

**UNIVERSITE SAAD DAHLAB DE BLIDA 1**

**Faculté de Technologie**

Département de Mécanique

**MEMOIRE DE MAGISTER**

En Génie Mécanique

Spécialité : Sciences des Matériaux

**Présenté par :**

**Bettahar Abdel'kader**

**ETUDE DE TRANSFORMATION DE PHASES LORS DU  
SOUDAGE PAR FRICTION-MALAXAGE DES ALLIAGES  
D'ALUMINIM7075T6**

Devant le jury composé de :

T.SAHRAOUI	Professeur, U de Blida 1	Président
M.HADJI	Professeur, U de Blida 1	Examineur
S.BOUTERFAIA	Directeur de recherche, C.R.N.D	Examineur
M.TEMMAR	M.CA, U de Blida 1	Rapporteur

Blida, 29 juin 2016

## Remerciement

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. Je remercie le Professeur **Sahraoui Tahar** de l'Université de Blida 1 pour avoir accepté la présidence de mon jury de thèse. J'ai été privilégié par l'acceptation de Monsieur **Bouterfaia Said** et Monsieur **Hadji Mohamed**, respectivement Directeur de recherche au Centre de Recherche Nucléaire de Draria C.R.N.D et Professeur à l'Université de Blida 1, d'être membres de jury.

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 :

- Base logistique de Béni Mered de Blida,
- Centre Algérien de Développement des Technologies Avancées de Baba Hassen,
- Centre de recherche nucléaire de Birine,
- *Centre National de la Recherche en Soudage* et Contrôle de Cheraga.

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.

## **Dédicaces**

A ma mère,  
A mon défunt père,  
A tous les membres de ma famille,

A tous mes amis et surtout, Abderrahmane, Madjid et Khaled,

A mes camarades de la promotion SDM.

Je voudrais remercier de nombreuses personnes sans qui cette thèse n'aurait pas pu aboutir et être menée à bien sans leurs aides et leurs idées. Je ne voudrais pas les citer nominativement de peur d'oublier une ou plusieurs personnes.

Encore une dernière fois, merci à tous.

**Abdel'kader**

## Résumé

Les constructeurs apprécient l'aluminium pour sa légèreté, ses qualités mécaniques et son caractère écologique. La haute qualité de surface, une fois décapée ou anodisée, lui donne un atout supplémentaire.

Les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium 7075 T6 sont en partie liées à la nature et à la proportion des éléments qui les composent, et à leur potentiel de favoriser, soit la formation et la répartition des phases  $\alpha$  et  $\beta$ , soit de précipiter de nouveaux composés souvent durcissant.

En appliquant le procédé de soudage FSW, la caractérisation de la microstructure, en raison de la diversité de ses composants, en termes de taille et de nature, nécessite l'utilisation de plusieurs techniques d'investigations, comme l'utilisation de la microscopie optique et la microscopie électronique à balayage (MEB) pour des approches locales. Elle nécessite aussi l'utilisation des essais de traction et de résilience afin d'évaluer la qualité de la soudure, de caractériser l'interaction entre le matériau et le procédé de soudage, et de fournir des données quantitatives sur le comportement des assemblages soudés.

**Mots clés :** alliages d'aluminium 7075 T6, procédé de soudage FSW, traitements thermiques, microstructure, essai de traction, essai de résilience.

## **Abstract**

Constructors appreciate the aluminum for its lightness, its mechanical qualities and its ecological character. The high quality of its surface, once stripped or anodized, gives it a great advantage.

The mechanical properties of the alloys of aluminum 7075 T6 are partly related to the nature and to the proportion of the elements that compose these alloys, and to their characters that encourage the formation and distribution of  $\alpha$  and  $\beta$  phases, or to precipitate new compounds often hardens.

By applying the process of welding FSW, the characterization of the microstructure, because of the diversity of its components in terms of size and nature, requires the use of multiple techniques of investigations such as the use of optical microscopy and scanning electron microscopy (SEM) for local approaches. It also requires the use of the tensile test and the impact strength test to assess the quality of the weld, to characterize the interaction between the material and the welding process, and to provide quantitative data on the welded joints behavior.

**Keywords:** alloys of aluminum 7075 T6, FSW welding process, heat treatments, microstructure, tensile test, impact strength test.

# Sommaire

Introduction Générale	15
Chapitre 1 : Aluminium et Alliages d'aluminium	18
1.1. Introduction :	18
1.2. Principales caractéristiques de l'aluminium :	20
1.2.1. Propriétés physiques :	20
1.2.2. Propriétés chimiques :	20
1.2.3. Propriétés électriques :	20
1.2.4. Propriétés mécaniques :	20
1.2.5. Propriétés de mise en forme :	21
1.3. Dénomination des alliages d'aluminiums :	22
1.4. Les alliages trempant :	22
1.4.1. Description du traitement thermique des alliages d'aluminium trempant :	23
1.5. Les alliages non-trempant (ou à durcissement par écrouissage) :	25
1.6. Les désignations des états métallurgiques :	26
1.7. Subdivisions de l'état T :	27
1.8. Comparaison des caractéristiques mécaniques des différents alliages d'aluminium :	28
1.9. Soudabilité des alliages d'aluminium :	28
1.9.1. Les problèmes de soufflures :	29
1.9.2. La fissuration à chaud :	30
1.10. Les alliages d'aluminium 7075 T6 :	31
1.10.1. La série 7000 (aluminium zinc) :	32
1.10.1.1. Les alliages 7000 avec cuivre :	32
1.10.1.2. Les alliages 7000 sans cuivre :	32
1.11. Domaine d'utilisation :	33
Chapitre 2 : Le procédé de soudage	33
2.1. Introduction :	36
2.2. Généralités :	36
2.3. Description du procédé de soudage :	36
2.3.1. Définition :	38
2.3.2. Le soudage en phase solide :	39

2.3.3. Le soudage par friction :	41
2.3.4. Soudage par friction malaxage (FSW) :	48
2.3.5. Principe général du soudage par friction malaxage (FSW):	54
2.4. Caractérisation métallurgique de la zone soudée par FSW :	58
Chapitre 3 : Matériaux et procédures expérimentales	58
3.1. Présentation du matériau utilisé :	59
3.2. Caractéristiques du matériau :	59
3.2.1. Composition chimique :	59
3.2.2. Propriétés mécaniques et physiques :	60
3.3. Technique de soudage par friction malaxage FSW :	61
3.3.1. Préparation des tôles à souder :	64
3.3.2. Contrôle des soudures :	65
3.2.3. A. Contrôle avant le soudage :	65
3.2.3. B. Contrôle pendant le soudage :	65
3.2.3. C. Contrôle après le soudage :	66
3.2.4. Technique de Soudage friction malaxage :	68
3.3. Traitements thermiques :	71
3.3.1. Mise en solution :	71
3.3.2. Trempe :	71
3.3.3. Revenu :	73
3.4. Microscopie optique :	74
3.4.1. Enrobage	75
3.4.2. Polissage :	75
3.4.3. Attaque chimique :	76
3. 5. Méthodes d'essais mécaniques :	76
3. 5.1. Essai de dureté :	78
3. 5.2. Essai de résilience :	81
3. 5.3. Essai de traction :	84
3.5.4.A. Microscopie électronique à balayage (MEB) :	
3.5.4.B. Caractérisation chimique des différentes phases à l'aide du spectromètre à dispersion d'énergie (EDS) :	85
3.5.4.C. L'indexation des phases par diffraction (RX) :	86
	87
Chapitre 4 : Résultats et interprétations	87
4.1. Introduction :	87

4.2.1. Phénomènes lors du soudage FSW :	89
4.2.2. Résumé de l'application du procédé de soudage FSW :	91
4.3. Caractérisation :	91
4.3.1. Caractérisation à l'état brut:	92
4.3.1.A. Analyse micrographique :	92
4.3.1. B. Essai de dureté :	93
4.3.1.C. Essai de microdureté :	96
4.3.2. Caractérisation à l'état traité:	97
4.3.2. A. Analyse micrographique :	97
4.3.2. B. Essai de dureté :	100
4.3.2.C. Essai de microdureté :	105
4.4. Essai de résilience :	106
4.4.1. Résilience pour les échantillons soudés et non traités :	107
4.4.2. Résilience pour les échantillons traités :	108
4.5. Essai de traction :	111
4.6. Microscope électronique à balayage (MEB) :	115
4.7. Microscope électronique à balayage :	115
4.7. Diffraction des rayons X :	115
4.7.1. Différentes ordres de contraintes :	117
4.7.2. La loi de Bragg :	119
4.7.3. Analyse par diffraction des rayons X :	125
Conclusion générale	125
Liste des symboles	130
Bibliographie	131



## Liste des figures

<b>Figure 1.1:</b> Principaux stades et flux dans la fabrication de l'aluminium	19
<b>Figure 1.2 :</b> Désignation des alliages d'aluminium	22
<b>Figure 1.3:</b> Représentation schématique du traitement thermique de durcissement	23
<b>Figure 1.4 :</b> Evolution de la dureté au cours des revenus après trempe pour un alliage	24
<b>Figure 1.5 :</b> Cycle de température lors du soudage par FSW d'alliage de la série 6000	25
<b>Figure 1.6 :</b> Exemple de dislocation dans la structure du matériau	26
<b>Figure 1.7:</b> Les différents états de durcissement par précipitation	27
<b>Figure 1.8 :</b> Subdivisions de l'état T (Traité thermiquement avec mise en solution séparée)	27
<b>Figure 1.9 :</b> Comparaison des caractéristiques mécaniques des différents alliages d'aluminium	28
<b>Figure 1.10:</b> Apparition de soufflures dues à l'alumine (soudage à la limite du collage). [1.8]	29
<b>Figure 1.11 :</b> Sensibilité à la fissuration à chaud des alliages d'aluminium	31
<b>Figure 1.12 :</b> Soudabilité des alliages d'aluminium	31
<b>Figure 1.13:</b> Exemple d'utilisation des alliages d'aluminium en aéronautique	32
<b>Figure 2.1:</b> Système vis/écrou utilisé pour les fixations des structures d'avions dont les contraintes sont en cisaillement	33
<b>Figure 2.2:</b> Schéma simplifié du gain de masse Rivet et Soudure	34
<b>Figure 2.3 :</b> Les différents procédés de soudage	35
<b>Figure 2.4 :</b> Sources thermiques et densités d'énergie	36
<b>Figure 2.5 :</b> Schéma de principe d'une variante du procédé de soudage par friction	39
<b>Figure 2.6 :</b> 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	40
<b>Figure 2.7 :</b> Assemblage de l'avion Eclipse avec le procédé de FSW.	42
<b>Figure 2.8 :</b> Bateau en aluminium construit en utilisant le procédé FSW.	42
<b>Figure 2.9 :</b> Technique de soudage des carrosseries des trains Hitachi	43
<b>Figure 2.10 :</b> Application du procédé de FSW par points dans l'industrie automobile	43
<b>Figure 2.11:</b> Opération de soudage FSW	44
<b>Figure 2.12 :</b> Outil FSW	45
<b>Figure 2.13 :</b> Principales composantes de l'outil de soudage	46

<b><u>Figure 2.14</u></b> : Type d'épaulement a) Rainures complètes; b) Rainures partielles.	46
<b><u>Figure 2.15</u></b> : Types classiques d'outils	47
<b><u>Figure 2.16</u></b> : Schématisation du cote avance et recul lors du soudage FSW	49
<b><u>Figure 2.17</u></b> : Principe général du procédé de soudage par friction malaxage	49
<b><u>Figure 2.18</u></b> : Etapes du procédé de FSW	50
<b><u>Figure 2.19</u></b> : Phase de Pénétration de l'outil	51
<b><u>Figure 2.20</u></b> : Phase de Préchauffage	51
<b><u>Figure 2.21</u></b> : Phase de soudage	52
<b><u>Figure 2.22</u></b> : Phase de retrait de l'outil	53
<b><u>Figure 2.23</u></b> : Cordon de soudure FSW d'un alliage d'aluminium 7075 T6	53
<b><u>Figure 2.24</u></b> : Zones principales d'un cordon de soudure par FSW	54
<b><u>Figure 2.25</u></b> : Coupe transversale d'un cordon de soudure par FSW	54
<b><u>Figure 2.26</u></b> : Formes de noyaux a) cuvette b) ellipsoïdale	55
<b><u>Figure 2.27</u></b> : Durcissement par écrouissage	56
<b><u>Figure 2.28</u></b> : Durcissement par précipitation	57
<b><u>Figure 3.1</u></b> : Plaques brute d'aluminium 7075-T6 d'épaisseur = 4 mm.	58
<b><u>Figure 3.2</u></b> : Outil FSW	60
<b><u>Figure 3.3</u></b> : Fraiseuse verticale	61
<b><u>Figure 3.4</u></b> : Bridage	62
<b><u>Figure 3.5</u></b> : Schéma du procédé de soudage	63
<b><u>Figure 3.6</u></b> : Etapes de soudage	63
<b><u>Figure 3.7</u></b> : Plaques soudées	63
<b><u>Figure 3.8</u></b> : Micrographie d'un échantillon soudé montrant les différentes zones de soudage	64
<b><u>Figure 3.9</u></b> : Cordon de soudure FSW de notre matériau	67
<b><u>Figure 3.10</u></b> : profils thermiques obtenus lors du soudage d'un alliage 2024 en fonction de la vitesse	67
<b><u>Figure 3.11</u></b> : Cartographie de la température lors du soudage par FSW de deux toles 7075-T651.	68
<b><u>Figure 3.12</u></b> : Variation de la résistance à chaud en fonction de la température	70
<b><u>Figure 3.13</u></b> : Four à moufle Nabertherm de type LT5/12	70
<b><u>Figure 3.14</u></b> : Exemple de traitement thermique d'un échantillon	72
<b><u>Figure 3.15</u></b> : Micrographie de notre échantillon traité (mise en solution)	73
<b><u>Figure 3.16</u></b> : Microscope optique de type Carl Zeiss	74
<b><u>Figure 3.17</u></b> : Résine utilisée	74

<b><u>Figure 3.18</u></b> : Polisseuse Metasinex	75
<b><u>Figure 3.19</u></b> : Profil de dureté d'un joint d'un alliage d'aluminium	76
<b><u>Figure 3.20</u></b> : Caractéristiques de l'essai	78
<b><u>Figure 3.21</u></b> : Duromètre utilisé	78
<b><u>Figure 3.22</u></b> : Machine de traction type RH-50 (SHIMADZU)	82
<b><u>Figure 3.23</u></b> : Eprouvette de l'essai de traction normalisée	82
<b><u>Figure 3.24</u></b> : Différentes étapes de l'essai de traction d'une éprouvette	83
<b><u>Figure 3.25</u></b> : Eprouvettes de traction	83
<b><u>Figure 3.26</u></b> : Photographie au MEB de l'échantillon soudé	85
<b><u>Figure 4.1</u></b> : Outil du procédé de soudage FSW	90
<b><u>Figure 4.2</u></b> : Micrographie de l'échantillon soudé et traité	90
<b><u>Figure 4.3</u></b> : Microstructure à l'état brut (soudé et non traité) pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-100	92
<b><u>Figure 4.4</u></b> : Microstructure à l'état brut (soudé et non traité) pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-200.	92
<b><u>Figure 4.5</u></b> : Microdureté à l'état brut (soudé et non traité)	93
<b><u>Figure 4.6</u></b> : Microstructure du MB du matériau non traité pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm	94
<b><u>Figure 4.7</u></b> : Microstructure de la ZAT du matériau non traité pour une épaisseur 4 mm	94
<b><u>Figure 4.8</u></b> : Microstructure de la ZATM du matériau non traité pour une épaisseur de 4	95
<b><u>Figure 4.9</u></b> : Microstructure de la ZATM du matériau non traité pour une épaisseur de 4	95
<b><u>Figure 4.10</u></b> : Microstructure du noyau du matériau non traité pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm	95
<b><u>Figure 4.11</u></b> : Microstructure du noyau du matériau non traité pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm	96
<b><u>Figure 4.12</u></b> : Microstructure à l'état brut (soudé et non traité)	97
<b><u>Figure 4.13</u></b> : Evolution de la dureté (120°C)	98
<b><u>Figure 4.14</u></b> : Evolution de la dureté (160 C°)	98
<b><u>Figure 4.15</u></b> : Evolution de la dureté (180 C°)	99
<b><u>Figure 4.16</u></b> : Microdureté à l'état traité	101
<b><u>Figure 4.17</u></b> : Microstructure à l'état de mise en solution pour des épaisseurs respective de 3 et 4 mm X-100	101
<b><u>Figure 4.18</u></b> : Microstructure à l'état de mise en solution pour des épaisseurs respective de 3 et 4 mm X-200	102

<b><u>Figure 4.19</u></b> : Microstructure à l'état de mise en solution pour des épaisseurs respective de 3 et 4 mm X-500	102
<b><u>Figure 4.20</u></b> : Microstructure à l'état de mise en solution pour des épaisseurs respective de 3 et 4 mm X-1000	102
<b><u>Figure 4.21</u></b> : Microstructure à l'état revenu à 160 C° pendant 6 heures pour une épaisseur de 3 mm X-100	103
<b><u>Figure 4.22</u></b> : Microstructure à l'état revenu à 160 C° pendant 6 heures pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-200	103
<b><u>Figure 4.23</u></b> : Microstructure à l'état revenu à 160 C° pendant 6 heures pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-500	104
<b><u>Figure 4.24</u></b> : Microstructure à l'état revenu à 160 C° pendant 6 heures pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-1000	104
<b><u>Figure 4.25</u></b> : Résilience pour les échantillons non traités	106
<b><u>Figure 4.26</u></b> : Résilience pour les échantillons non traités	107
<b><u>Figure 4.27</u></b> : Eprouvettes ayant subies l'essai de traction pour une épaisseur de 3 mm	108
<b><u>Figure 4.28</u></b> : Eprouvettes ayant subies l'essai de traction pour une épaisseur de 4 mm	109
<b><u>Figure 4.29</u></b> : Essai de traction sur une éprouvette de 3 mm	109
<b><u>Figure 4.30</u></b> : Essai de traction sur une éprouvette de 4 mm	110
<b><u>Figure 4.31</u></b> : Photographie au MEB de la zone de rupture de l'échantillon avec apparition de fissures	112
<b><u>Figure 4.32</u></b> : Photographie au MEB de la ZAT de l'échantillon avec apparition de fissure	112
<b><u>Figure 4.33</u></b> : Photographie au MEB de la ZATM de l'échantillon avec apparition de fissures	113
<b><u>Figure 4.34</u></b> : Facies de rupture de la ZATM d'un échantillon (revenu (T = 160°) pour un temps de maintien de 6 heures)	114
<b><u>Figure 4.35</u></b> : Facies de rupture de la ZAT d'un échantillon (revenu (T = 160°) pour un temps de maintien de 6 heures)	115
<b><u>Figure 4.36</u></b> : Variation de la contrainte interne sur une distance traversant plusieurs grains	116
<b><u>Figure 4.37</u></b> : Démonstration de la loi de Bragg	118
<b><u>Figure 4.38</u></b> : Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon soudé et traité (épaisseur = 3 mm)	122
<b><u>Figure 4.39</u></b> : Diagramme de référence pour l'alliage d'aluminium 7075 T6 selon le fichier ASTM	122
<b><u>Figure 4.40</u></b> : Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon ayant subi l'essai de résilience (T°= 15° et épaisseur = 3 mm)	123

<b><u>Figure 4.41</u></b> : Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon ayant subit l'essai de résilience ( $T^{\circ} = 30^{\circ}$ et épaisseur = 3 mm)	123
<b><u>Figure 4.42</u></b> : Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon ayant subit l'essai de résilience ( $T^{\circ} = 45^{\circ}$ et épaisseur = 3 mm)	124
<b><u>Figure 4.43</u></b> : Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon ayant subit l'essai de résilience ( $T^{\circ} = 60^{\circ}$ et épaisseur = 3 mm)	124

## Liste des tableaux

<b><u>Tableau 1.1</u></b> : Désignation des alliages d'aluminium	18
<b><u>Tableau 1.2</u></b> : Propriétés mécaniques typiques de quelques métaux	21
<b><u>Tableau 3.1</u></b> : Composition chimique (%en poids) de notre matériau	59
<b><u>Tableau 3.2</u></b> : caractéristique mécaniques et physiques de l'alliage 7075	59
<b><u>Tableau 3.3</u></b> : Alliages d'aluminium durcissables par précipitation après une seconde phase	69
<b><u>Tableau 3.4</u></b> : Application des traitements thermiques	72
<b><u>Tableau 3.5</u></b> : Normalisation des éprouvettes a) normalisée      b) fabriquée	80
<b><u>Tableau 4.1</u></b> : Résultats de la dureté Vickers de l'échantillon à l'état brut (soudé et non traité)	92
<b><u>Tableau 4.2</u></b> : Microdureté du matériau à l'état brut (soudé et non traité)	93
<b><u>Tableau 4.4</u></b> : Microdureté du matériau à l'état traité	100
<b><u>Tableau 4.5</u></b> : Résilience pour les échantillons non traités	106
<b><u>Tableau 4.6</u></b> : Résilience pour les échantillons traités	107
<b><u>Tableau 4.7</u></b> : Essai de traction pour une épaisseur de 3 mm	109
<b><u>Tableau 4.8</u></b> : Essai de traction pour une épaisseur de 4 mm	110

## Introduction Générale

Dans le cadre de notre étude, nous allons analyser les alliages d'aluminium 7075 T6. Ces alliages, qui contiennent Zn, Mg et Cu comme principaux éléments d'addition, 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. Leurs utilisations dans le domaine de l'industrie aéronautique sont de plus en plus fréquentes, car actuellement, les constructeurs apprécient ces alliages pour leur légèreté, leurs qualités mécaniques et leur caractère écologique. La haute qualité de surface, une fois décapée ou anodisée, leur donne un atout supplémentaire. Leur étude est souvent effectuée de façon séquentielle, en effectuant une étude approfondie des transformations de phase, et l'étude du comportement mécanique dans un état donné T6.

