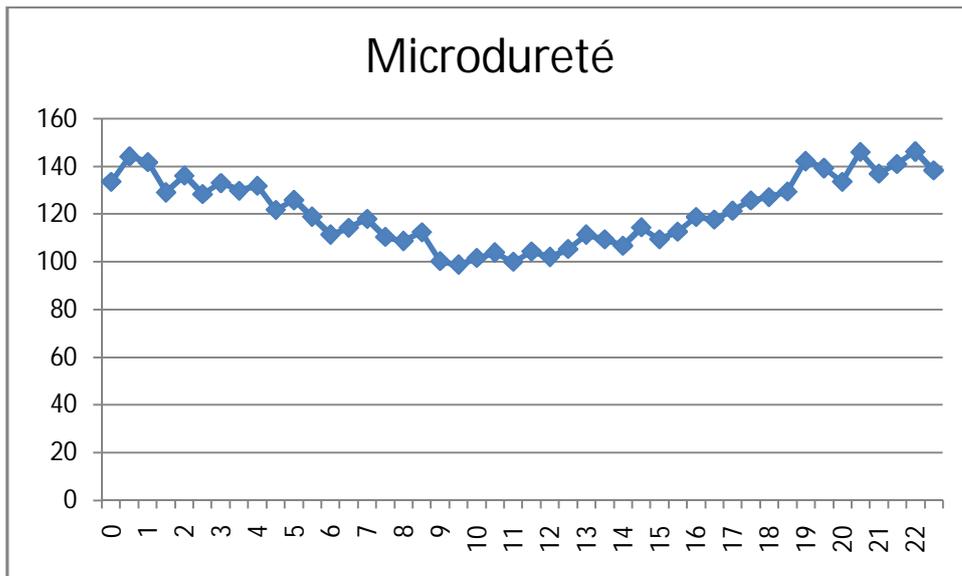


Figure 4.5 : Microdureté à l'état brut

On remarque que la moyenne de la microdureté varie d'une zone à l'autre. Sa valeur est maximale dans le métal de base. La valeur de la zone affectée thermiquement est quand à elle supérieure (elle est bien montrée dans la figure 4.5) à celle de la zone thermomécaniquement. Comme il a été mentionné auparavant, l'énergie du soudage fragilise la zone fondue. Ces résultats sont bien confirmés par les observations faites à l'aide du microscope optique (figures 4.6 à 4.9).



Figure 4.6 : Microstructure de l'échantillon non traité (MB)

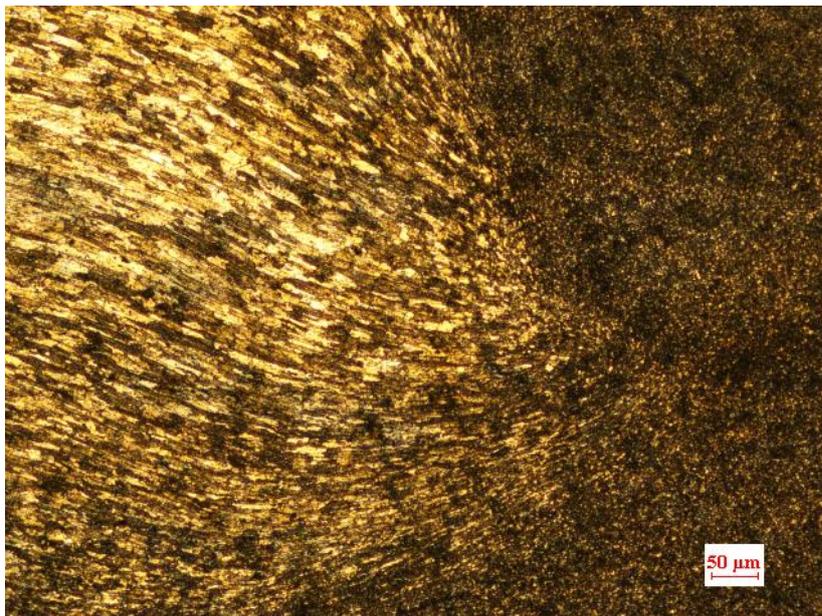


Figure 4.7 : Microstructure de l'échantillon non traité (ZAT)

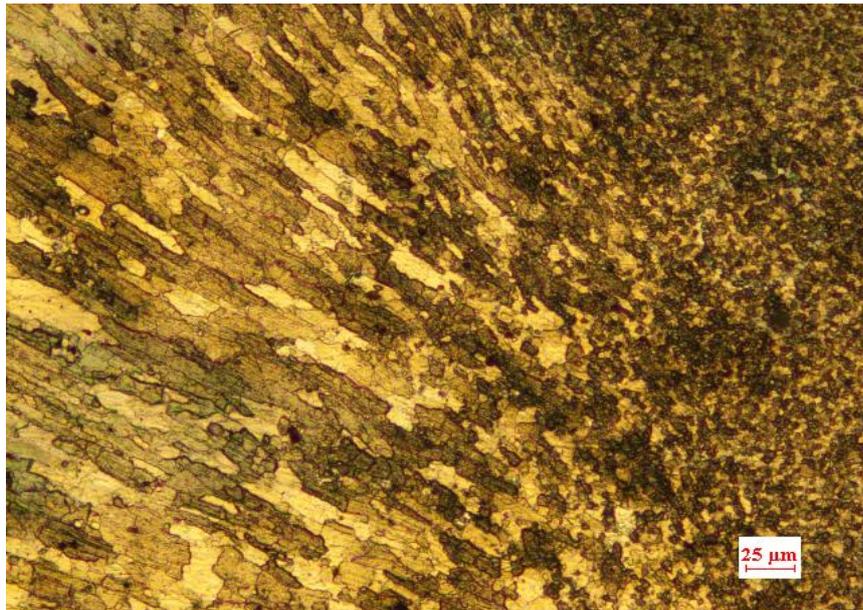


Figure 4.8 : Microstructure de l'échantillon non traité (ZATM)