Cependant, la gamme de transformation des alliages 7000 est une succession de transformations de phases et de déformations plastiques, qui peuvent, soit se produire successivement (détensionnement puis revenu), soit conjointement (laminage à chaud). Ainsi, il apparaît que pour obtenir le meilleur compromis entre les différentes propriétés d'usage d'un alliage (propriétés mécaniques, d'endommagement, de tenue à la corrosion, ...), il est nécessaire de connaître l'évolution de ces propriétés d'une manière intégrée tout au long du processus d'élaboration. Leurs 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  $\alpha$  et  $\beta$ , 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 principe du FSW consiste à apporter une énergie d'origine mécanique par l'action d'un outil à l'interface entre les pièces à souder. La liaison se crée de proche en proche à l'état solide. L'intérêt est d'éviter certains problèmes métallurgiques rencontrés en soudage « classique » par fusion, lors du soudage des aluminiums par exemple, comme la fissuration à chaud ou la formation de soufflures.

L'avenir de ce procédé paraît particulièrement prometteur pour des applications spécifiques à tous secteurs industriels (transport, aéronautique, spatial, automobile, militaire...). Il est d'ailleurs déjà utilisé de manière industrielle pour certaines applications aux Etats-Unis, au Japon et dans les pays scandinaves.

Afin d'encourager l'utilisation de ce procédé dans l'industrie, il est nécessaire de mettre en place une méthodologie pour qualifier les moyens de production, appliquée au soudage FSW.

Par conséquent, le but de notre étude est de bien comprendre la genèse des différentes microstructures caractérisées et le comportement mécanique du cordon de soudure.

Notre travail se divise en quatre chapitres :

Dans le chapitre I, une recherche bibliographique introduira les notions nécessaires sur les alliages d'aluminium en général et sur les alliages d'aluminium 7075 T6 en particulier.

Le chapitre II sera consacré au procédé de soudage en général, le procédé de soudage FSW en particulier et le soudage des alliages d'aluminium 7075 T6 par ce dernier procédé.

Dans le chapitre III, nous exposerons la partie expérimentale de notre travail. Elle concernera l'application du soudage par le procédé FSW de notre matériau, et de l'application des traitements thermiques. Selon le domaine d'application de notre matériau, les traitements peuvent améliorer ou détériorer les propriétés mécaniques de ce matériau. L'expérience consiste 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 tels que : la dureté, la ductilité, la limite d'élasticité. Dans notre cas, trois (03) différentes étapes de traitement de durcissement structural seront procédées ; la mise en solution, la trempe et le revenu. Pour caractériser la microstructure, on utilisera plusieurs techniques différentes d'investigations, et pour évaluer la qualité de la soudure, on procédera aux essais de traction et de résilience.

Le chapitre IV sera consacré à 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 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 de soudage FSW 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.

Au cours du soudage par le procédé FSW, il a été constaté que la structure de solidification en zone de fusion se produit à partir de la structure du métal des zones environnantes. Celle-ci se développe selon la direction du gradient maximum de température et correspond à l'avancée de la structure globale de solidification qui permet la dissipation de la chaleur latente de solidification vers le métal solide avoisinant.

Lors du soudage, le paramètre le plus important à contrôler est la vitesse de soudage du fait qu'elle est directement liée à la profondeur de pénétration, à la largeur du cordon de soudure et à la qualité du joint soudé.

# 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 et le magnésium.

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

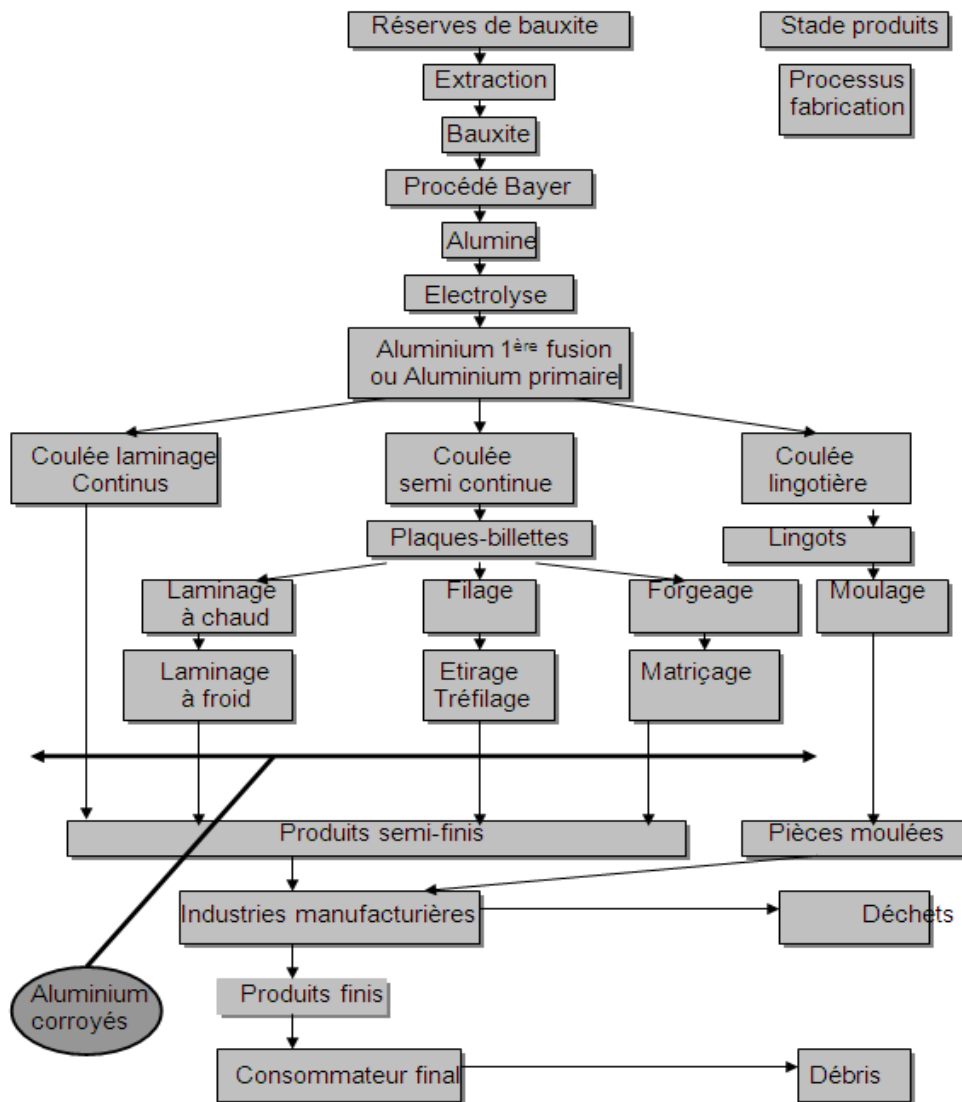
Les alliages d'aluminium peuvent être répartis dans sept différentes séries:

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<sup>ème</sup> 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,  $\lambda$ , est égale à  $222\text{ W/m.K}$ .

### 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,  $\rho$ , est de l'ordre de  $2,8 \cdot 10^{-8}\ \Omega.m$  et son coefficient de température égal à  $4,30 \cdot 10^{-3}\ ^\circ\text{C}^{-1}$ . 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. [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
<b>Aluminium</b>	<b>35</b>	<b>90</b>	<b>40</b>
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,...

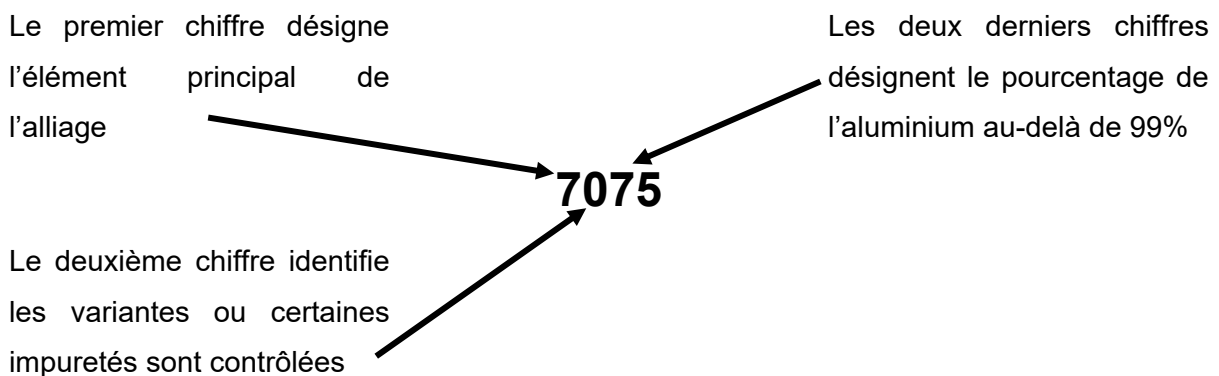
Les sept séries définies peuvent être réparties dans deux catégories :

- **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 :

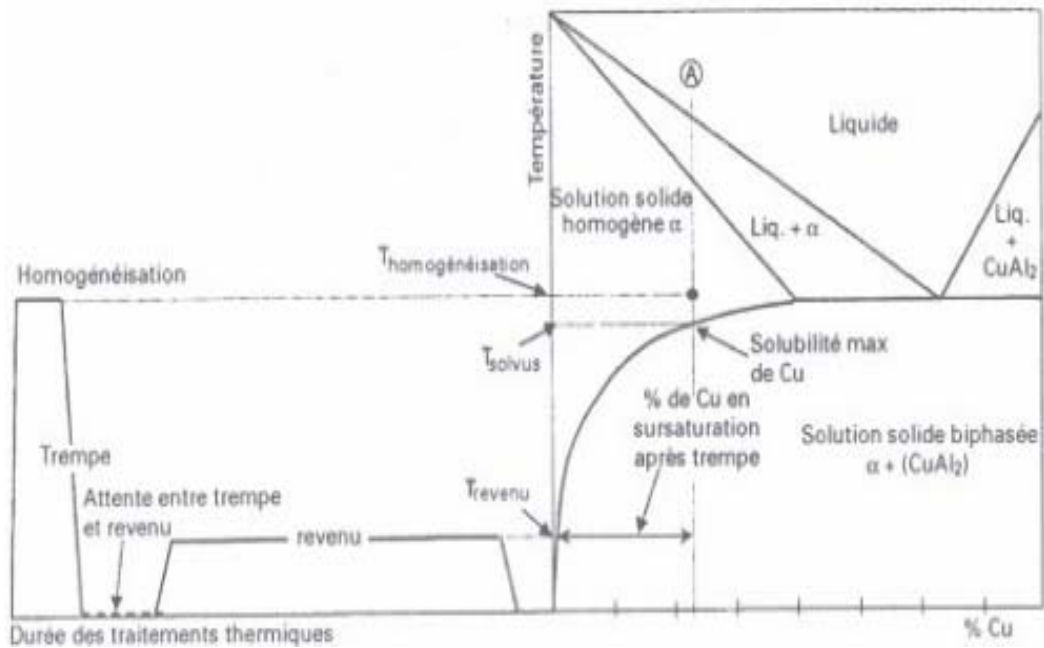
Les alliages de chaque série sont désignés par 4 chiffres. Voir la figure 1.2, dont le premier désigne l'élément d'alliage principal (exemple 2xxx, le 2 désignant un alliage aluminium - cuivre). Les deux derniers chiffres sont désignés arbitrairement afin d'identifier un alliage spécifique, sauf pour 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.

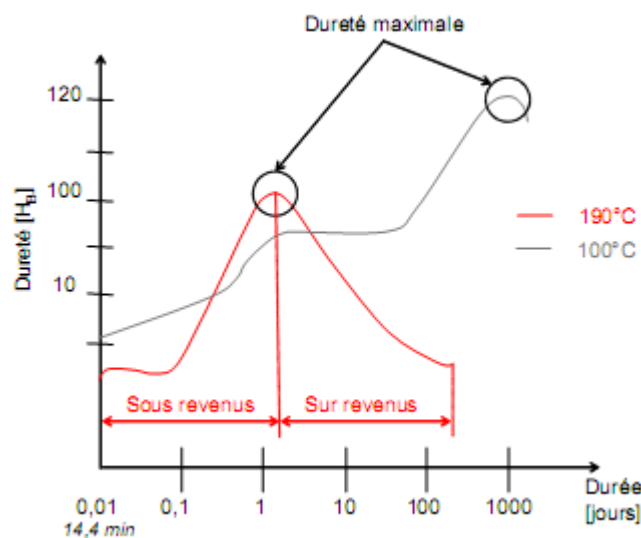
**Phase 2 :** Suit à cette phase, un refroidissement brutal de l'alliage est réalisé (une trempe) pour empêcher la précipitation des éléments d'alliages. On obtient une forte sursaturation des éléments d'alliage à température ambiante. Cette phase s'appelle la trempe.

**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 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 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].



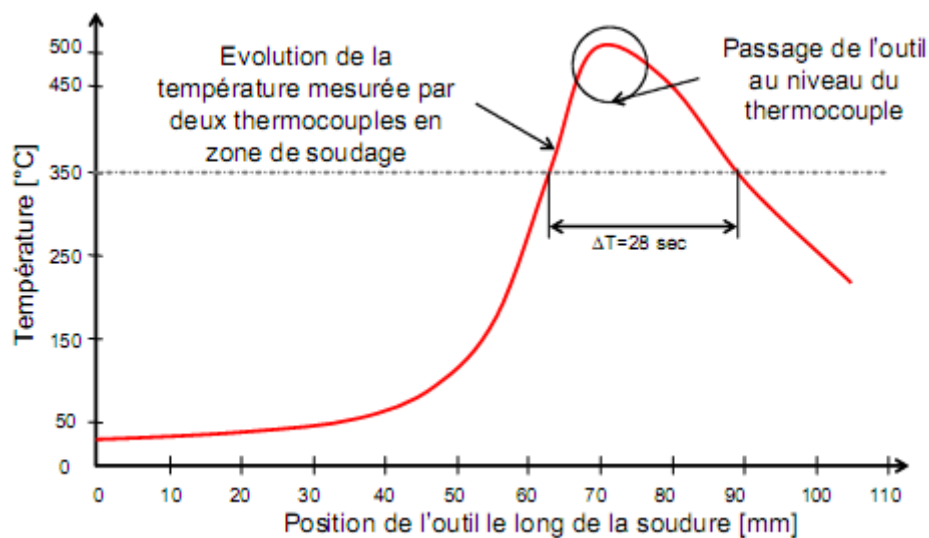
**Figure 1.4 :** Evolution de la dureté au cours des revenus après trempe pour un alliage [1.8]

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.

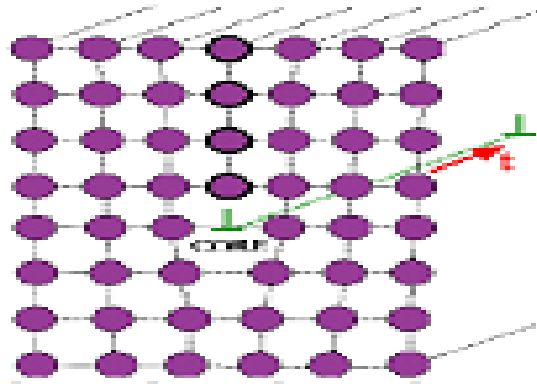


**Figure 1.5 :** Cycle de température lors du soudage par FSW d'alliage de la série 6000 [1.10]

### 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  $\theta$ , 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]

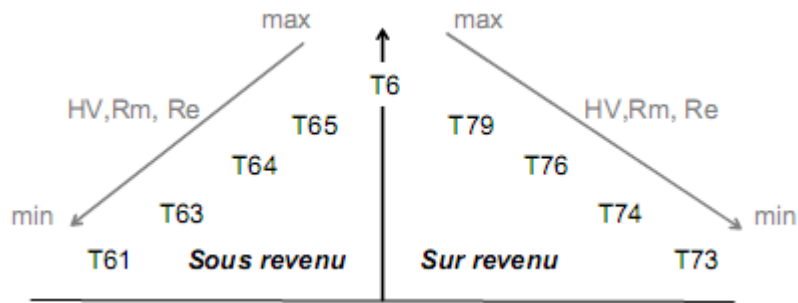
- Symbole F : brut de fabrication
- Symbole O : état recuit (état de résistance mécanique le plus faible)
- Symbole H : état écroui (déformation plastique à froid)
  - H1 : état brut d'écrouissage
  - H2 : état écroui et partiellement restauré

Un chiffre (de 1 à 9) suit la lettre H pour caractériser 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.

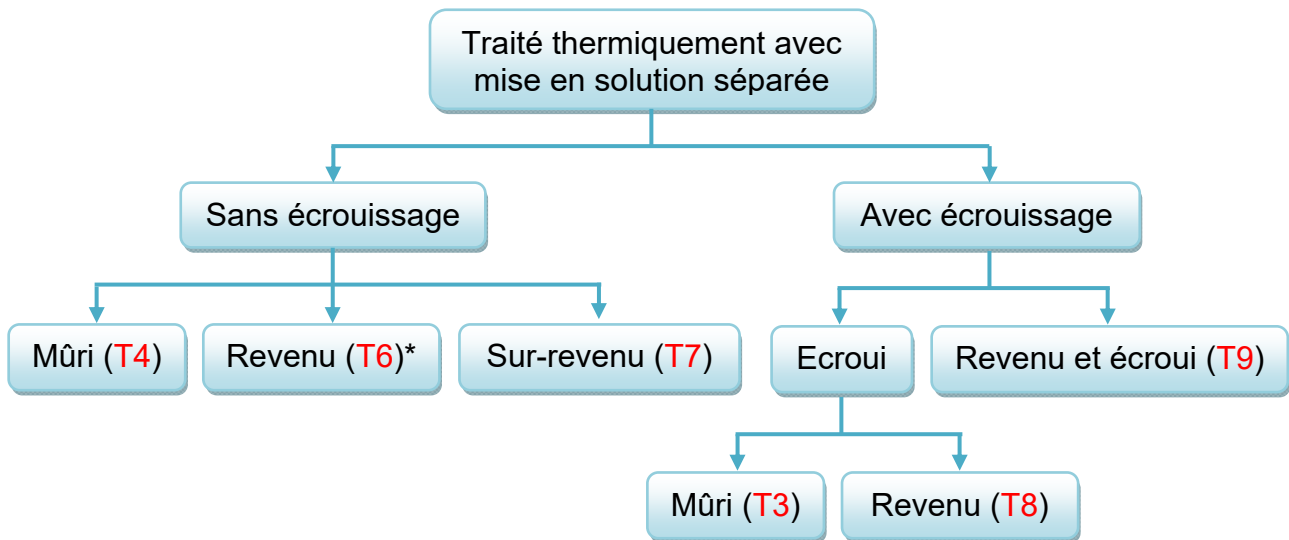


**Figure 1.7:** Les différents états de durcissement par précipitation [1.8]

### 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.



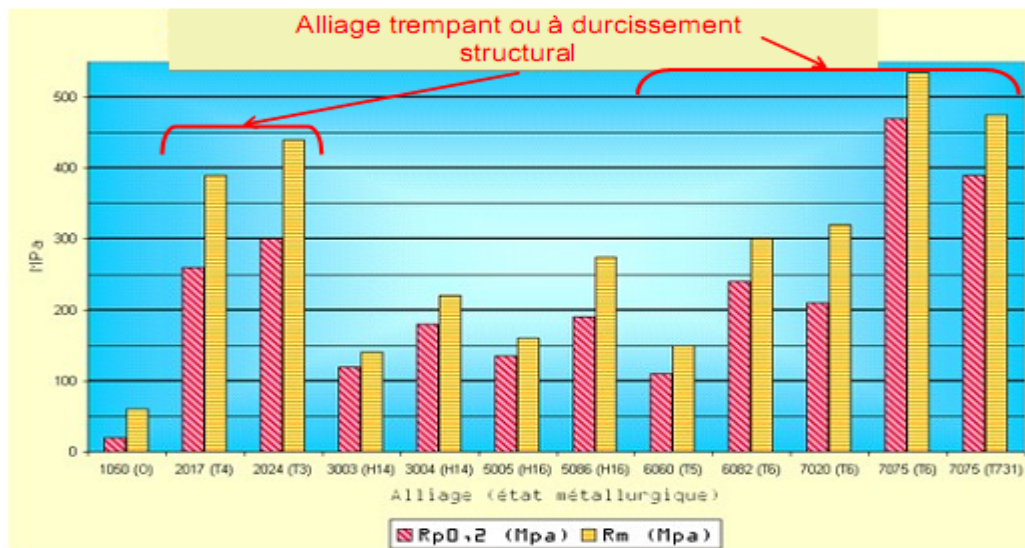
**Figure 1.8 :** Subdivisions de l'état T  
(Traité thermiquement avec mise en solution séparée)

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.

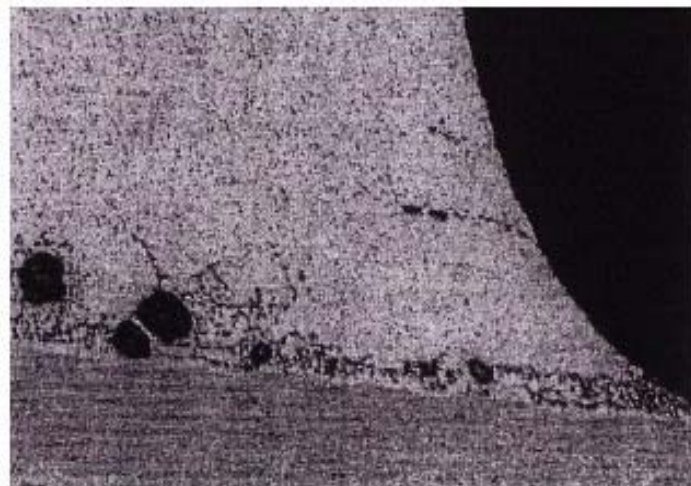
### 1.9. Soudabilité des alliages d'aluminium :

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.

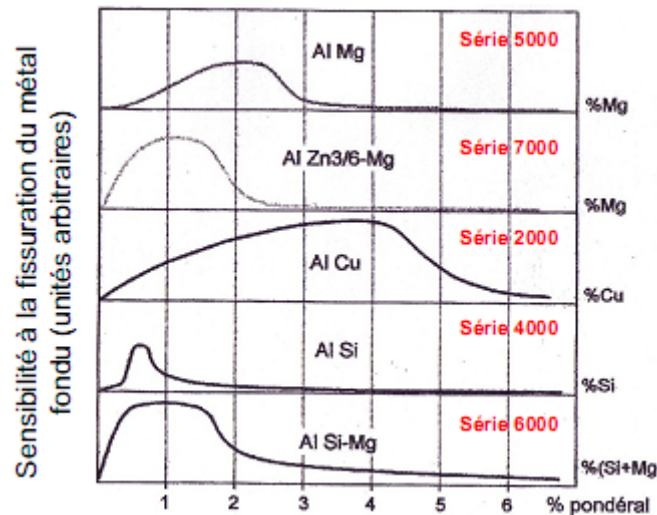
### 1.9.2. La fissuration à chaud :

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

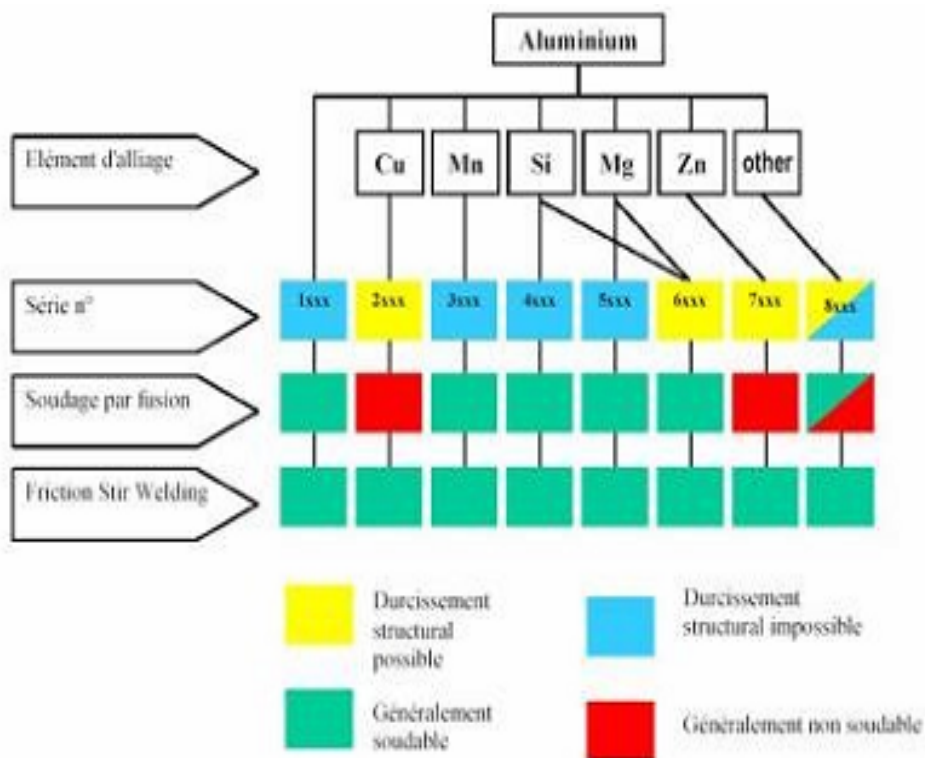
Lors de la solidification, on assiste à la concentration des éléments d'alliage dans certaines zones du cristal. Ce phénomène est appelé la ségrégation.

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.

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 :

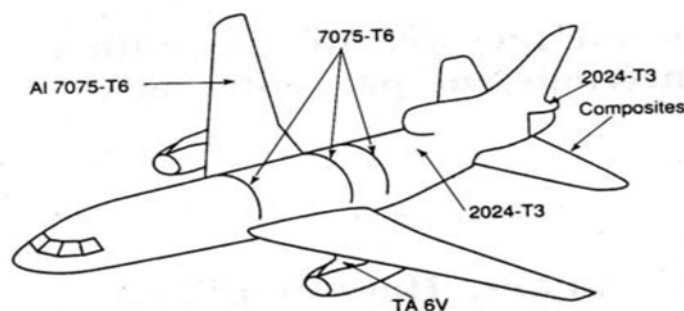
Ce sont eux qui ont les meilleures résistances mécaniques (à l'état T6). Le sur-revenu fait baisser les caractéristiques mécaniques d'environ 20 %. L'alliage le plus connu de ce groupe est le 7075 utilisé en : aéronautique, armements et sport.

#### 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'a 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.



## Chapitre 2

### Le procédé de soudage

#### 2.1. Introduction :

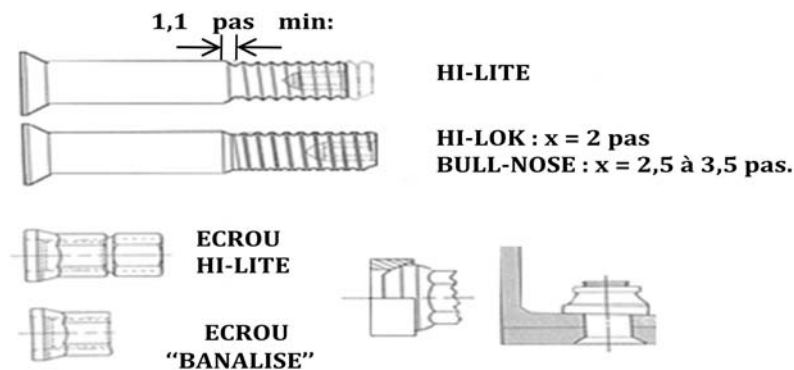
En fabrication mécanique et dans le domaine des assemblages aéronautiques, les fixations doivent remplir cinq fonctions principales [2.1] :

- Transmettre des sollicitations mécaniques,
- Maintenir l'intégrité de l'assemblage vis-à-vis de la corrosion,
- Transmettre des courants de métallisation de foudre,
- Assurer l'étanchéité en zone de réservoir,
- Rendre la maintenance aussi aisée que possible.

Le rivetage et le boulonnage représentent les principaux systèmes d'assemblages :

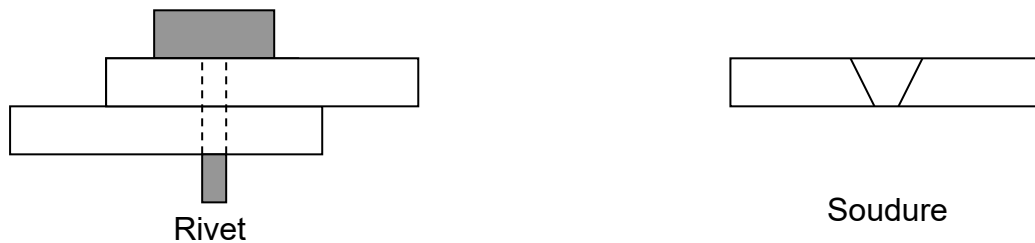
- Les rivets permettent la fixation de pièces minces (jonctions de fuselage ou fixations de raidisseurs) et sont réservés aux endroits où les efforts en cisaillement sont peu élevés,
- Les boulons constituent la plus grande partie des fixations des structures des avions.

Plusieurs types de boulons sont utilisés en fonction des propriétés désirées. Des exemples de ce type d'assemblage sont représentés dans la figure 2.1 :




**Figure 2.1:** Système vis/écrou utilisé pour les fixations des structures d'avions dont les contraintes sont en cisaillement

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 2.2), donc de consommation de carburant, il diminue le coût d'exploitation.



Avec:

 = Masse supplémentaire

**Figure 2.2:** Schéma simplifié du gain de masse Rivet et Soudure

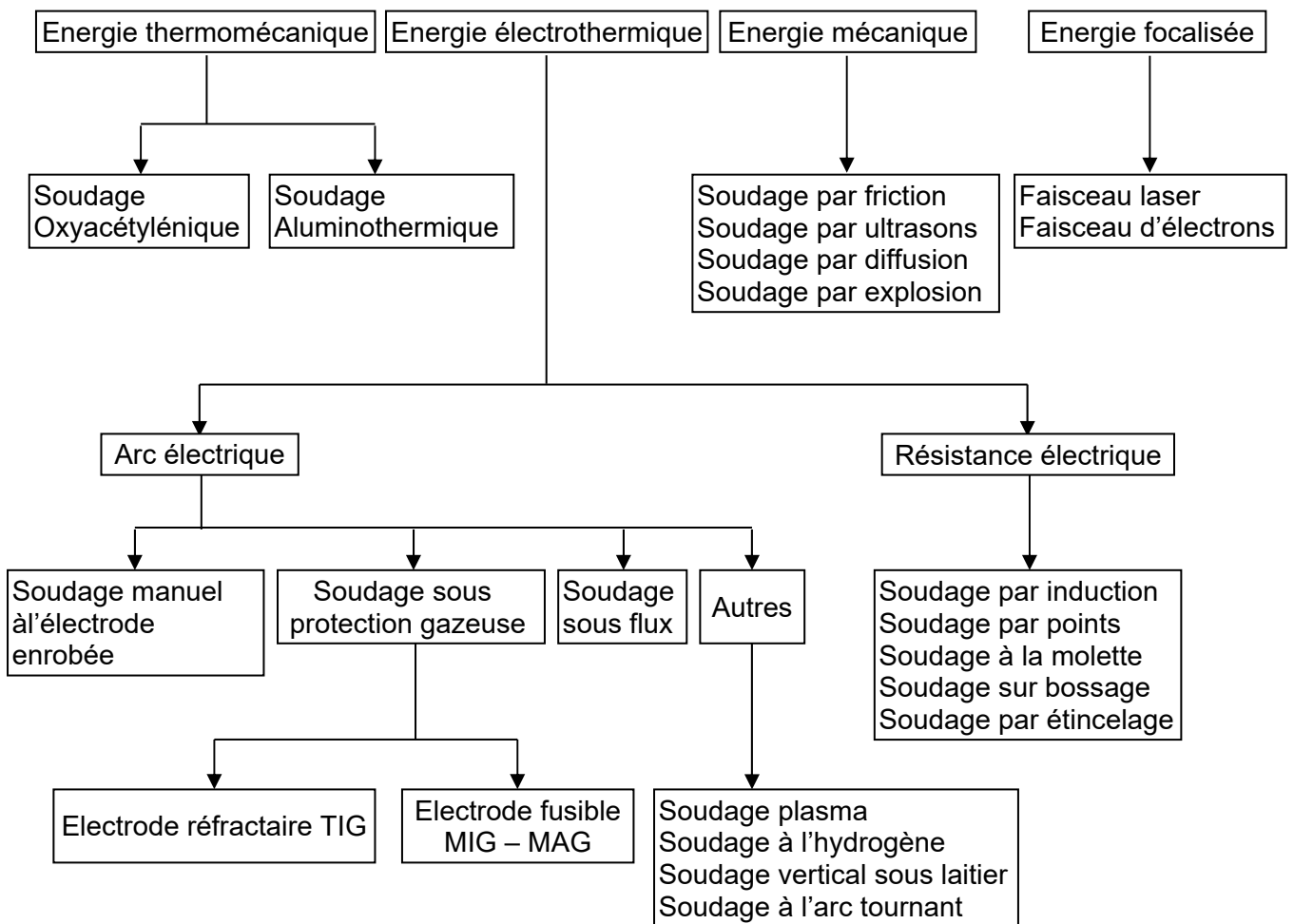
Actuellement, ce procédé de soudage occupe une place prépondérante dans la construction des avions, fusées,... La solution des problèmes rencontrés lors d'une opération de soudage relève de la fonction du soudeur ou du constructeur-soudeur dont les démarches doivent inclure, outre l'opération de soudage, les énigmes à résoudre en amont et en aval de celle-ci, et constituées par :

- La conception des assemblages soudés: découpage de l'assemblage et disposition des joints,
- La préparation des pièces avant soudage: géométrie des bords, état de surface,
- La mesure de la qualité des soudures et de la tenue de l'assemblage en service.

Cette démarche s'appuie sur les caractéristiques du procédé de soudage le plus adapté qui induit la forme de la soudure et le résultat obtenu.

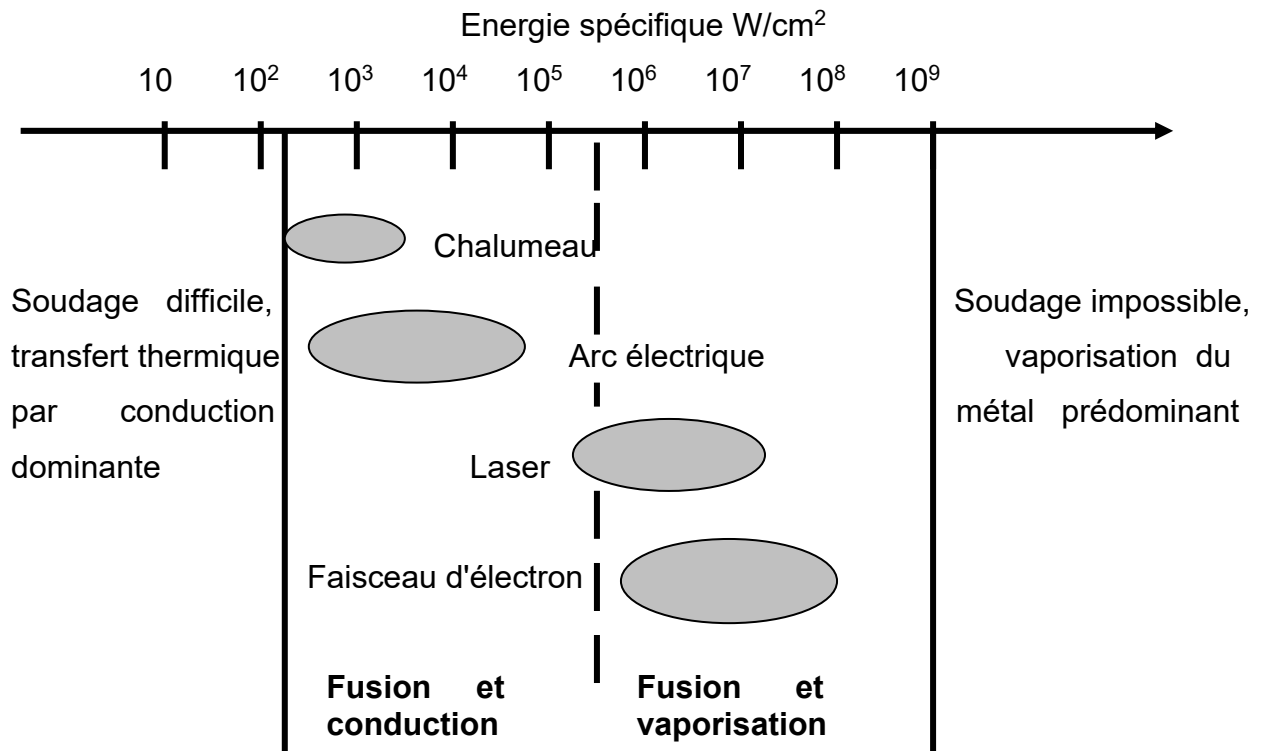
Les procédés de soudage sont nombreux et le plus souvent dépendant les uns des autres.

La grande variété de ces procédés de soudage existants peut être classée en fonction de la nature des énergies mise en œuvre. [2.4].



**Figure 2.3 :** 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 2.4 :** Sources thermiques et densités d'énergie

## 2.2. Généralités :

Les pièces mécaniques (appareils, machines,...) sont réalisées par différents procédés : moulage, **assemblage**, formage (laminage, forgeage, estampage, ...) ou usinage (coupe des métaux). L'usinage se fait avec ou sans enlèvement de matière. L'usinage ou coupe des métaux est une opération de mise en forme d'une pièce par enlèvement de matière. Il consiste aussi à utiliser certains procédés qui ont chacun un champ d'application bien déterminé.

## 2.3. Description du procédé de soudage :

### 2.3.1. Définition :

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. Dans le cas de l'utilisation d'un métal d'apport, ce composé doit avoir des propriétés au moins égales à celle des matériaux à assembler et une température de fusion du même ordre de grandeur que ces matériaux.

Le soudage est également une opération de micro-métallurgie consistant à exécuter un cordon fondu liant les bords de deux pièces; on le dit homogène quand ces deux pièces, ainsi que l'état du métal d'apport du joint, ont une composition chimique identique ou voisine, et hétérogène dans les autres cas. Il constitue un moyen privilégié d'assemblage pour toute construction faisant intervenir des matériaux métalliques. Son but est d'assurer la continuité de la matière à assembler. Dans le cas des métaux, cette continuité est réalisée à l'échelle de l'édifice atomique.

Les assemblages soudés se distinguent des assemblages boulonnés, rivetés, agrafés,... par la continuité qu'ils assurent et l'absence de possibilité de jeu. [2.3]. Ils sont probablement les plus utilisés, autant en grande série (carrosserie...) qu'en pièce unitaire (cuve de centrale) et nécessitent un apport de chaleur.

Les avantages de ces assemblages sont :

- Une excellente rigidité de liaison obtenue par des joints peu encombrants et économiques,
- Une étanchéité parfaite et permanente.

Les assemblages soudés sont généralement obtenus par action d'un chauffage local intense dont les conséquences sont doubles :

1. **Conséquences métallurgiques** (liées à la nature du matériau à assembler et au mode de soudage adopté) : L'opération de soudage entraîne par son apport énergétique et parfois par l'apport de métal, des modifications métallurgiques au niveau du joint soudé. Celles-ci vont affecter les microstructures de la zone fondue et des zones affectées thermiquement.

Aussi, le joint soudé est soumis à diverses problématiques résultant de ces modifications :

- Fragilisation par l'hydrogène : phénomène de fissuration à froid,
- Apparition de fissuration à chaud (liquation) en cours de solidification : retassures, fissuration intergranulaire,
- Tenue à la corrosion différente du métal de base : essentiellement due aux phénomènes de ségrégation.