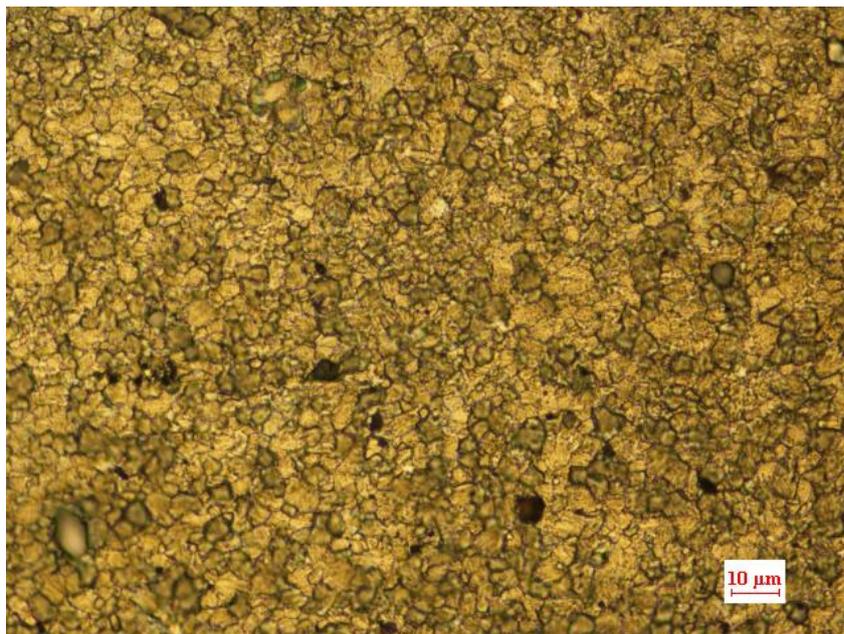


Figure 4.9 : Microstructure de l'échantillon non traité (ZF)

A l'état brut représentant l'échantillon soudé et non traité, la microstructure des échantillons montre qu'il existe une distribution non uniforme de la taille des grains. Au cours du soudage et en se dirigeant du métal de base vers le cordon de soudure, les grains changent de forme. Ils commencent à grandir, et les particules commencent à diffuser vers le métal d'apport. Le changement de la microstructure dans cette zone apparaît nettement par rapport au métal de base.

Dans les cas étudiés, les microstructures dans les zones fondues sont proches les unes des autres.

4.3.5. Caractérisation à l'état traité:

La même méthode fut utilisée pour la détermination de la caractérisation de notre matériau soudé et traité.

Pour cette expérience, il est rappelé que nos échantillons ont subi une mise en solution, une trempe à l'eau et un revenu.

En conséquence logique des différences microstructurales après soudage, l'état initial de notre matériau (avant l'application des traitements thermiques) réagit de manière très différente au traitement thermique avant le soudage. Cet état initial, qui présentait une microstructure de zones GP pratiquement homogène dans toute les zones affectées thermiquement et thermomécaniquement, présente après les traitements thermiques (après soudage) une microstructure rigoureusement identique à celle d'un état T6. L'état de départ de notre matériau à une influence importante sur la microstructure finale.

Il ressort de cette expérience que les profils de dureté présentent des variations identiques. Quelle que soit la vitesse de soudage, l'augmentation de la dureté est régulière et varie progressivement de la zone fondue vers le métal de base.

4.3.6. Analyse micrographique :

Dans cette partie, nous avons choisi une analyse micrographique pour déterminer les microstructures pour les échantillons soudés et traités.

La figure suivante représente la microstructure de notre échantillon à l'état traité :



Figure 4.10 : Microstructure à l'état brut

4.3.7. Essai de dureté :

Les résultats de l'essai de dureté Vickers sont représentés dans le tableau 4.3 :

Alliage	Valeur 1	Valeur 2	Valeur 3	Moyenne
7075 T6	118	112	114	115

Tableau 4.3: Résultats de la dureté Vickers de l'échantillon à l'état traité

4.3.8. Essai de microdureté :

De la même manière, nous avons effectué un essai de microdureté sur les éprouvettes soudées et traité. La même procédure s'est effectuée tout en balayant le métal de base, la zone affectée thermiquement, la zone affectée thermomécaniquement et la zone fondue.

Les résultats de l'essai de la microdureté sont représentés dans le tableau 4.4.

MB	ZAT	ZATM	ZF	ZF	ZATM	ZAT	MB
162.40	166.30	163.80	163.30	168.90	162.20	168.50	162.40
165.30	161.60	164.40	168.20	163.60	170.40	160.60	161.80
162.80	159.80	167.80	160.00	167.10	165.80	158.20	166.10
160.30			157.20	172.30			156.20
165.70			175.90	160.60			164.30
158.20			164.20	166.40			172.60
172.60			160.40	159.80			165.90
166.40			159.30	169.50			160.60
156.70							162.3

Tableau 4.4: Microdureté du matériau à l'état traité

On remarque que la moyenne de la microdureté varie d'une zone à l'autre. A l'inverse des expériences précédentes (pour les cas des échantillons non traités), la valeur est maximale dans la zone fondue. La valeur de la zone affectée thermiquement est quand à elle toujours supérieure (elle est bien montrée dans la figure 4.11) à celle de la zone thermomécaniquement.

De ce tableau, on peut déduire que l'énergie du soudage ne fragilise plus la zone fondue. Ainsi, les effets de l'application des traitements thermiques ont un bon comportement sur la zone fondue. Celle-ci devient plus dure.

Ces résultats sont bien confirmés par les observations faites à l'aide du microscope optique (figures 4.12 à 4.15).