## **2. Conséquences géométriques et mécaniques.**

Les modifications métallurgiques ont un impact sur la tenue mécanique du joint soudé.

Les défauts géométriques des cordons de soudure jouent un grand rôle dans la tenue à la fatigue des assemblages soudés.

### 2.3.2. 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.
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.

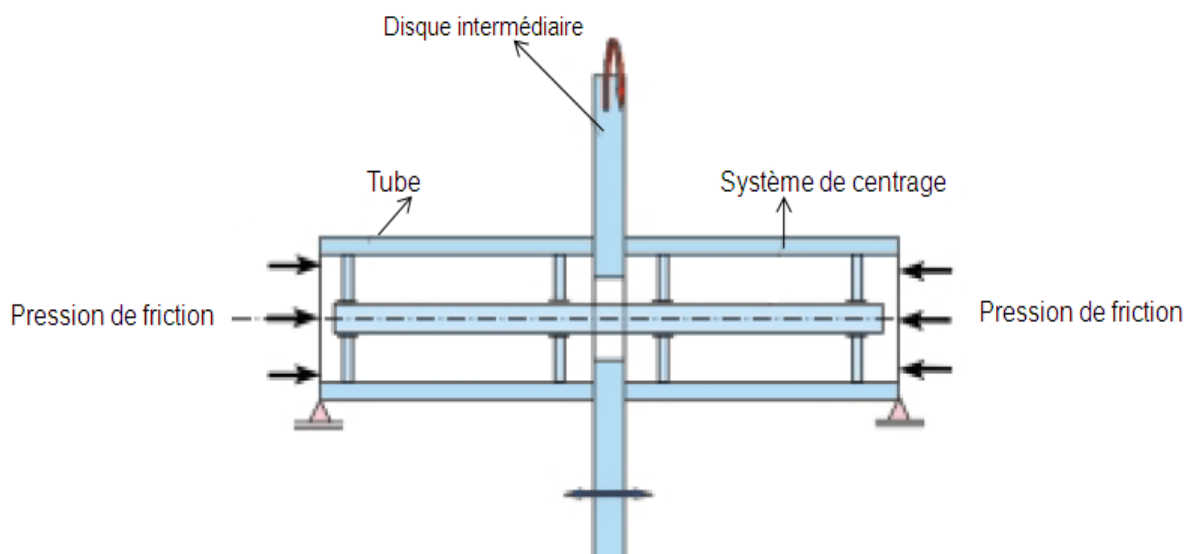
Les procédés de soudage en phase solide sauf le soudage par diffusion nécessitent donc toujours une déformation très importante, ce qui limite ces procédés aux métaux ductiles et aux géométries simples. [2.5].

### 2.3.3. Le soudage par friction:

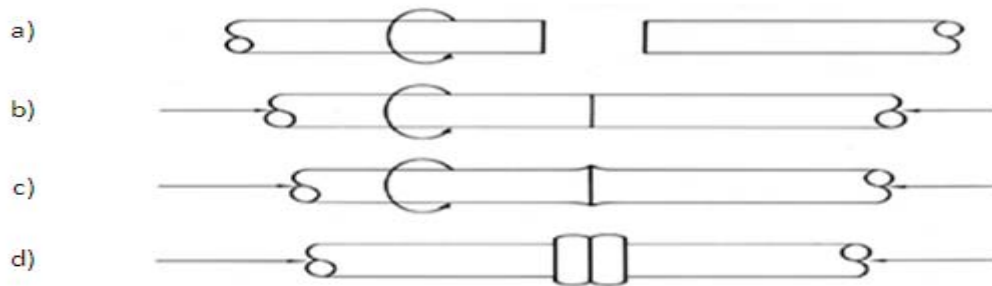
Le soudage par friction utilise la déformation relative des deux pièces à souder pour produire des interfaces non-contaminées. En même temps, l'énergie dissipée par frottement chauffe les interfaces pour faciliter leurs cisaillements. Pour des géométries cylindriques, le mouvement est en général fait 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 2.5 :** Schéma de principe d'une variante du procédé de soudage par friction



**Figure 2.6 :** 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. [2.6]. 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.



#### 2.3.4. 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. [2.7].

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,



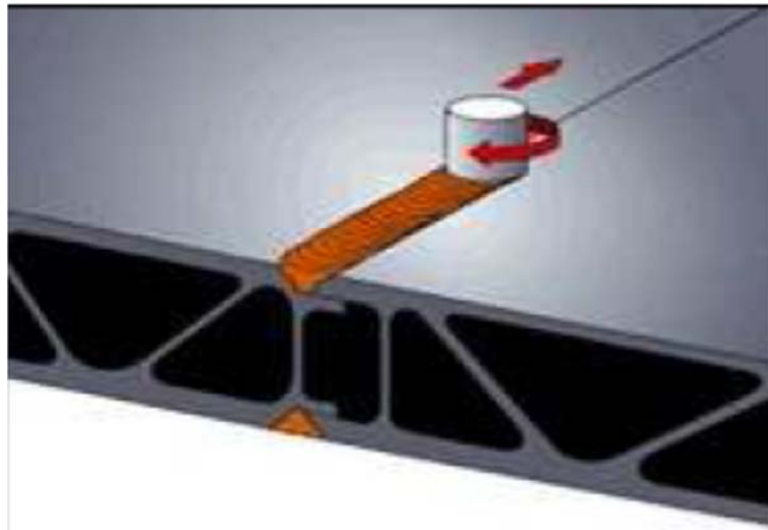
**Figure 2.7 :** Assemblage de l'avion Eclipse avec le procédé de FSW. [2.8].

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



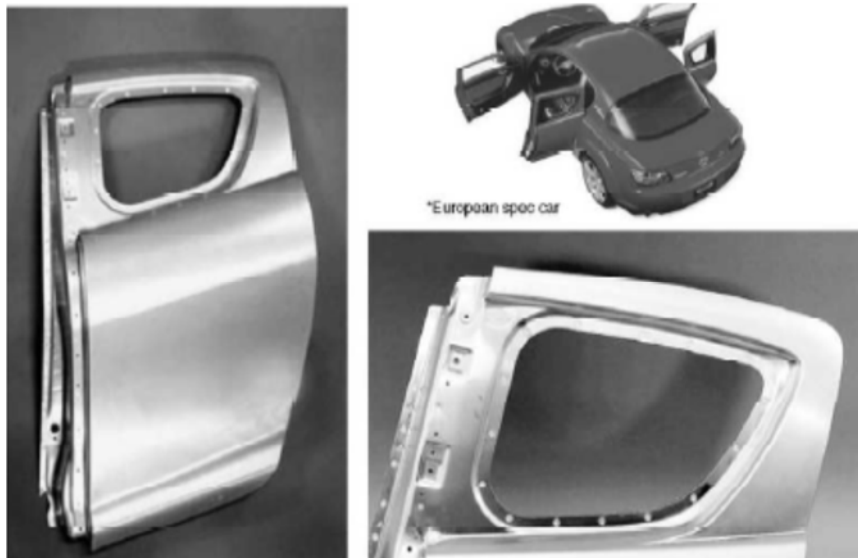
**Figure 2.8 :** Bateau en aluminium construit en utilisant le procédé FSW. [2.9].

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



**Figure 2.9** : Technique de soudage des carrosseries des trains Hitachi

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



**Figure 2.10** : 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. [2.10]. [2.11].
- 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 2.11:** 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.



Outil

**Figure 2.12 :** 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.

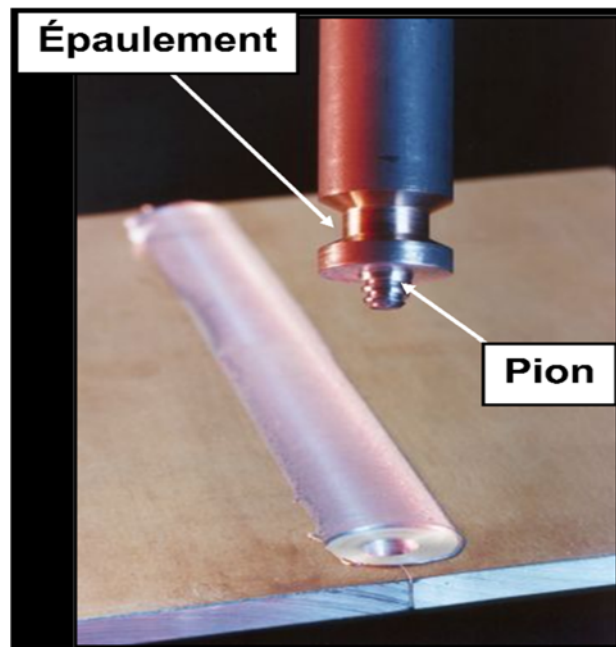
Les matériaux utilisés pour les outils sont principalement des aciers résistant à haute température et ayant un bon comportement à l'usure.

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 2.13 :** Principales composantes de l'outil de soudage

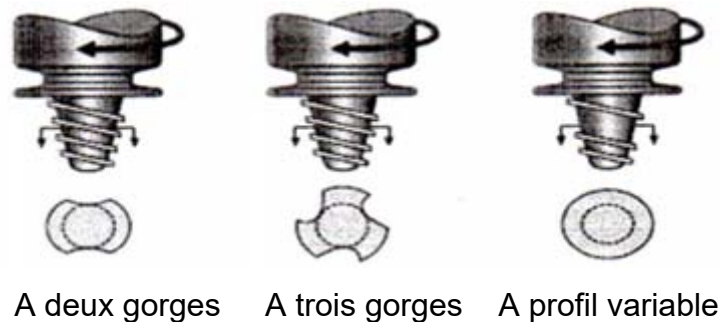


**Figure 2.14 :** Type d'épaulement a) Rainures complètes; b) Rainures partielles . [2.12].

### . 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.



**Figure 2.15 :** 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'épaule 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:

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

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.

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

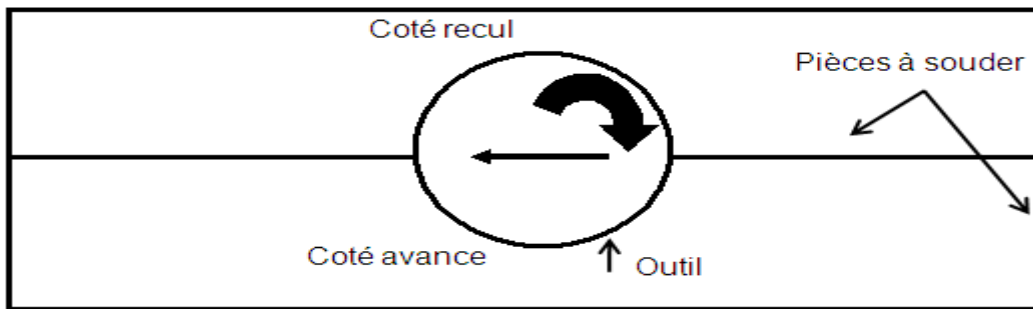
Contrairement au procédé de soudage par friction classique, les pièces à assembler n'ont pas de mouvement relatif l'une par rapport à l'autre. Ceci lui offre un plus large choix de configurations de joints soudables.

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.



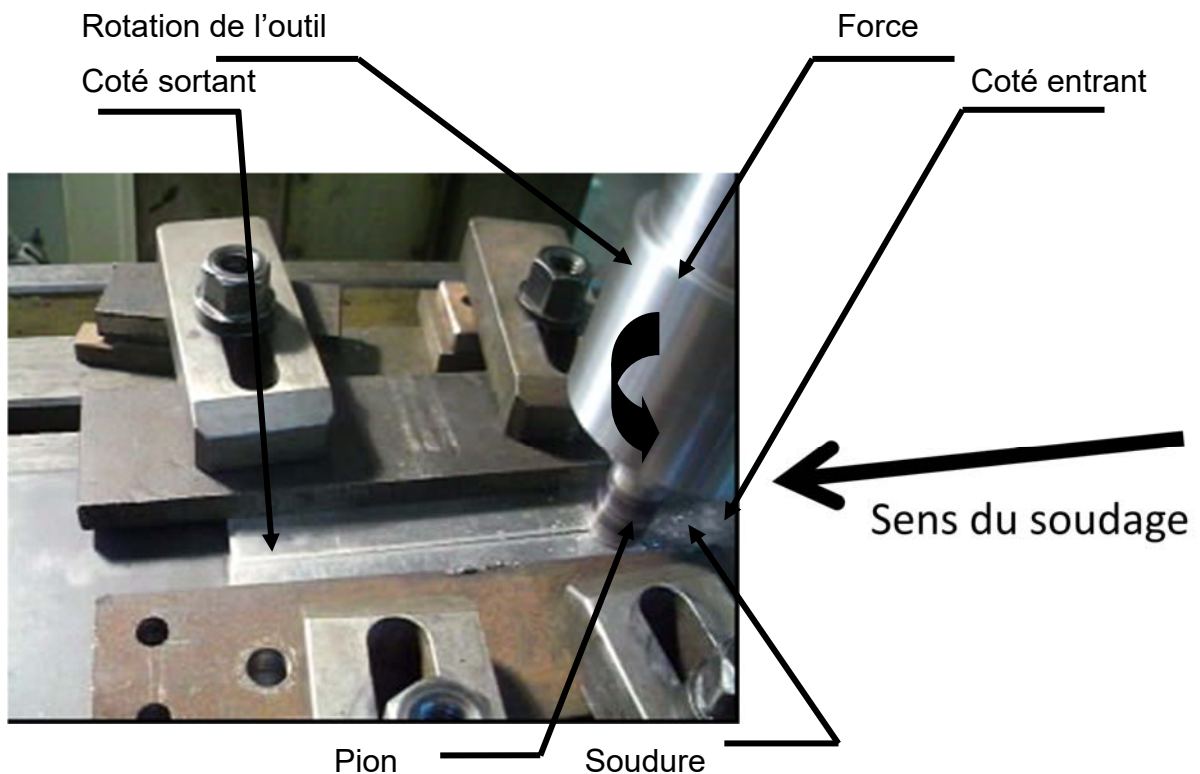
Ses caractéristiques offrent à ce procédé de réels potentiels de développements industriels, surtout pour les métaux malléables à chauds et à bas point de fusion tels que l'aluminium ou le cuivre.

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' a 1000mm/min).



**Figure 2.16:** Schématisation du cote avance et recul lors du soudage FSW

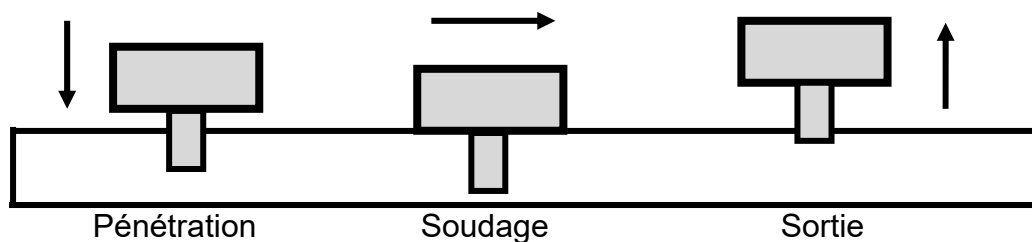
Ce procédé est de réaliser une soudure de proche en proche en malaxant localement la matière des deux pièces à assembler. La liaison métallurgique est obtenue à chaud, mais en dessous de la température de fusion des matériaux.



**Figure 2.17 :** 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 2.18 :** Etapes du procédé de FSW

- **1<sup>ère</sup> 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



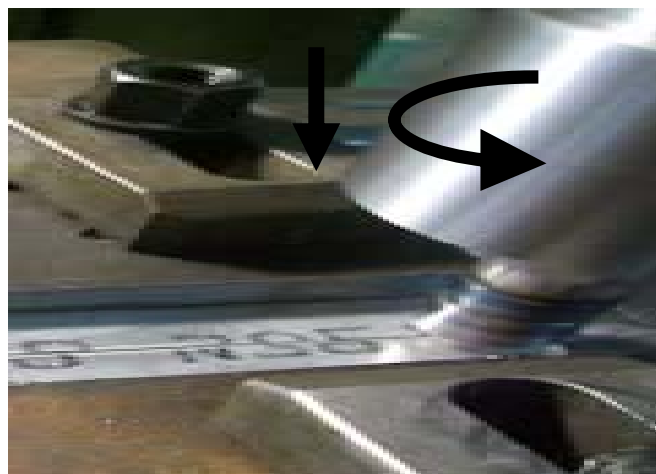
**Figure 2.19** : Phase de Pénétration de l'outil

- **2<sup>ème</sup> 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.

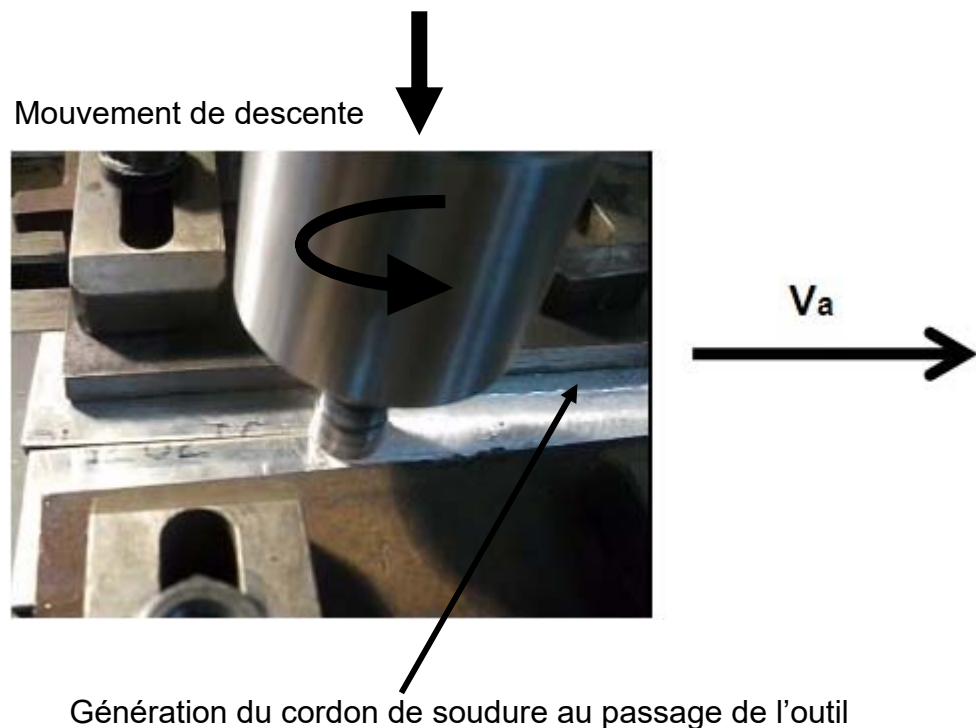


**Figure 2.20** : Phase de Préchauffage

- **3<sup>ème</sup> 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.