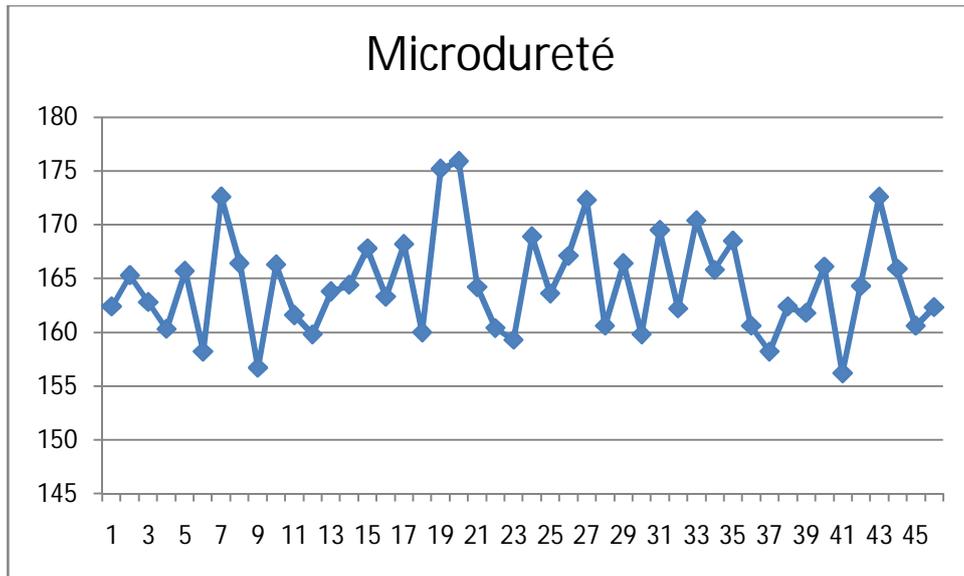


Figure 4.11 : Microdureté à l'état traité



Figure 4.12 : Microstructure de l'échantillon traité (MB)

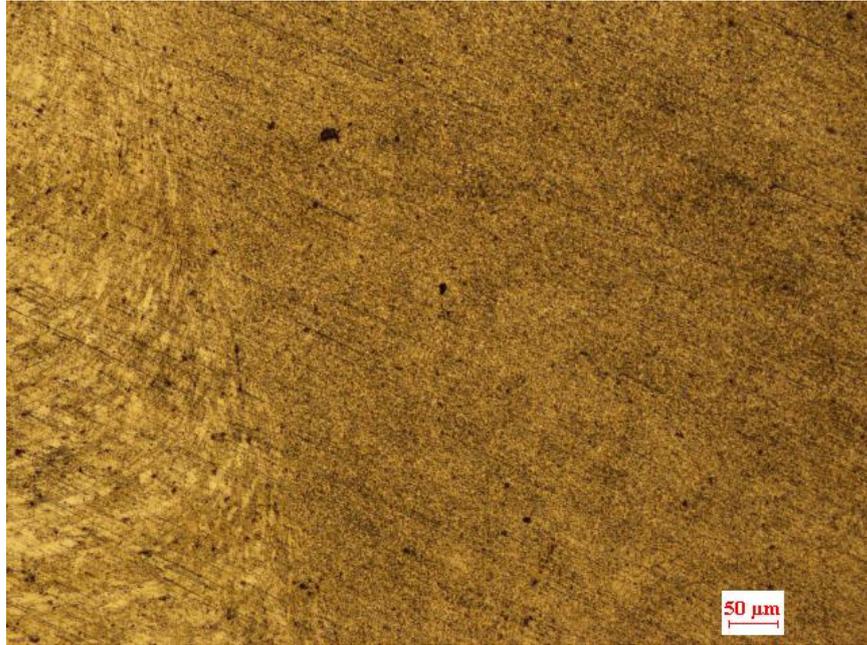


Figure 4.13 : Microstructure de l'échantillon traité (ZAT)

zta

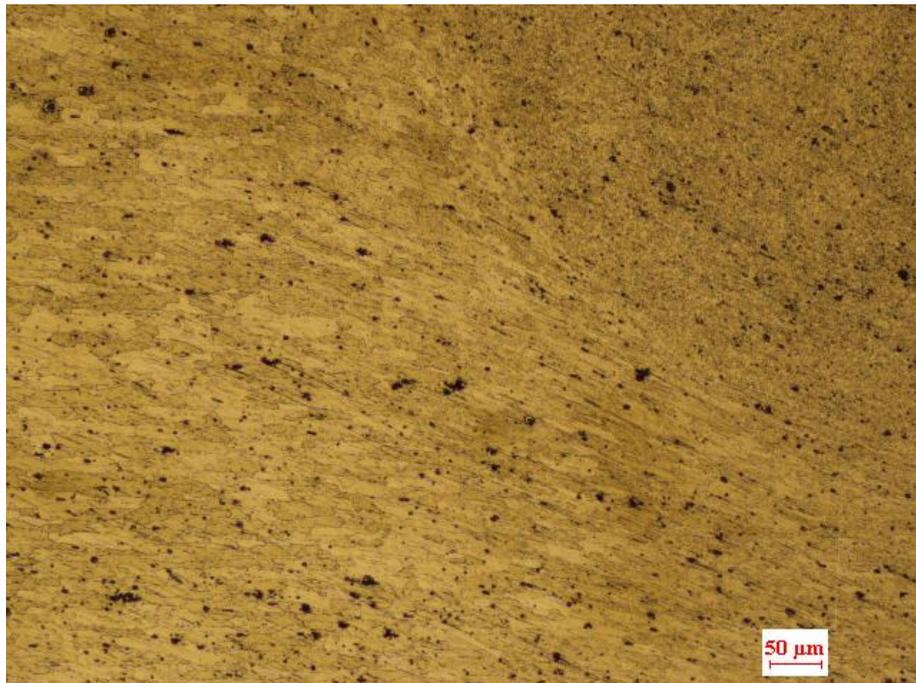


Figure 4.14 : Microstructure de l'échantillon traité (ZATM)



Figure 4.15 : Microstructure de l'échantillon traité (ZF)

Nos échantillons ont subi un revenu à différentes températures avec un temps de maintien différent.

En variant les paramètres de la mise en solution et du revenu (températures-temps), des valeurs différentes de dureté furent obtenues signifiant ainsi un changement de microstructures de notre matériau. Ce phénomène est dû à la structure recristallisée dans laquelle les grains possèdent peu de dislocations, et à la dissolution des précipités durcissant.

Les valeurs de dureté de nos échantillons ne sont pas affectées que par le taux de saturation à haute température des mises en solution, mais aussi par le taux de sursaturation à basse température. Cependant, et pour avoir une bonne dureté de nos échantillons, il faut, après mise en solution, que l'alliage soit refroidi assez rapidement pour que la solution reste sursaturée à la température ambiante.

De ce fait, il faut que la concentration de la solution solide, à la température ambiante, soit proche de celle de la température de mises en solution.

Lors de la variation de la dureté, et dans la limite de la zone fondue, la dissolution des précipités apparaît lorsque les particules sont exposées à des températures supérieures à 430 °C lors de l'application du procédé de soudage FSW.

Le processus de dissolution enrichit la solution solide de la phase α avec Zn, Mg et Cu. Il résulte de l'augmentation de la dureté.

Aussi, l'état du métal de base (MB) reste intact et ou la microstructure reste la même lors du procédé de soudage.

4.4. Essai de résilience :

Afin d'exploiter convenablement les résultats des essais de résilience, il est nécessaire de s'intéresser préalablement aux particularités des essais de résilience, à l'évolution des propriétés mécaniques de notre matériau et à son mode de rupture en fonction des conditions particulières des essais de résilience.

Au cours de l'essai, l'entaille va modifier le comportement du matériau en provoquant l'apparition de contraintes. La relation entre ces contraintes fait qu'il est nécessaire d'appliquer des contraintes élevées au risque d'engendrer la rupture sans passer par un stade de déformation plastique. En variant la température à laquelle on soumet le matériau à l'essai, les caractéristiques mécaniques mesurées varient. Cette variation se fait d'une façon continue de part et d'autre de la température ambiante. Aussi, et lors de l'essai, une augmentation de la vitesse de déformation engendre une élévation de la limite d'élasticité et de la résistance à la rupture qui par conséquence entrainera une diminution de la déformation plastique avant rupture.

L'application de l'essai de résilience peut avoir certains avantages comme: [4.5]

- Préparation facile (voir chapitre précédent),
- Facilité de l'application de cet essai,
- Cout négligeable lors de l'utilisation.

Pour chaque échantillon, une rupture lui est appliquée. Celle-ci diffère selon les conditions de travail et selon les paramètres utilisés. Mais ce phénomène de la rupture diffère lors de l'expérience et lors de la théorie.

En théorie, le phénomène de la rupture dynamique est complexe.

En pratique, le phénomène d'une contrainte critique est aussi complexe à déterminer.

Parmi les conséquences de cet essai, on peut citer la fissure qui apparaît sous l'effet du choc en utilisant une très grande vitesse (les contraintes montent et descendent presque instantanément).

Les résultats de ces essais sont représentés dans les figures 4.16 et 4.17. Ces dernières résument les résultats des cas du métal de base, de la zone affectée thermiquement, de la zone affectée thermomécaniquement et de la zone fondue. L'analyse nous conduit au tracé de la courbe dite de transition de la résilience qui représente les variations de la résilience mesurée en fonction de la température d'essai (0, 15, ambiante, 30, 45 et 60 °C).

4.4.1 : Résilience pour les échantillons non traités :

Température (°c)	Résultats (Joule)
0°	1.00
15°	1.00
T° ambiante	1.60
30°	0.30
45°	0.80
60°	1.60

Tableau 4.5: Résilience pour les échantillons non traités

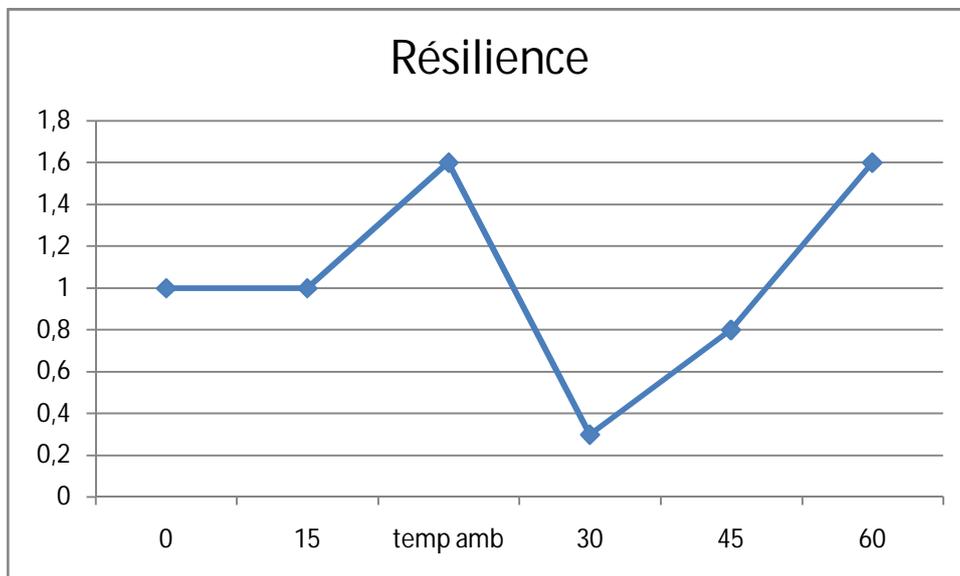


Figure 4.16: Résilience pour les échantillons non traités

4.4.2 : Résilience pour les échantillons traités :