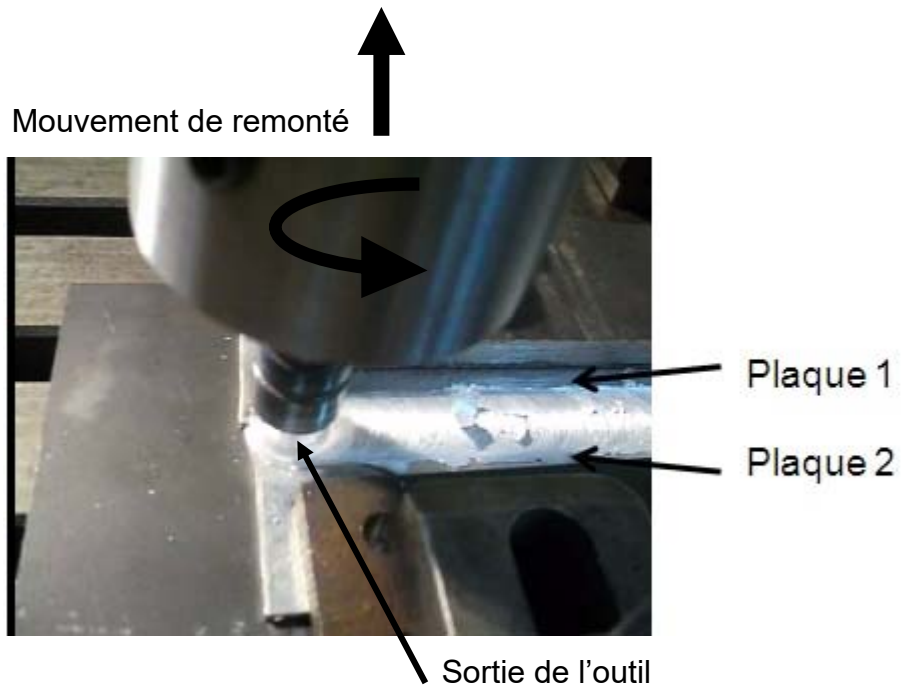


**Figure 2. 21 :** Phase de soudage

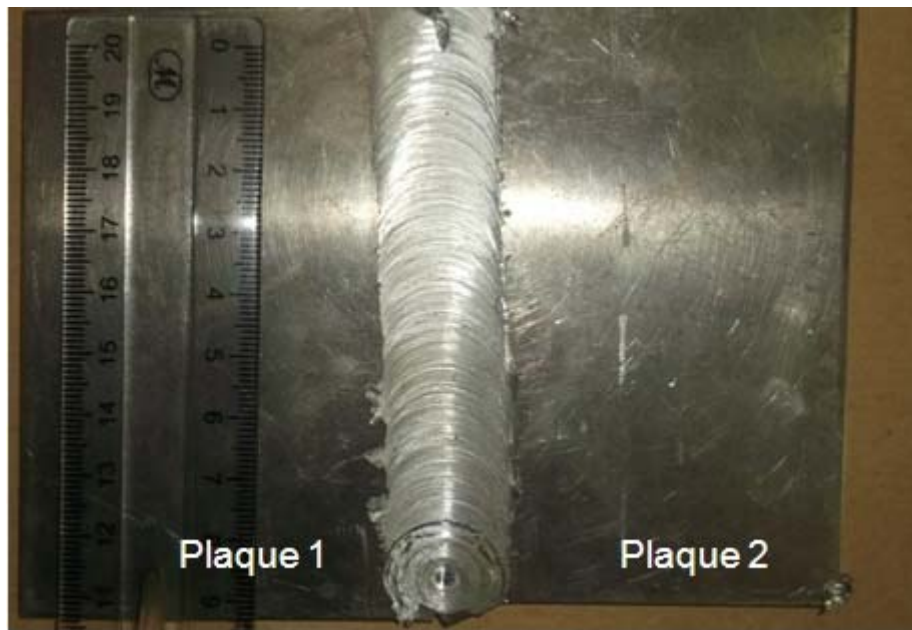
- **4<sup>ème</sup> étape : Rétraction de l'outil**

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.



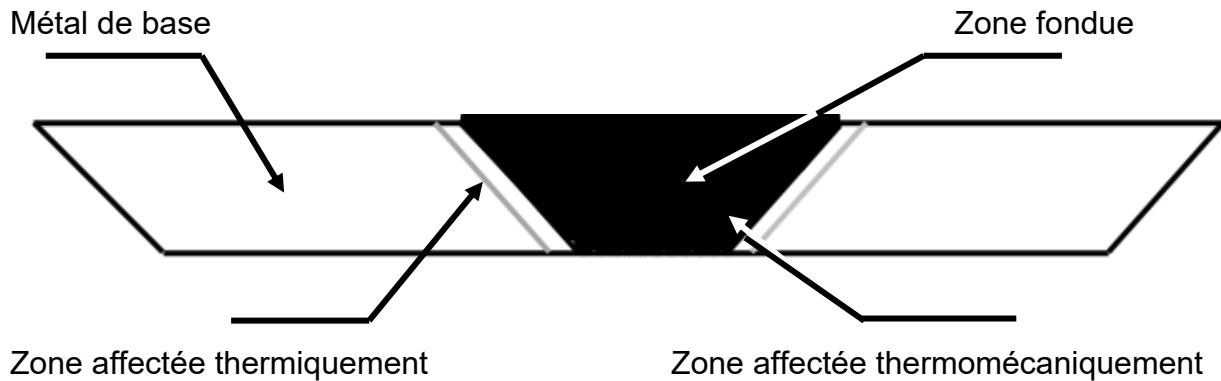
**Figure 2.22 :** Phase de retrait de l'outil



**Figure 2.23 :** Cordon de soudure FSW d'un alliage d'aluminium 7075 T6

#### 2.4. 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 2.24:** Zones principales d'un cordon de soudure par FSW



**Figure 2.25:** 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) :**

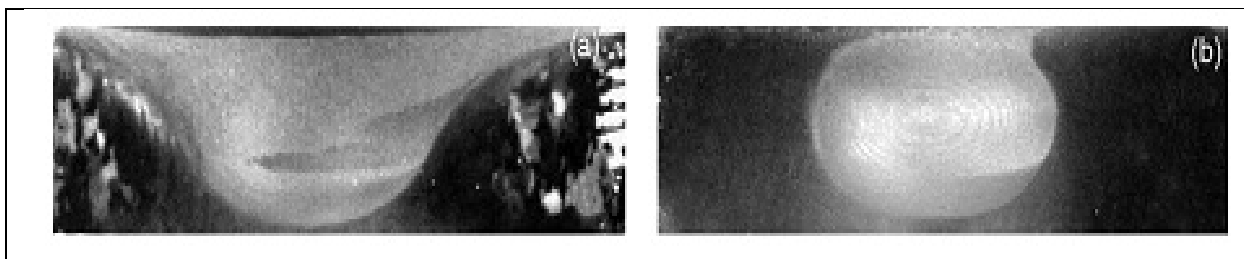
Dans cette zone plus proche du centre de la soudure, le métal a subi un cycle thermique, dont la température maximum dépasserait 250 °C, modifiant ainsi la microstructure ou les propriétés mécaniques. Cependant aucune déformation notable (observable à l'échelle de la microscopie optique notamment) n'a 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 2.26:** 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.

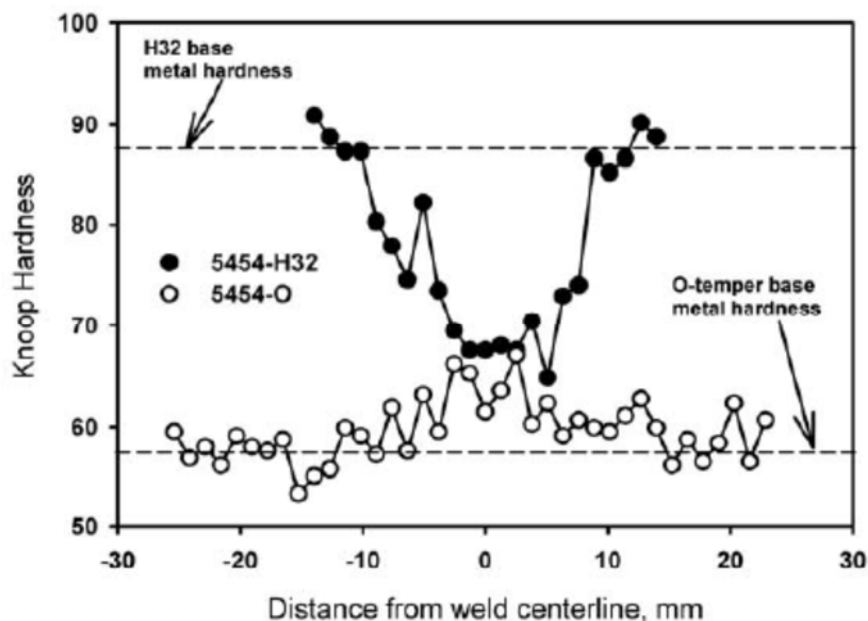
## E/ Dureté en travers du joint :

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.

### 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.



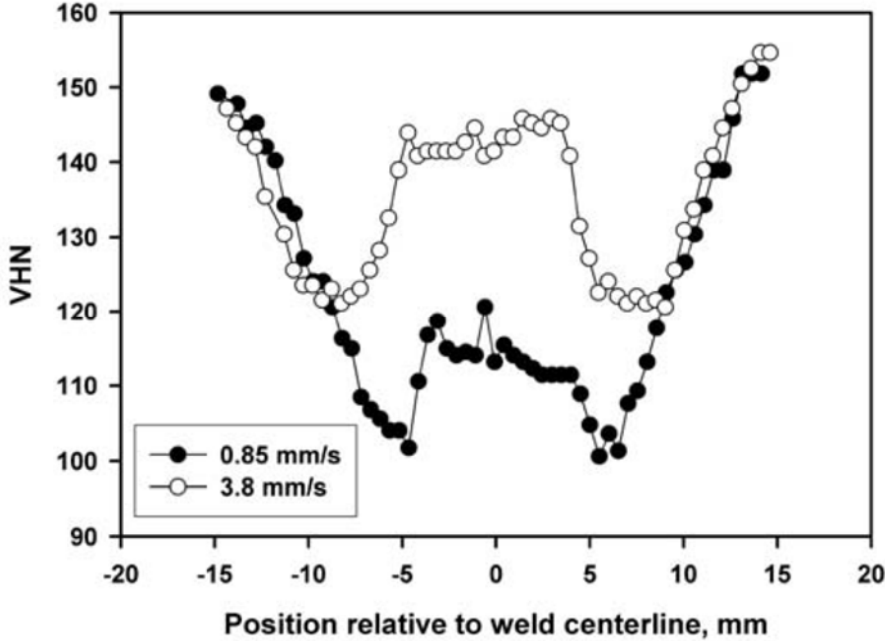
**Figure 2.27 :** Durcissement par écrouissage

### E.2/ Durcissement par précipitation :

Les soudures par FSW de matériaux à durcissement structural présentent un profil caractérisé en « W » comme le montre la figure 2.28. 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 2.28 :** Durcissement par précipitation

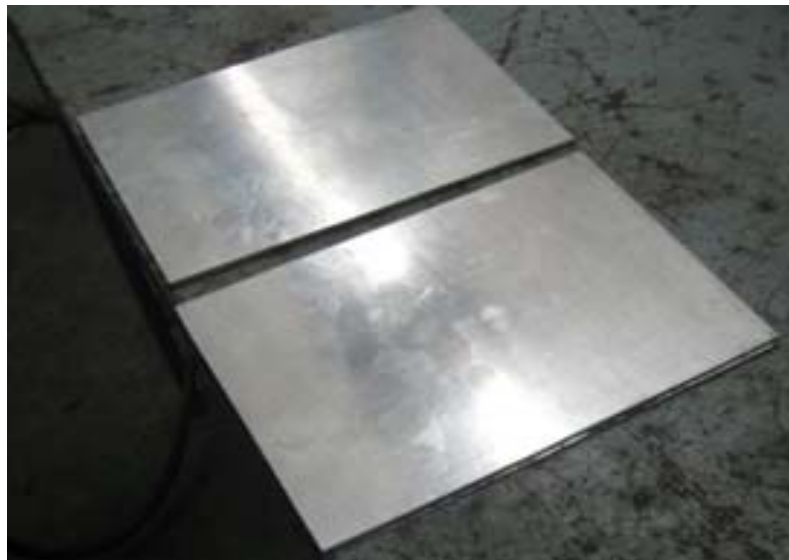
## Chapitre 3

### 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 AL.Zn.Mg 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 d'une épaisseur de 4 mm.



**Figure 3.1 :** Plaques brute d'aluminium 7075-T6 d'épaisseur = 4 mm.

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 <sup>3</sup> )	2,80
Intervalle de fusion	475-630
Coefficient de dilatation linéique (0 à 100 °C) (°C <sup>-1</sup> ,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 :

Comme mentionné précédemment, le soudage par friction malaxage (FSW) reprend le principe du soudage par friction en rotation mais il utilise un outillage spécifique.

Ce procédé de soudage permet 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.

En pratique, la notion de passe est importante. Le résultat d'une passe est un cordon de soudure.

La figure suivante 3.2 représente l'outil FSW ainsi que ses différentes composantes.



**Figure 3.2 :** Outil FSW

Avec :

- 1 = Porte-outil
- 2 = Ressort
- 3 = Arbre
- 4 = Clavette
- 5 = Epaulement
- 6 = Pion

L'outil FSW a été conçu et réalisé au niveau de l'atelier d'usinage de notre département de mécanique

Les soudures ont été faites dans le même atelier.

La figure 3.3 représente la machine-outil utilisée pour le soudage.



**Figure 3.3 :** Fraiseuse verticale

### 3.3.1. Préparation des tôles à souder :

Avant d'arriver à l'étape finale de la réalisation de la soudure, et dans le but d'obtenir un bon état de soudure, les plaques de l'alliage d'aluminium à souder doivent être préparées d'une manière très soignée. Plusieurs étapes doivent être respectées car l'alliage d'aluminium 7075 T6 est difficile 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.

Ainsi, et avant de procéder à l'opération de soudage, on doit respecter les étapes suivantes :

- Nettoyer les tôles à souder avec de l'alcool,
- Polir à l'aide d'un papier abrasif fin les bords pour éliminer la présence des huiles et des oxydes.

La prochaine étape est constituée de :

- 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,



**Figure 3.4** : Bridage

Sachant qu'il existe deux types de soudures :

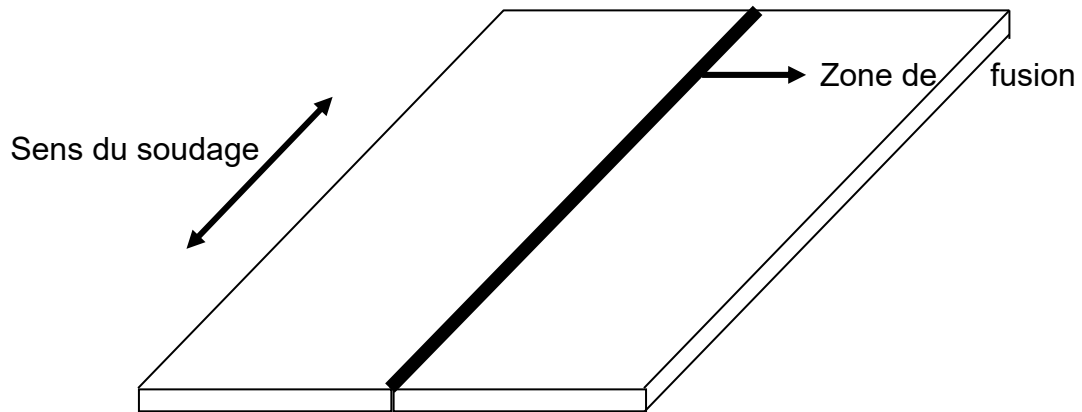
- Soudures froides dont le rapport de la vitesse de rotation sur la vitesse d'avance est inférieur à 1,
- Soudures chaudes pour le cas où ce rapport est supérieur à 1.

L'opération du soudage par friction malaxage (FSW) s'est déroulée au niveau de l'atelier d'usinage de notre département.

Pour notre cas, le rapport étant supérieur à 1, on a opté pour les soudures chaudes.

Les paramètres utilisés sont :

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



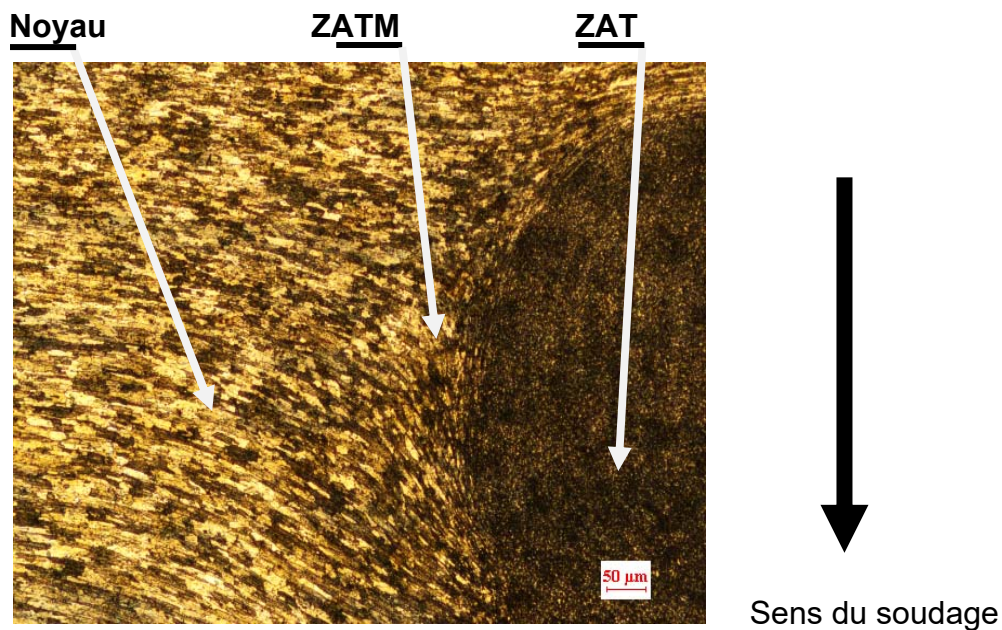
**Figure 3.5 :** Schéma du procédé de soudage



**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 :

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. De nombreux défauts peuvent donc affecter la qualité d'une soudure.

Ces défauts sont classés d'après la norme NF EN 26520, en 6 groupes :

- Fissures,
- Cavités,
- Inclusions,
- Manque de fusion et de pénétration,
- Défauts de forme,
- 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.

Le choix d'une méthode de contrôle dépend du type des défauts probables et nocifs, de la procédure d'exploitation et des critères d'acceptation adaptés aux produits à contrôler car chaque soudure doit résister aux différentes sollicitations auxquelles elle sera



soumise. Cette soudure doit être parfaite et ne doit en aucun cas présenter des défauts pouvant altérer la structure dont elle fait partie. 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].

#### 3.2.3. A. Contrôle avant le soudage :

Dans le but de prévenir les défauts, on vérifie :

- Le matériel de soudage,
- La préparation des pièces à souder,
- La qualité du métal,
- Le mode opératoire de soudage,
- La qualification des soudeurs et opérateurs de soudage.

#### 3.2.3. B. Contrôle pendant le soudage :

Il 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,
- Les déformations.

#### 3.2.3. C. Contrôle après le soudage :

Pour mettre en évidence des défauts éventuels du soudage, on doit utiliser une ou deux des méthodes suivantes :

- Le contrôle destructif,
- Le contrôle non destructif.

**Le contrôle destructif :** Il s'agit d'essais mécaniques ou métallographiques conduisant à la destruction de la construction.

**Le contrôle non destructif :** Il s'agit d'une méthode qui permet d'obtenir sans destruction, ni altération de la construction, des informations sur les défauts ou anomalies présents dans une construction soudée. Ce type de contrôle comprend le contrôle visuel, par ressuage, magnétique, par radiographie et par ultrasons.

#### 3.2.4. 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).

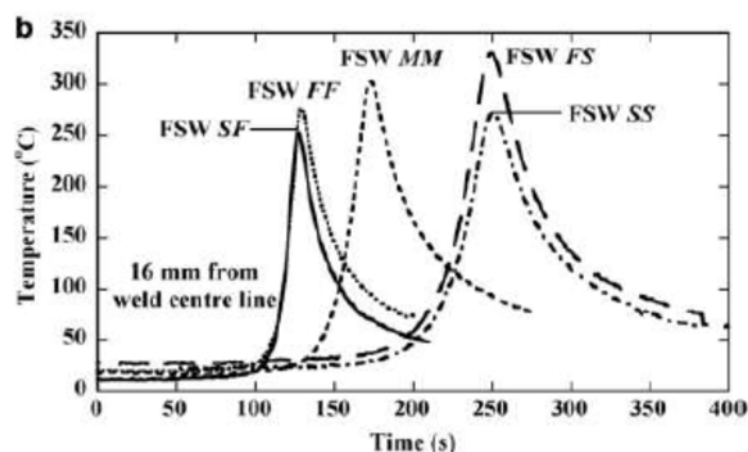
D'autre part, il est possible de réaliser des liaisons hétérogènes dans diverses configurations (comme par exemple : aluminium/cuivre, aluminium/acier (réalisé à titre expérimental)). Sans métal d'apport, le joint formé est constitué uniquement des métaux de base des pièces assemblées.