Température (°c)	Résultats (Joule)
0°	1.00
15°	1.00
T° ambiante	1.00
30°	1.00
45°	1.00
60°	0.80

Tableau 4.6: Résilience pour les échantillons traités

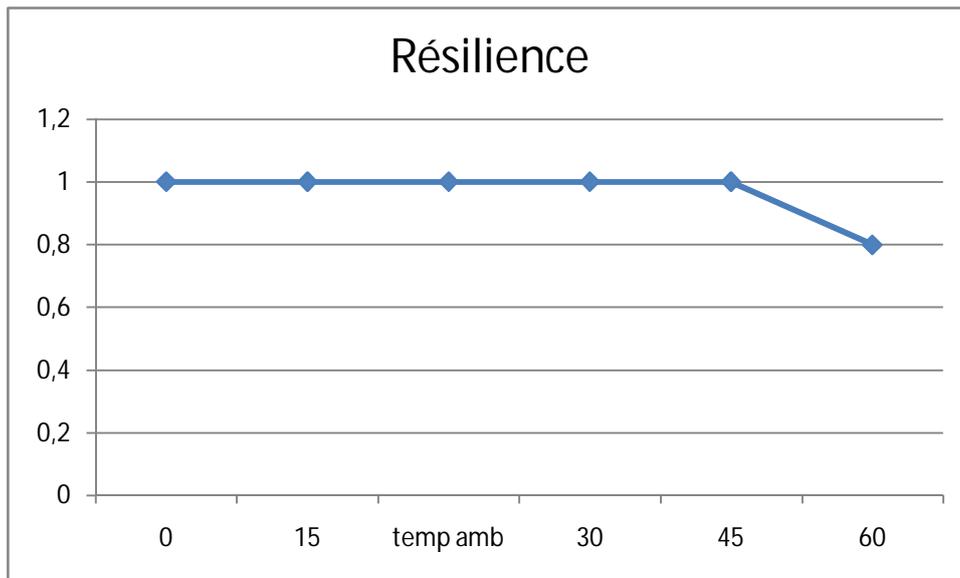


Figure 4.17: Résilience pour les échantillons non traités

L'énergie varie d'une zone à une autre. Son impact dans la zone fondue reste le même tandis que dans la zone affectée thermiquement et thermomécaniquement, il varie.

L'utilisation des alliages d'aluminium 7075 T6 soudés engendre deux importantes applications :

- Changement de la microstructure et une variation importante des dimensions des grains,
- Formation et apparition de fissures qui n'étaient pas présentes à l'état initial du matériau (non soudé).

De notre expérience, on déduit que l'essai de résilience permet de tester la résistance à la rupture brutale dans les conditions qui lui sont propres mais qu'un seul essai réalisé à une température quelconque n'a qu'une signification très limitée. En pratique, c'est l'analyse des variations des résultats des essais de résilience effectués à différentes températures qui va donner tout son intérêt à ce type d'essai en permettant d'apprécier la résistance à la rupture fragile de notre matériau.

4.5. Microscope électronique à balayage :

Les figures de 4.18 à 4.22 de Microscopie Electronique à Balayage (MEB) représentent les effets de l'essai de résilience dans la zone de rupture. L'état des surfaces des fractures de la zone de fusion révèle les faciès de clivage indiquant la présence d'une fissure fragile. Les images obtenues montrent que la rupture est ductile.

L'impact de l'énergie appliquée sur la zone de fusion est un peu lent. Il est dû à la présence de quelques microfissures comme le montre ces figures.

Les images montrent clairement l'apparition des microfissures dans notre matériau.

Parmi les principales catégories de ce phénomène, on peut citer : [4.6]

- Clivage,
- Cavités,
- stries de fatigue,
- fatigue intra granulaire,
- fatigues mixtes,
-

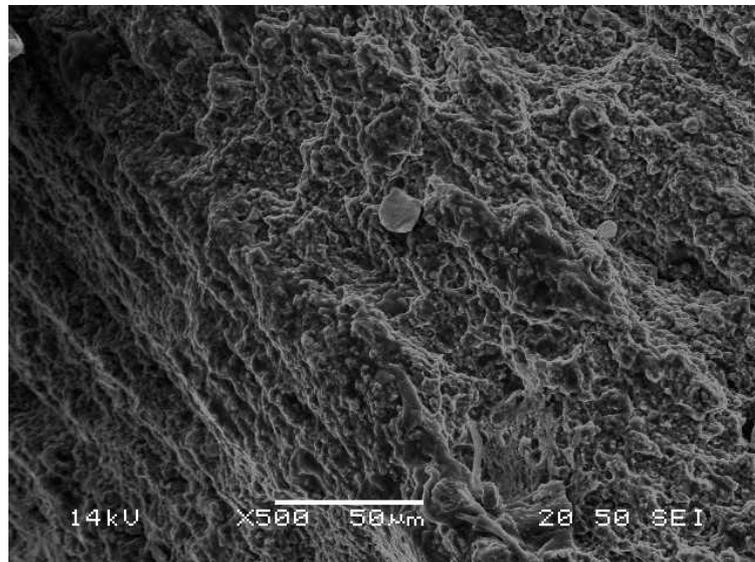


Figure 4.18: Photographie au MEB de la zone de rupture de l'échantillon avec apparition de fissures

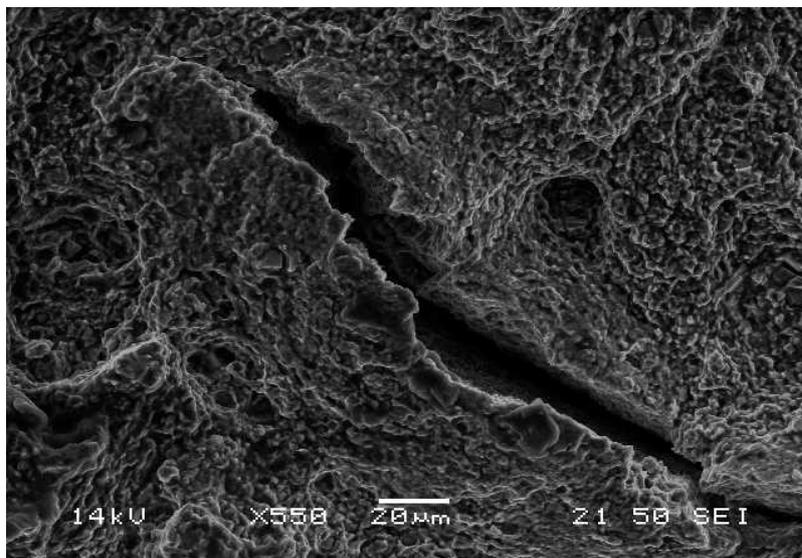


Figure 4.19: Photographie au MEB de la ZAT de l'échantillon avec apparition de fissures

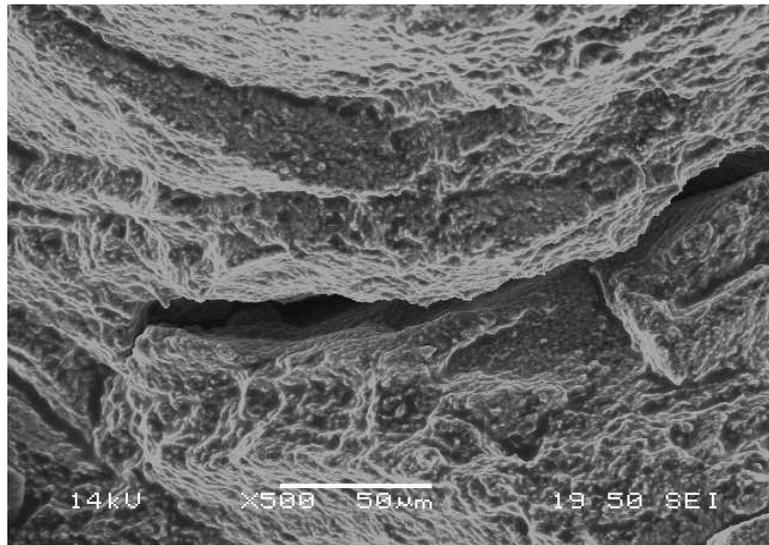


Figure 4.20 : Photographie au MEB de la ZATM de l'échantillon avec apparition de fissures

L'examen des faciès de rupture des échantillons (soudés et traités) nous a permis d'avoir des images à différentes échelles et le types de ruptures.

Après l'essai de résilience, les observations montrent des grains de forme polyédrique (conséquence de la déformation mécanique subie). Ces grains sont montrés dans les figures citées.

Le type de la rupture des échantillons est ductile. La surface de rupture apparait creusée de cupules formées au cours des dernières étapes de la déformation plastique (avant rupture de l'éprouvette).

Les faciès de rupture présentent des cupules de ductilité ainsi que par endroits (notamment au centre de la rupture) des plans de rupture fragile. Ces plans de cisaillement sont aussi observés dans la rupture réalisée sur le métal de base où on les trouve en taille plus réduite. Cependant, ces zones sont très localisées au centre du faciès de rupture et ne déprécient pas la ductilité de l'ensemble de l'assemblage. Les variations de résilience entre le métal de base et la zone fondue sont principalement dues aux structures plus grossières obtenues en zone fondue et en ZAT et en ZATM. En effet, le grossissement de grain améliore la résilience du cordon de soudure en imposant une surface de rupture très fortement chaotique. Ces ruptures restent néanmoins ductiles quelle que soit la zone rompue comme le montre nos différentes figures.

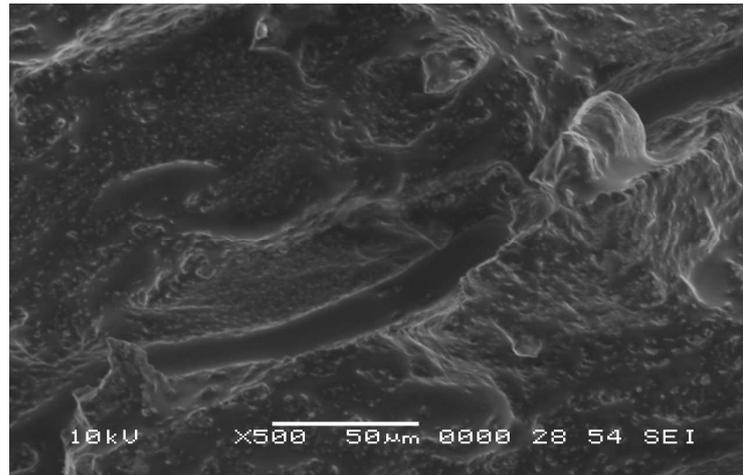


Figure 4.21 : Facies de rupture de la ZATM d'un échantillon (revenu ($T = 160^\circ$) pour un temps de maintien de 6 heures)