**Figure 3.9 :** Cordon de soudure FSW de notre matériau

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 3.10 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,

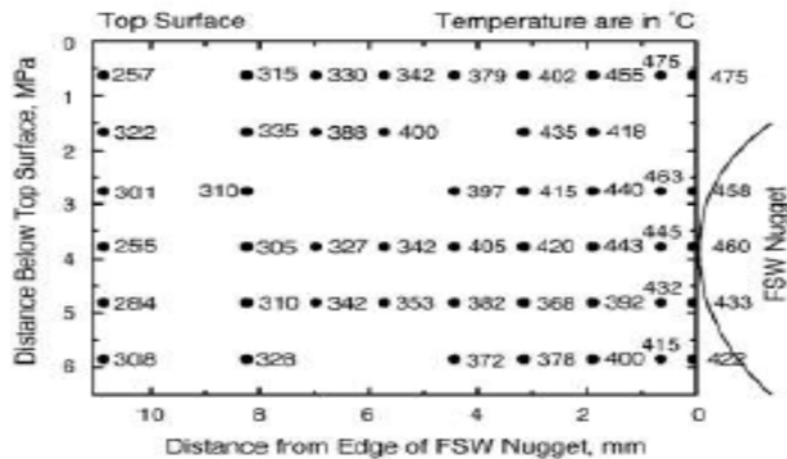
MM = Medium Medium,

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 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]

### 3.3. 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. [3.5]

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 :

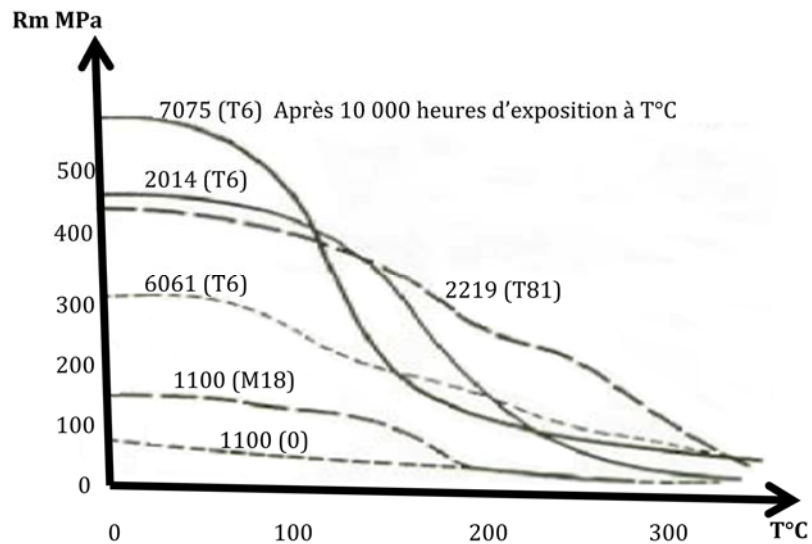
- La mise en solution,
- La trempe,
- Le revenu.

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 <sub>2</sub> CuMg
	Al-Mg <sub>2</sub> Si	Al – 1.0Mg – 0.6Si – 0.25Cu – 0.2Cr	β' Mg <sub>2</sub> Si
	Al-Zn	Al – 5.6Zn – 2.5Mg – 1.6Cu – 0.2Mn – 0.3C (Al 7075)	η' Mg <sub>3</sub> Zn <sub>3</sub> Al <sub>2</sub>
	Al-Li	Al – 2.5Li – 1.0Cu	Al <sub>3</sub> 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.



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

Concernant les traitements thermiques, 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 3.13 suivante représente le four utilisé lors de notre expérience.



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

### 3.3.1. 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.

### 3.3.2. Trempe :

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

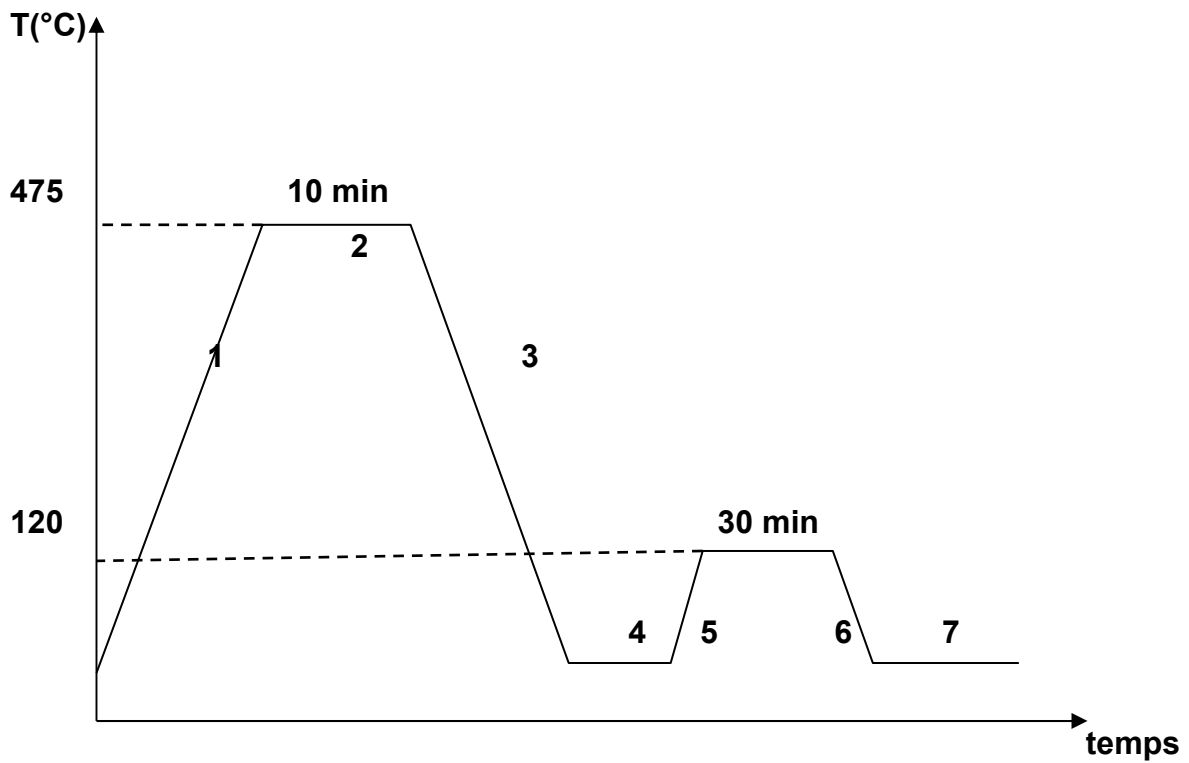
### 3.3.3. Revenu :

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 3.14 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

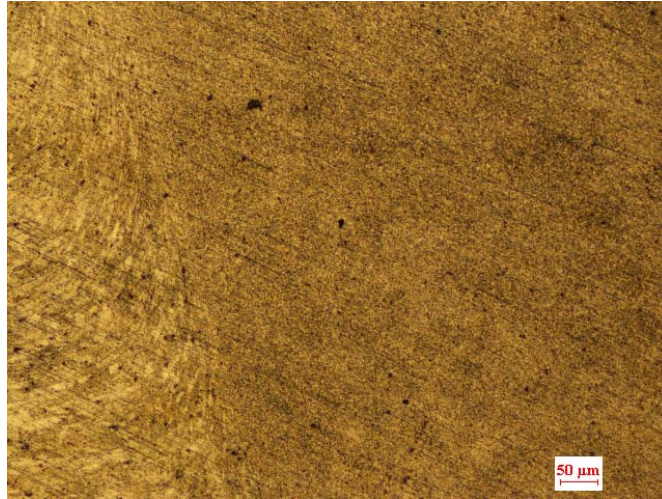
Avec :

- 1 = mise en solution
- 2, 4 et 6 = temps de maintien
- 3 et 7 = trempe à l'eau
- 5 = revenu

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

**Tableau 3.4 :** Application des traitements thermiques





**Figure 3.15 :** Micrographie de notre échantillon traité (mise en solution)

#### 3.4. 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 3.16 suivante représente le microscope utilisé au niveau du Centre de Recherche Scientifique et Technique en Soudage et Contrôle de Cheraga (Alger).



**Figure 3.16** : Microscope optique de type Carl Zeiss

### **3.4.1. Enrobage :**

Les échantillons des matériaux aluminium variés peuvent être enrobés à froid ou à chaud. Lors du choix d'une résine d'enrobage, il est important de s'assurer que la dureté de la résine est identique ou légèrement supérieure à celle du composant le plus dur dans la surface de l'échantillon.

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.



**Figure 3.17** : Résine utilisée

### 3.4.2. 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/cm<sup>2</sup>). 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 3.18.



**Figure 3.18 :** Polisseuse Metasinex

### 3.4.3. 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 (HNO<sub>3</sub>),
- 3 ml d'acide chlorhydrique (HCl),
- 190 ml d'eau distillée (H<sub>2</sub>O).

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

### 3. 5. Méthodes d'essais mécaniques :

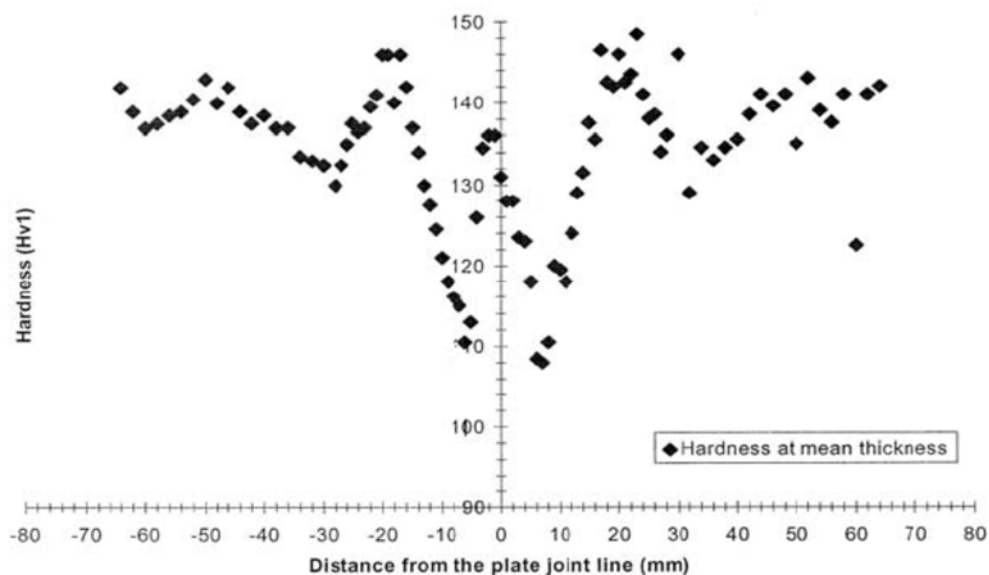
Les essais mécaniques des soudures dérivent des techniques conventionnelles. Initialement établis pour des produits homogènes, ils sont mis en œuvre sur des produits hétérogènes présentant des discontinuités de forme, des hétérogénéités (zone fondue, zone affectée thermiquement,...) et d'éventuels défauts internes.

Le but de ces essais est de contribuer à l'évaluation de la qualité d'un assemblage, de caractériser l'interaction entre un matériau et un procédé de soudage, et de fournir des données quantitatives sur le comportement des assemblages soudés.

#### 3. 5.1. 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 3.19. 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 [3.7]

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.

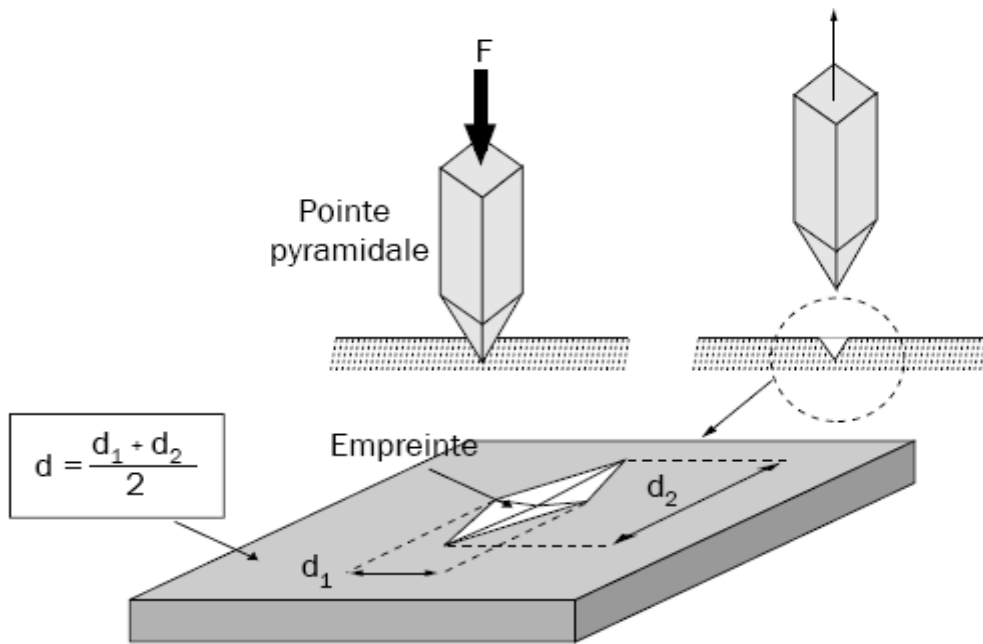
La dureté  $H$  s'exprime par le rapport de la force ( $F$ ) sur la surface de l'empreinte ( $S$ ) :

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

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  $136^\circ$ , sous une charge  $F$ , et à mesurer la diagonale  $d$  de l'empreinte laissée sur la surface après enlèvement de la charge.

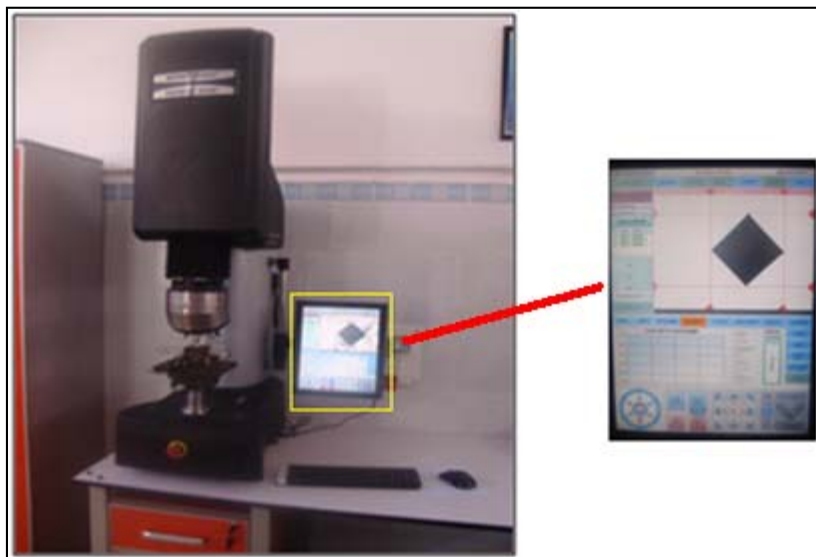
La figure 3.20 résume les caractéristiques de l'essai de traction :



**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 3.21 suivante représente le duromètre utilisé.



**Figure 3.21** : Duromètre utilisé

### 3. 5.2. 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 :

Ces éprouvettes sont représentées ci-dessous.

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°.

### 3.5.3. Essai de traction :

Parmi tous les essais mécaniques, l'essai de traction est certainement le plus important. Il sert à déterminer les principales caractéristiques mécaniques suivantes : le module d'élasticité, le coefficient de Poisson, la limite d'élasticité, la résistance à la rupture, l'allongement après rupture et le coefficient de striction. Son principe consiste à exercer sur une éprouvette normalisée deux forces égales et opposées qui vont entraîner sa déformation progressive puis sa rupture. Son exécution est facile et les résultats obtenus serviront à dimensionner toutes sortes des pièces allant d'un pignon microscopique jusqu'à la structure métallique d'une grande pièce.

L'objectif de cet essai est :

- de faire connaître le fonctionnement d'une machine de traction et des capteurs qui y sont appliqués,
- de mesurer des courbes de traction sur des matériaux comme les alliages d'aluminium,
- d'interpréter les résultats obtenus: déterminer la limite élastique, l'allongement à rupture, etc...,
- d'estimer la précision de mesure.

L'essai de traction est pratiqué sur des barres de section constante, ou sur des éprouvettes cylindriques ou prismatiques, prolongées de part et d'autre par des têtes d'attache de forme appropriée pour la fixation.

Cet essai s'est déroulé au niveau de la base logistique de Beni Mered (Blida)

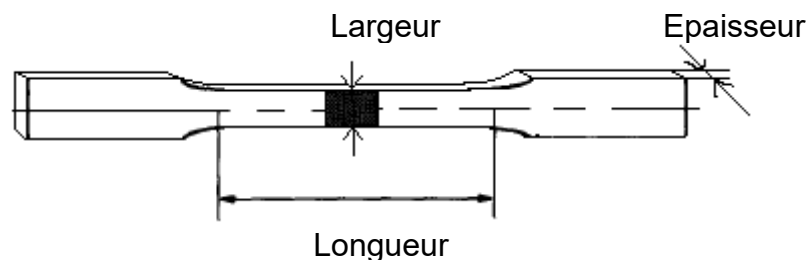
Les caractéristiques de la machine sont :

Universal Testing Machine (SHIMADZU) de type RH-50 ayant une capacité minimale de 50 Tonnes et une capacité maximale de 50 tonnes.



**Figure 3.22 :** Machine de traction type RH-50 (SHIMADZU)

Le type d'éprouvette utilisée est le suivant :



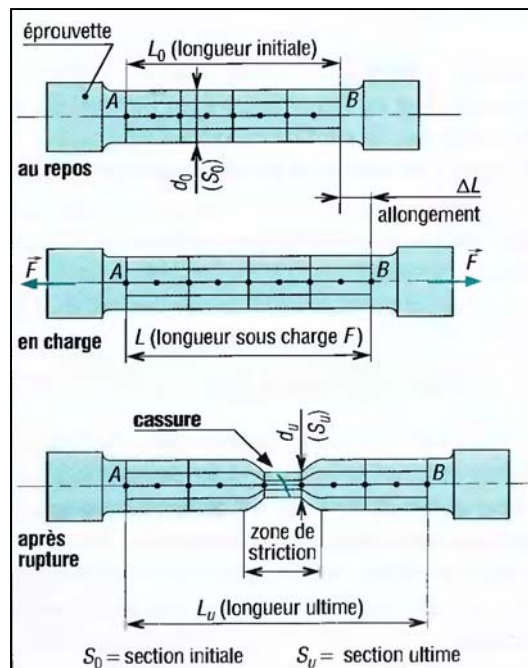
**Figure 3.23 :** Eprouvette de l'essai de traction normalisée

Avec :

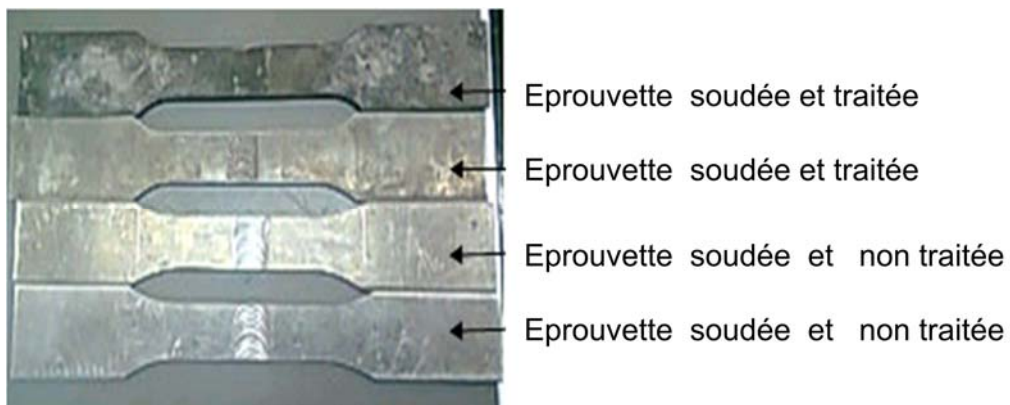
Largeur : 19,16 mm

Longueur : 122 mm

Les différentes étapes de l'essai de traction sont représentées dans la figure 3.24 :



**Figure 3.24 :** Différentes étapes de l'essai de traction d'une éprouvette



**Figure 3.25 :** Eprouvettes de traction

De l'essai de traction, on obtient les caractéristiques mécaniques suivantes :

- Module d'élasticité,
- Limite élastique conventionnelle,
- Limite apparente d'élasticité supérieure/inférieure,
- Résistance à la traction,
- Allongement à la rupture.