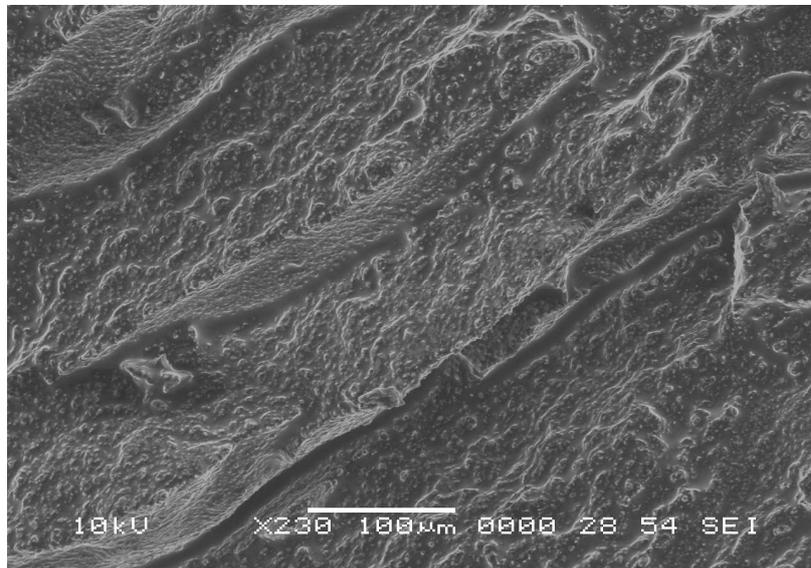


Figure 4.22 : Facies de rupture de la ZAT d'un échantillon (revenu ($T = 160^\circ$) pour un temps de maintien de 6 heures)

Ce type de rupture apparaît généralement sur des particules présentes dans notre alliage (précipités, inclusions et micro porosité). Il affecte la zone du métal de base voisine au cordon de soudure, c'est-à-dire la zone affectée thermiquement et thermomécaniquement. Il se produit une décohésion des joints de grains et la formation de microfissures. Les causes essentielles de ce type de fissuration sont la formation d'une structure de trempe et la diffusion des éléments d'addition (Cu).

Nous constatons aussi l'existence de précipités de différentes tailles, dispersés aléatoirement dans la matrice. La taille moyenne de ces précipités change d'une zone à un autre.

Conclusion générale

Notre travail s'est concentré sur l'influence des traitements thermiques sur la microstructure des alliages d'aluminium 7075 T6 lors du soudage par friction malaxage. Malgré les difficultés lors du soudage, le procédé de soudage s'est bien déroulé sachant que notre matériau est difficilement soudable. Une des raisons est que notre matériau est sujet aux criques lors de la solidification de la soudure et d'autre part, ses caractéristiques mécaniques après soudage sont fortement diminuées. Aussi, les microstructures et résultats obtenus sont acceptables du fait de la bonne qualité de la soudure (cordon homogène). Ces derniers ont été confirmés par les essais de résilience.

On peut conclure qu'après le soudage, il existe beaucoup de paramètres pouvant influencer ce procédé comme les vitesses (d'avancement, de rotation), la pression appliquée, le support des tôles à souder et le système de bridage.

Le soudage de notre alliage d'aluminium conduit à des changements microstructuraux. Ces changements constatés dans la microstructure sont causés par l'utilisation du procédé de soudage par friction malaxage FSW. Ces changements sont liés aux cycles thermiques caractérisés par un passage de l'état solide à l'état liquide et inversement, au refroidissement et aux traitements thermiques qui peuvent être réalisés ensuite. L'étude de la microstructure du joint soudé nous a permis d'identifier plusieurs zones : le métal de base, la zone affectée thermiquement, la zone affectée thermo mécaniquement et la zone fondue. Les essais mécaniques utilisés lors de notre expérience ont montré que le cordon de soudure présente un bon compromis résistance/ductilité même après traitement thermique. Cependant, certains paramètres (temps et température) ont un rôle important lors de l'application de ces essais et peuvent influencer sur la forme géométrique du cordon de soudure. Le traitement thermique post-soudage a modifié la ductilité en zone de fusion par rapport à celle du métal de base par la précipitation d'une structure plus fine lors de la première phase. Aussi, on remarque que l'énergie varie d'une zone à une autre. Son impact dans la zone fondue reste le même tandis que

dans la zone affectée thermiquement et thermomécaniquement, il varie. Ainsi, l'utilisation des alliages d'aluminium 7075 T6 soudés engendre deux importantes applications :

- Changement de la microstructure et une variation importante des dimensions des grains,
- Formation et apparition de fissures qui n'étaient pas présentes à l'état initial du matériau (non soudé).

De notre expérience, on déduit que l'essai de résilience permet de tester la résistance à la rupture brutale dans les conditions qui lui sont propres mais qu'un seul essai réalisé à une température quelconque n'a qu'une signification très limitée. En pratique, c'est l'analyse des variations des résultats des essais de résilience effectués à différentes températures qui va donner tout son intérêt à ce type d'essai en permettant d'apprécier la résistance à la rupture fragile de notre matériau. On a utilisé le Microscope Electronique à Balayage pour présenter les effets de l'essai de résilience dans la zone de rupture. L'état des surfaces des fractures de la zone de fusion révèle les faciès de clivage indiquant la présence d'une fissure fragile. Les images obtenues montrent que la rupture est ductile. L'impact de l'énergie appliquée sur la zone de fusion est un peu lent. Il est dû à la présence de quelques microfissures. Les images obtenues montrent clairement l'apparition des microfissures dans notre matériau. Le type de la rupture des échantillons est ductile.

Bibliographie

- [1.1] J.Barralis et G.Maeder, Métallurgie, élaboration, structures-propriétés, normalisation, Afnor, Edition Nathan, Septembre 2004
- [1.2] R.Develay, Propriétés de l'aluminium et des alliages d'aluminium corroyés, ENS d'électrochimie et d'électrometallurgie de Grenoble, 1996
- [1.3] M.Bernard, Cours de chimie minérale, 2^{ème} édition, Ed Dunod, 1994
- [1.4] J.Embury and R.Nicholson, The nucleation of precipitates: The system Al-Zn-Mg, Acta Metallurgica, 13 (4), pp 403-417, April 1965
- [1.5] D.Dumont, thèse de doctorat, Relations Microstructure / Ténacité dans les alliages aéronautiques de la série 7000, 2001.
- [1.6] W.Richards, Aluminium, Its history, occurrence, properties, metallurgy and application, including its alloys, 2009
- [1.7] Introduction à la science des matériaux pour l'ingénieur, module A1, première année, E.N.S.E.E.G, Institut National Polytechnique de Grenoble, 1998/1999
- [1.8] M.Temmar, Etude des effets des traitements thermiques sur les propriétés structurales et mécaniques de l'alliage d'aluminium 7075 T6 soudés par le procédé de soudage TIG, Thèse de Doctorat d'Etat, Université Saad Dahlab de Blida, Janvier 2012
- [1.9] B.Dubost et P.Sainfort, Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium, Techniques de l'ingénieur, M240, 1985
- [1.10] J.D.Embury, and R.B.Nicholson, Acta Metall. 13, 403, 1965
- [1.11] Y.HUNSICKER, La métallurgie des traitements thermiques de l'Aluminium, vol 1, pp 109-61, 36 fig., bibl. 29 réf, 1967
- [1.12] K.Wilfried, Introduction à la science des matériaux, 2^{ème} édition presses polytechniques et universitaires romandes, 1991
- [1.13] R.Develay, Traitement thermiques des alliages d'aluminium. Techniques de l'ingénieur. M1290, M1291, 1986