#### 3.5.4.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.

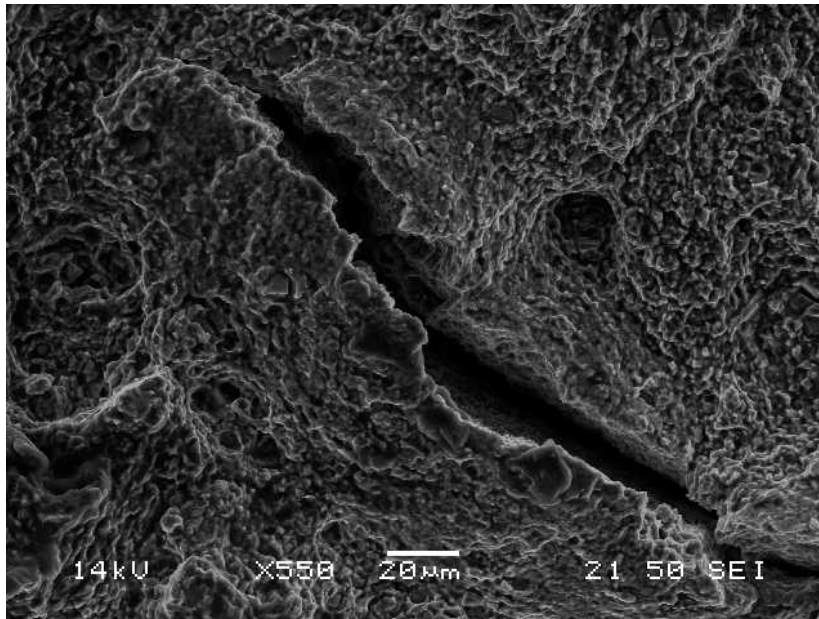
En pratique, la technique de microscopie à balayage peut être utilisée pour décrire la précipitation grossière de trempe. Elle offre, dans ce cas, une excellente alternative à la microscopie en transmission puisque les zones observables sont alors beaucoup plus étalées (quelques cm<sup>2</sup>), avec 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 3.26 représente une photographie au microscope électronique à balayage (MEB) de notre matériau :



**Figure 3.26 :** Photographie au MEB de l'échantillon soudé

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.

#### 3.5.4.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", [3.6], 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.

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

#### 3.5.4.C. L'indexation des phases par diffraction (RX) :

La technique d'analyse par diffraction des Rayons X est largement utilisée pour caractériser la structure cristallographique des matériaux cristallins, ainsi que la texture et la microstructure associées. Cette technique est non destructive, locale, sélective et quantitative. [3.8][3.9]. Elle permet d'analyser l'état mécanique par la détermination des différentes contraintes internes telles que :

- Les déformations et contraintes résiduelles de la pièce mécanique,
- Les contraintes dans la phase métallurgique ou dans un grain,
- Les contraintes à l'échelle du réseau cristallin.

C'est W.L.Bragg qui utilisât et développât la diffraction des Rayons X afin d'identifier les structures cristallines des matériaux. [3.9]. Depuis, plusieurs applications ont été développées dans le domaine de la cristallographie, de la physique et de la métallurgie. Actuellement, la diffraction de rayons X constitue un outil très performant et universel pour permettre l'identification des phases présentes. Les rayons X sont des radiations électromagnétiques de nature ondulatoire. Ils résultent du choc d'électrons rapides contre une cible métallique appelée anticathode, mais seulement 1% de l'énergie est transformée en énergie de radiation X. Le reste donne naissance à une grande quantité de chaleur. Lorsqu'un faisceau de rayon X tombe sur la matière, une partie de l'énergie est absorbée et l'autre partie transmise ou diffusée.

Lors de l'application de la technique d'analyse par diffraction des Rayons X, la connaissance des pics de diffraction et des intensités des faisceaux diffractés permet l'identification des phases présentes, la mesure des contraintes résiduelles, le paramètre de maille, la taille des grains et l'étude des textures.

## **Chapitre 4**

### **Résultats et interprétations**

#### 4.1. Introduction :

En pratique, le procédé de soudage FSW est considéré comme une solution pour remplacer les procédés d'assemblage du fait qu'il possède l'avantage d'assembler des alliages d'aluminium qui à ce jour, ne sont pas largement utilisés en raison de leur non soudabilité avec les techniques classiques comme pour le procédé de soudage MIG et TIG,... Aussi, il est réalisé à l'état solide. Cette caractéristique lui confère d'importants avantages lorsqu'il est comparé aux procédés de soudage par fusion couramment utilisés dans l'industrie. Aussi, il est considéré comme un facteur important pour l'environnement grâce à sa propreté et son respect pour l'environnement (pas d'émissions polluantes).

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).

#### 4.2.1. Phénomènes lors du soudage FSW :

Lors du procédé de soudage, l'échauffement de notre matériau est nécessaire pour qu'un joint intègre puisse être fabriqué. Cet échauffement abaisse la contrainte d'écoulement du matériau, qui est plus facile à déformer. Dans ces conditions, le

matériau peut être déplacé plus facilement par l'outil. Les sources potentielles de chaleur sont la déformation plastique du matériau ainsi que le frottement à l'interface entre la pièce et l'outil. La déformation plastique du matériau est une source volumique de chaleur, alors que le frottement génère un flux surfacique situé à l'interface pièce/outil. Les proportions dans lesquelles la chaleur est produite par ces deux sources dépendent de la nature du contact à l'interface entre l'outil et le matériau. Toutefois, les mécanismes de création de la chaleur, leurs parts respectives et l'influence exercée par les paramètres de soudage ne sont pas encore bien établis. Un contact dit collant correspond au cas limite pour lequel le matériau à l'interface et l'outil se déplacent à la même vitesse. Dans un tel cas, toute la chaleur est créée par la déformation plastique du matériau puisqu'il n'y a pas de frottement. Lorsque le matériau à l'interface a une vitesse inférieure à celle de l'outil, il y a glissement et un flux de chaleur dû au frottement apparaît. La condition de contact avec frottement à l'interface entre deux pièces peut être décrite par la loi de Coulomb : [4.1]

$$\tau = \mu_f \sigma \quad (4.1)$$

Avec :

$\tau$  = cisaillement à l'interface,

$\mu_f$  = coefficient de frottement et  $\sigma$  est la contrainte normale appliquée.

Le cas du contact collant constitue le cas limite de cette loi : le cisaillement à l'interface correspond alors à la contrainte d'écoulement du matériau.

Le couple appliqué par l'outil, pouvant être mesuré lors du soudage, dépend directement du cisaillement, alors que la force verticale appliquée est directement reliée à la contrainte normale.

Ainsi, s'il y a frottement à l'interface, le couple est proportionnel à la force verticale.

Ce débat constitue l'une des préoccupations principales quant à la compréhension fondamentale du procédé. Des travaux ont été menés sur ce sujet pour étudier plus en détail les conditions de contact à l'interface entre l'outil et le matériau. [4.2]. [4.3]. [4.4]. Les résultats de ces travaux ont confirmé qu'une variation de la force verticale appliquée a peu d'incidence sur la valeur du couple. Selon les auteurs, de tels résultats montrent que le contact pourrait être collant.



#### 4.2.2. Résumé de l'application du procédé de soudage FSW :

Les deux pièces à souder sont mises en contact et solidement bridées. Puis, l'outil constitué principalement d'un épaulement et d'un pion en rotation pénètre dans la matière. Le frottement du pion sur les pièces provoque un échauffement qui entraîne un ramollissement de la matière. Cela permet d'insérer le pion à l'interface entre les pièces à assembler jusqu'à amener l'épaulement au contact de ces dernières. L'outil se déplace le long du joint à souder.

Une fois l'épaulement en contact avec les pièces à souder, un effort est maintenu sur l'outil, pour empêcher la matière de fluer vers le haut et permettre le forgeage de celle-ci. Le rôle de l'épaulement est de générer la chaleur par frottement sur les pièces à assembler. Le frottement entre l'outil (l'épaulement et le pion) et les parties à souder engendre une élévation locale de la température, mais n'atteignant pas la température de fusion. Le matériau se ramollit et passe dans un état pâteux facilitant le déplacement de l'outil le long du joint à souder. Le mouvement de rotation du pion permet le malaxage, c'est-à-dire le mélange de la matière des deux pièces à assembler. La combinaison des mouvements de translation et de rotation de l'outil entraîne la matière de l'avant vers l'arrière du pion en déformant plastiquement la matière se situant devant le pion. Cette matière malaxée, composée des différents matériaux soudés, se retrouve à l'arrière de l'outil et forme le cordon de soudure. Ainsi, le joint formé est constitué uniquement des métaux de base des pièces assemblées et ne nécessite pas de métal d'apport. Le côté de la soudure dont la vitesse d'avance et la vitesse tangentielle de l'outil (due à la rotation) sont dans le même sens est appelé *advancing side (AS)* et le côté opposé dont la vitesse d'avance est opposée à la vitesse de rotation de l'outil est appelé *retreating side (RS)*. [4.5].

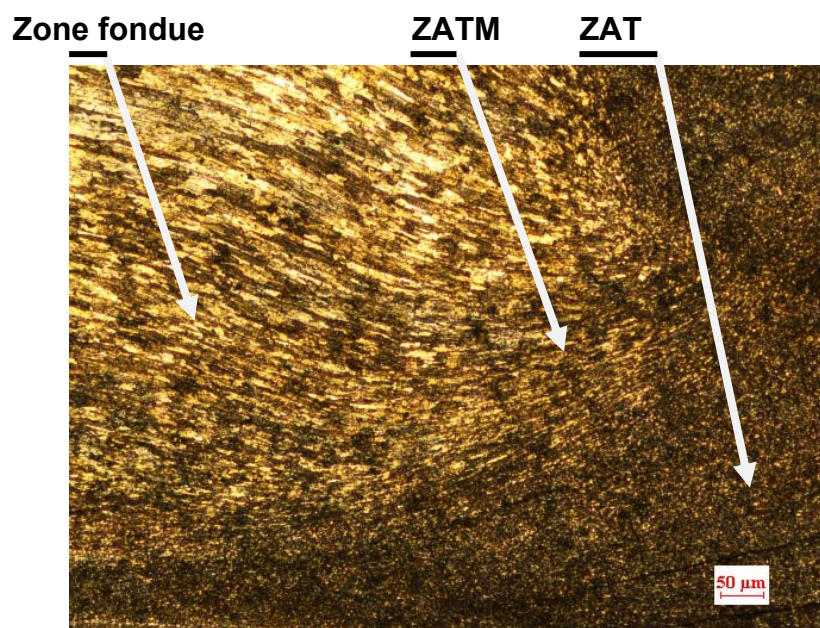
Les principaux paramètres du procédé de soudage par FSW sont la vitesse de rotation de l'outil ( $t/\text{min}$ ), la vitesse de soudage ( $v$ , en  $\text{mm}/\text{min}$ ), l'effort de forgeage  $F$  appliqué sur l'outil et la profondeur de pénétration de l'outil dans la pièce. Les valeurs de ces trois paramètres dépendent des matériaux de base et des épaisseurs des plaques à souder. Elles conditionnent l'état de surface du cordon, sa microstructure et donc ses caractéristiques mécaniques ainsi que la puissance dissipée par frottement et par déformation plastique. Les paramètres les plus importants sont la vitesse de rotation de l'outil ( $N$ ,  $t/\text{mn}$ ) et la vitesse d'avance ( $V$ ,  $\text{mm}/\text{min}$ ). [4.6].

La rotation de l'outil permet la friction et le malaxage du matériau autour du pion en rotation et la translation de l'outil transporte le matériau malaxé de l'avant à l'arrière du pion finissant ainsi le processus de soudage. À ces deux paramètres se rajoute l'angle d'inclinaison de l'outil par rapport à la surface de la pièce à souder. Cela permet un meilleur malaxage du matériau et son entraînement de l'avant vers l'arrière du pion [4.7].

Nous rappelons que les paramètres de soudage ont été constants lors de toutes les expériences



**Figure 4.1 :** Outil du procédé de soudage FSW



**Figure 4.2 :** Micrographie de l'échantillon soudé et traité

Dans la figure 4.2, on peut distinguer les différentes zones créées après le procédé de soudage FSW : le métal de base, la zone affectée thermiquement, la zone affectée thermomécaniquement et la zone fondue.

Après le procédé de soudage, les microstructures révèlent des soudures conformes, dépourvues de défauts :

- Le procédé de soudage appliqué n'a pas engendré de défauts géométriques non-conformes,
- Le choix des vitesses de soudage n'a pas entraîné de grandes variations des dimensions des cordons de soudure, justifiant ainsi le choix des paramètres de soudure,
- Pour les deux épaisseurs utilisées, 3 et 4 mm, le bain de fusion de la soudure garde un profil homogène.

### 4.3. Caractérisation :

Pour étudier les joints de soudures, il est nécessaire d'effectuer une caractérisation mécanique. La pratique la plus couramment utilisée est la mesure de microdureté dans les différentes zones du joint, afin d'obtenir un profil dans l'ensemble de ce dernier et d'établir où se trouvent les zones les plus faibles. Des essais mécaniques comme celui de la traction et de la résilience sont aussi effectués. De tels essais sont généralement accompagnés par l'utilisation du microscope électronique (MEB) à balayage.

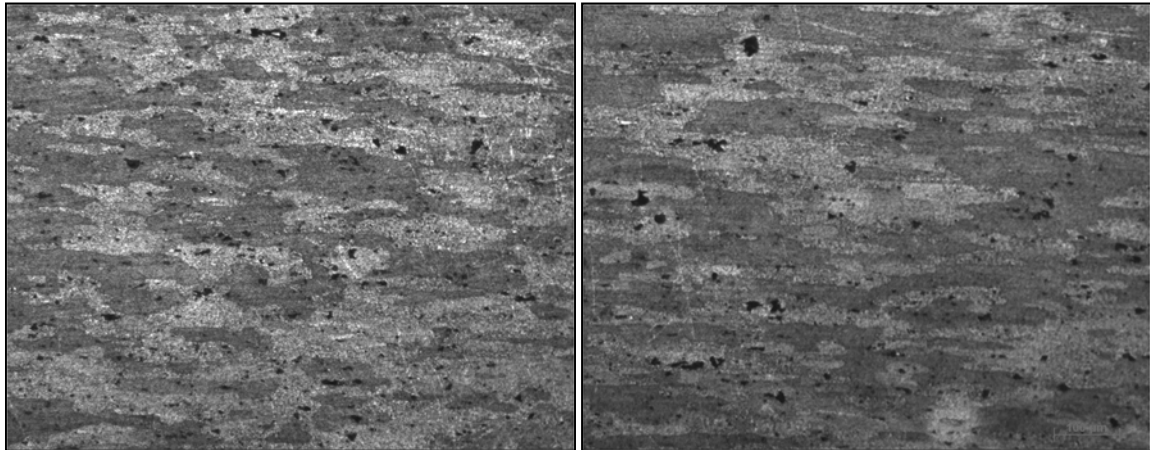
#### 4.3.1. Caractérisation à l'état brut:

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. 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.

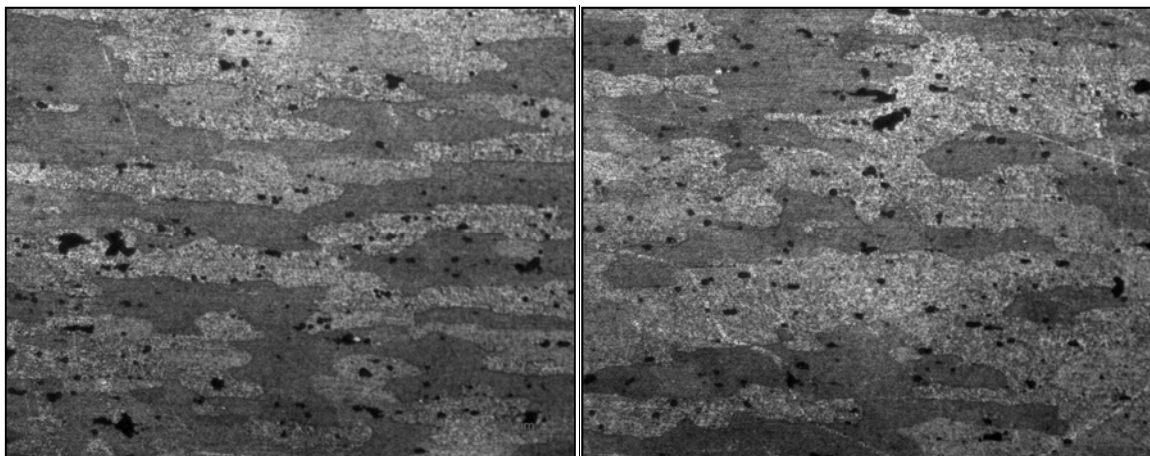
#### 4.3.1.A. Analyse micrographique :

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 (soudé et non traité) :



**Figure 4.3 :** Microstructure à l'état brut (soudé et non traité) pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-100



**Figure 4.4 :** Microstructure à l'état brut (soudé et non traité) pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-200.

#### 4.3.1. B. 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	192	187	191	190.50

**Tableau 4.1 :** Résultats de la dureté Vickers de l'échantillon à l'état brut (soudé et non traité)

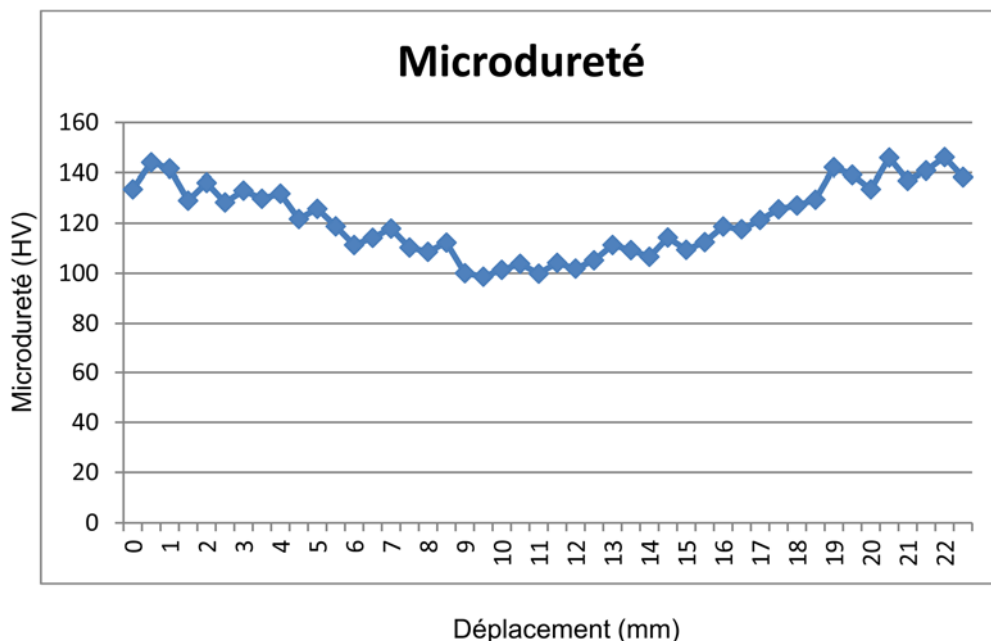
#### 4.3.1.C. Essai de microdureté :

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 (soudé et non traité)



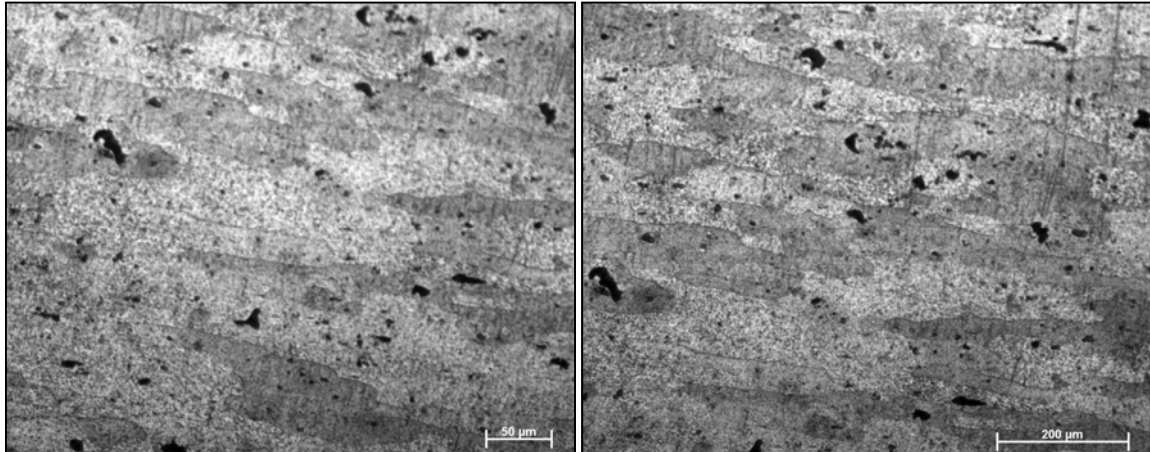
**Figure 4.5 :** Microdureté à l'état brut (soudé et non traité)

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

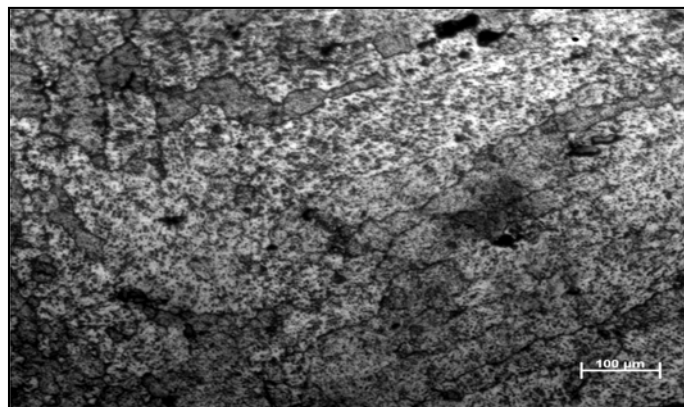
thermiquement est quand à elle supérieure (elle est bien montrée dans la figure 4.5) à celle de la zone thermomécaniquement.