- [1.I4] A.Deschamps, Thèse de doctorat, Influence de la prédéformation et des traitements thermiques sur la microstructure et les propriétés mécaniques des alliages Al-Zn-Mg-Cu, 1997
- [1.I5] D.Dumont, thèse de doctorat, Relations Microstructure / Ténacité dans les alliages aéronautiques de la série 7000, 2001.
- [1.16] R.Ayer, J.Y.Koo, J.X.Steeds and B.K.Park, Metallurgical transactions A16, 1925, 1985
- [1.17] J.K.Park and A.J.Ardell, Microstructures of the commercial 7075 Al alloy in the T651 and T7 tempers, Metallurgical transactions A, Vol. 14, page 1957-1965, Oct 1983
- [2.1] Bertaux, Les assemblages mécaniques structuraux en aéronautique civile, fixations et procédés d'assemblages, Compte rendu de conférence Mecamat, Aussois, 20-24 Janvier, 2003
- [2.2] P.F.Mendez and T.W. Eagar, Welding Processes in Aeronautics, Advanced Materials & Processes, pages 39-43, May, 2001
- [2.3] CETIM, Mécanosoudage, ISBN 2-85400-146-X, 1989.
- [2.4] R.Y.Hwang and C.P.Chou, The study on microstructural and mechanical properties of weld heat affected zone of 7075-T6 aluminum alloy. Scripta Materialia,
- [2.5] W.M.Thomas, E.D.Nicholas,E.R.Watts, Staines DG: Friction based welding technology for aluminium, Materials Science Forum, Vol. 396-402, 2002, p.1543-1548.
- [2.6] T.Ma and G.Ouden, Softening behaviour of Al-Zn-Mg alloys due to welding, materials science and engineering A, Vol. A266, pp.198-204, 1999
- [2.7] W.J.Arbegast, Chapitre 13, Application of FSW and related technologies, edited by R.S.Mishra et N.W.Mohoney, ASM International, 2007
- [2.8] C.E.D, Rowe, Wayne Thomas, Advances in tooling materials for FSW
- [2.9] R.Y.Hwang and C.P.Chou, The study on microstructural and mechanical properties of weld heat affected zone of 7075-T6 aluminum alloy. Scripta Materialia, Vol. 38, no. 2, p.215-221, 1998
- [2.10] M.Clyde and C.M.Adams, Cooling rates and peak temperatures in fusing welding, welding research Supplement, mai 1958
- [2.11]. Burford, D. A., Tweedy, B. M., & Widener, C. A. (2006). Influence of shoulder configuration and geometric features on FSW tranck properties. 6th International Symposium on Friction Stir Welding, St-Sauveur, Canada TWI.
- [3.1].R.DEVELAY, Traitements thermiques des alliages d'aluminium, Techniques de l'ingénieur, Vol MD2, M1290, M1291, M1292, Technip, 1996

- [3.2] J.Nejah, J.E.Massel, L.Langlois, S.Tcherniaeff, F.Girot, Caractérisation d'un alliage 2024 T3 assemblé par FSW)
- [3.3] R.Y.Hwang and C.P.Chou, The study on microstructural and mechanical properties of weld heat affected zone of 7075-T6 aluminum alloy. Scripta Materialia, Vol. 38, no. 2, p.215-221, 1998
- [3.4] T.Ma and G.Ouden, Softening behaviour of Al-Zn-Mg alloys due to welding, materials science and engineering A, Vol. A266, pp.198-204, 1999
- [3.5] J.Barralis and G.Maeder, Précis de métallurgie, Communications actives 5^{ème} édition, pp 128-134, Paris, 1975
- [3.6] G. Bussu et P.E. Irving. Proceedings of 1st International on Friction Stir welding, Thousand Oaks, California, USA, June 1999
- [3.7] J.Friel, X-Ray and image analysis in electron microscopy, Princeton Gamma-Tech, 1995
- [4.1] J.H.Devlation, W.E.Wood, principles of joining metallurgy, metals handbook Ninth Edition, vol 6, pp 21-49, 1983
- [4.2] A.F.Giamei, E.H.Kraft, F.D.Lemkey, New trends in materials processing, American society for metal, Metals Park, OH (1976), pp 48
- [4.3] C.Ferdinand, Thèse de doctorat, Mise en oeuvre et caracterisation d'assemblages soudés par procédés TIG et laser des toles d'alliages de titane refractaires, Toulouse, novembre 2005
- [4.4] C.Beckermann, Macrosegregation ASM Handbook Committee, p 348-352, 2008
- [4.5] M.Tjally, Z.Huda, HH. Masjuki, A comparative analysis of tensile and impact-toughness behaviour of cold-worked and annealed 7075, aluminium alloy. Int J Impact Eng, 37, pp 425–32, 2010
- [4.6] T.L.Gall, Metal handbook, In: Howard E. Boyer, editor. ASM, pp 36.7–10, 1995