Comme il a été mentionné auparavant, l'énergie du soudage fragilise la zone fondue.

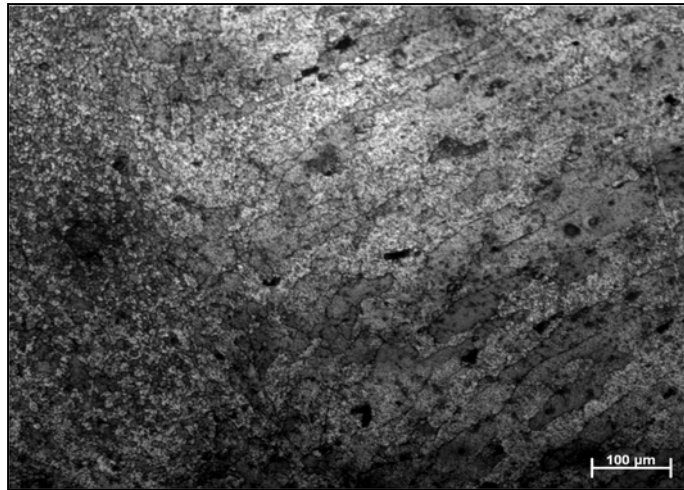
Ces résultats sont bien confirmés par les observations faites à l'aide du microscope optique (figures 4.6 à 4.11).



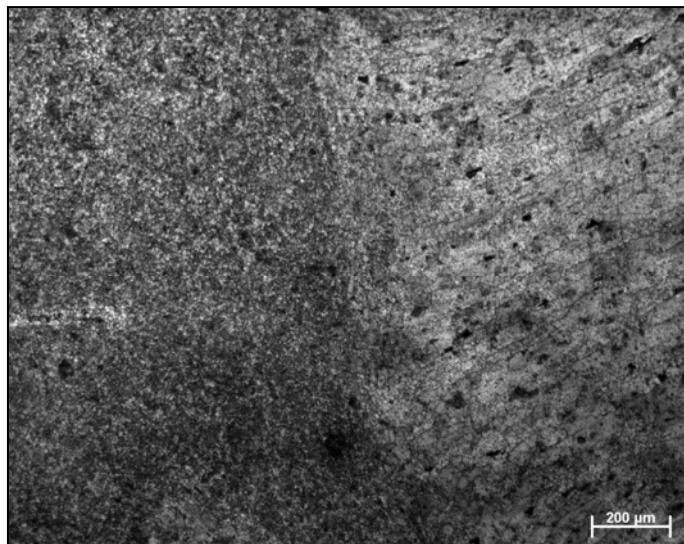
**Figure 4.6 :** Microstructure du MB du matériau non traité pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm



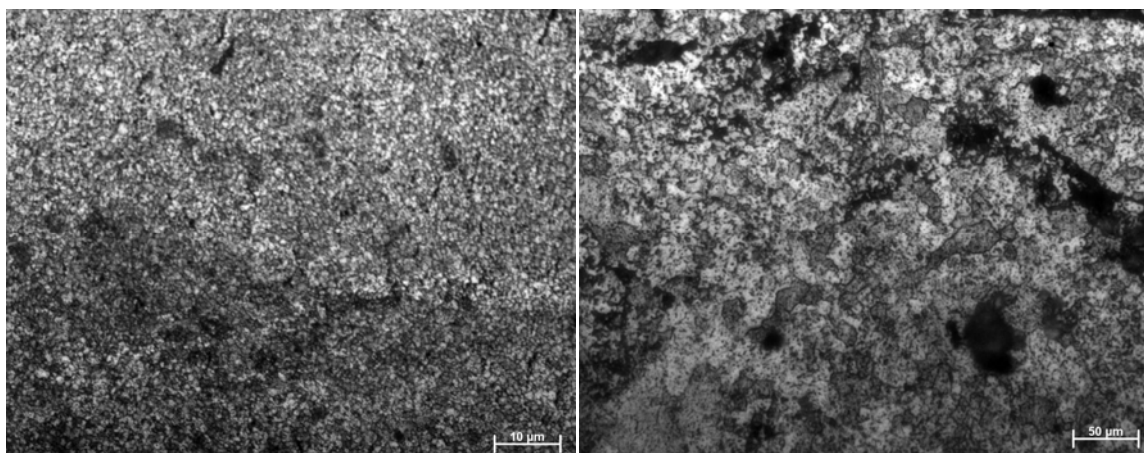
**Figure 4.7 :** Microstructure de la ZAT du matériau non traité pour une épaisseur 4 mm



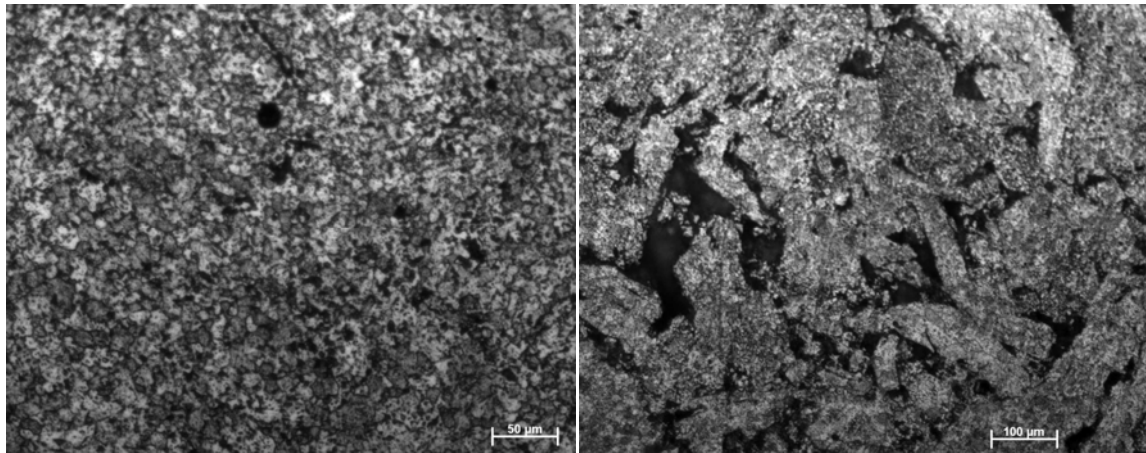
**Figure 4.8 :** Microstructure de la ZATM du matériau non traité pour une épaisseur de 4 mm



**Figure 4.9 :** Microstructure de la ZATM du matériau non traité pour une épaisseur de 4 mm



**Figure 4.10 :** Microstructure du noyau du matériau non traité pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm



**Figure 4.11 :** Microstructure du noyau du matériau non traité pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm

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.

#### 4.3.2. 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.

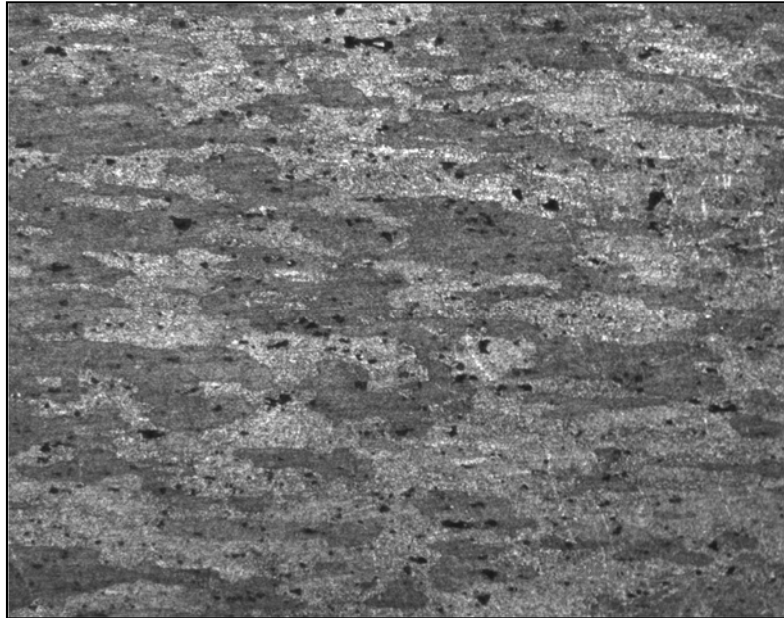
L'état de départ de notre matériau à une influence importante sur la microstructure finale.

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.



#### 4.3.2. A. Analyse micrographique :

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



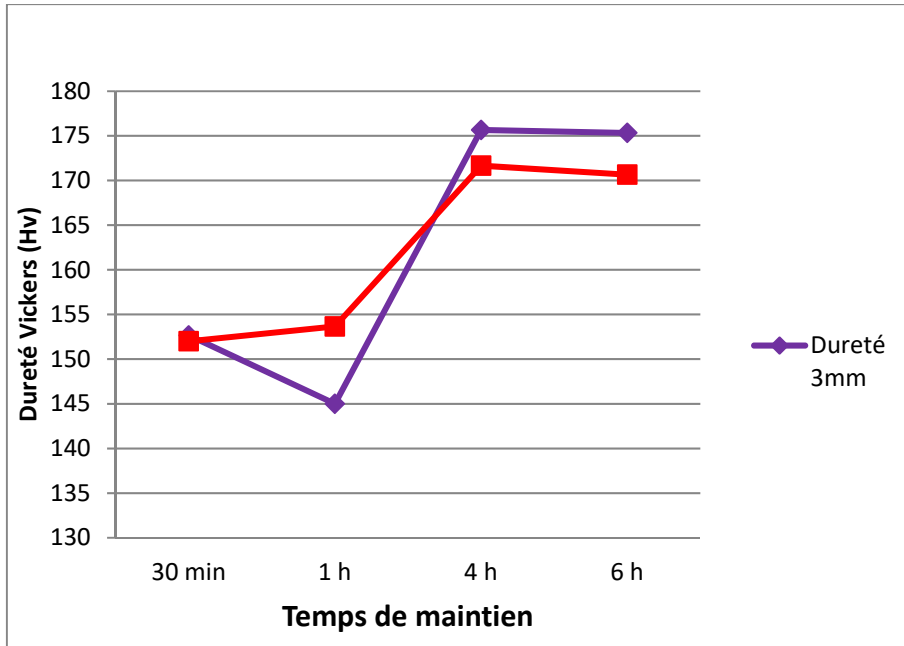
**Figure 4.12 :** Microstructure à l'état brut (soudé et non traité)

#### 4.3.2. B. Essai de dureté :

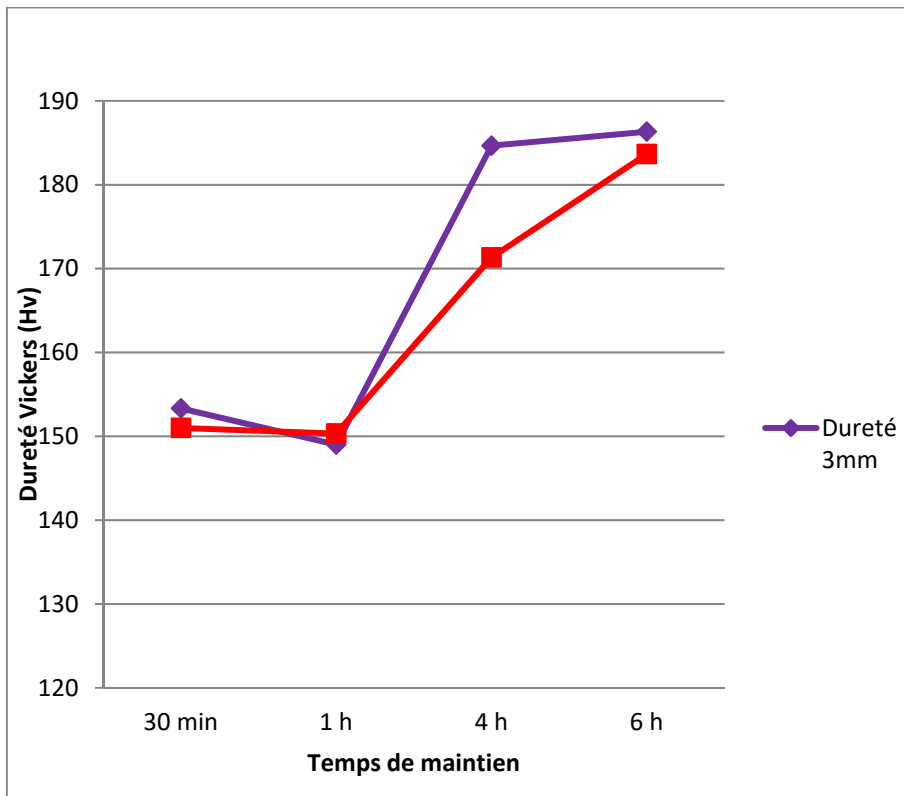
Les résultats de la dureté indiquent une moyenne de plusieurs essais pour trois échantillons.

Pour chaque épaisseur, nous avons effectué trois essais de dureté.

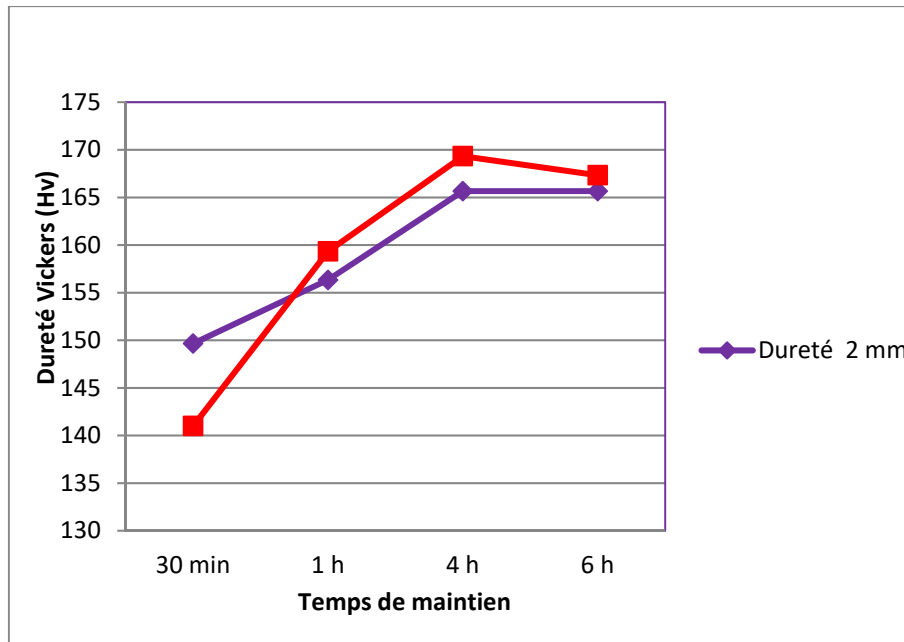
L'évolution de la dureté est exprimée dans les figures suivantes :



**Figure 4.13 :** Evolution de la dureté (120°C)



**Figure 4.14 :** Evolution de la dureté (160 C°)



**Figure 4.15 :** Evolution de la dureté (180 C°)

On remarque que la meilleure dureté obtenue pour l'alliage 7075 T6 a été à 160 C° pendant 6 heures :

HV = 187.33 et HV = 184.66 pour des épaisseurs respectives égales à 3 et 4 mm.

On remarque que

- Pour dissoudre le maximum de phases présentes dans notre matériau, on doit appliquer un traitement de mise en solution de 510°C pour un temps de 10 min pour une épaisseur de 3mm et un traitement de mise en solution de 510°C pour un temps de 20min pour une épaisseur de 4mm. Ce traitement doit être suivi d'une trempe à l'eau et d'un revenu d'une température de 160° C pour un temps de 6 heures,
- Pour avoir un précipité  $\eta$  prédominant, la dureté doit être presque identique à la dureté de l'alliage à l'état reçu,
- La dureté est faible pour des températures de revenu supérieures à la température optimale.

De cette remarque, les paramètres sélectionnés pour le reste de notre travail sont T=160 C° et temps = 6 heures.

#### 4.3.2.C. Essai de microdureté :

De la même manière, nous avons effectué un essai de microdureté sur les éprouvettes soudées et traitées. 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.

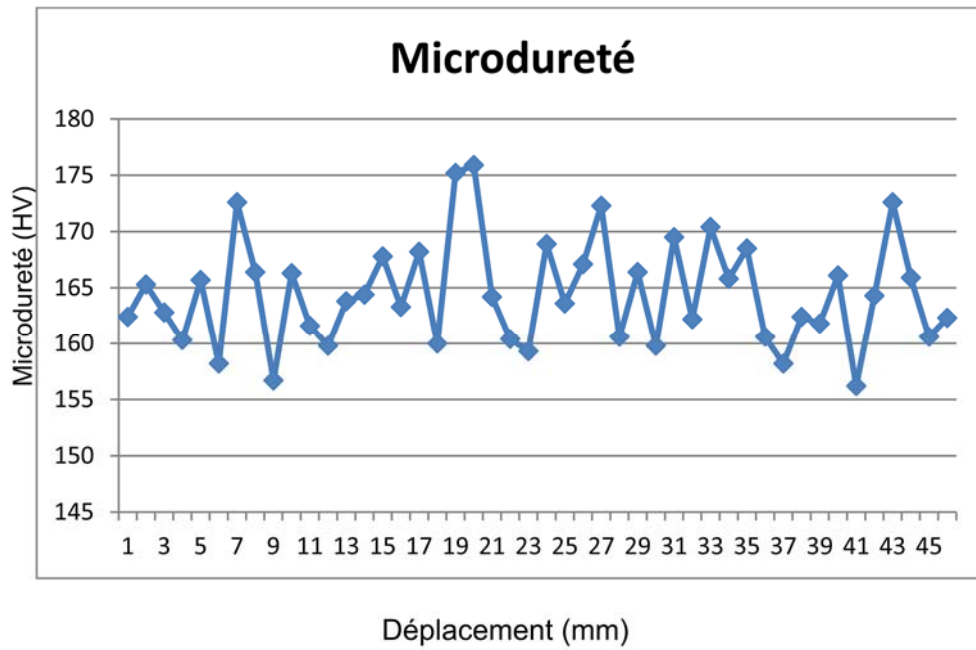
<b>MB</b>	<b>ZAT</b>	<b>ZATM</b>	<b>ZF</b>	<b>ZF</b>	<b>ZATM</b>	<b>ZAT</b>	<b>MB</b>
162.40	166.30	163.80	163.30	168.90	162.20	168.50	162.40
165.30	161.60	164.40	168.20	163.60	170.40	160.60	161.80
162.80	159.80	167.80	160.00	167.10	165.80	158.20	166.10
160.30			157.20	172.30			156.20
165.70			175.90	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

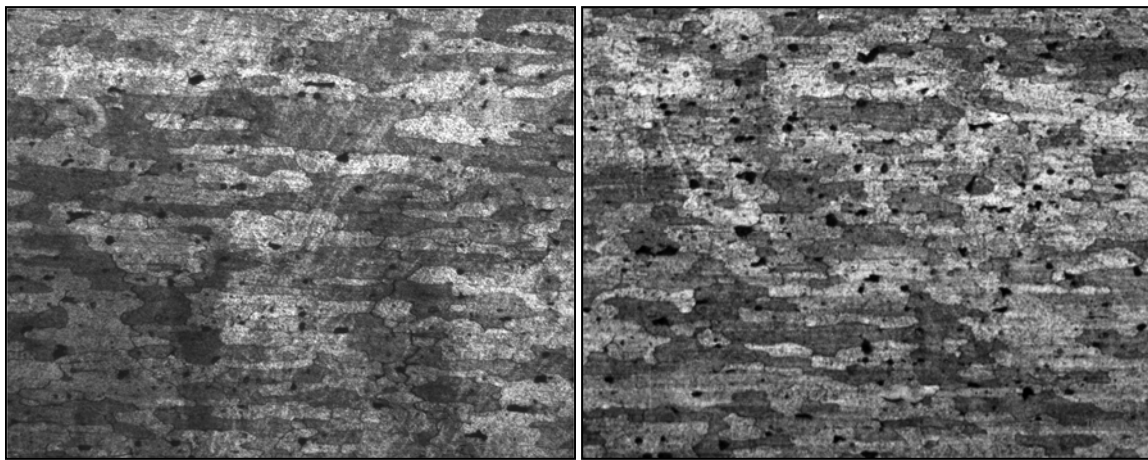
On remarque que la moyenne de la microdureté varie d'une zone à l'autre. A l'inverse des expériences précédentes (pour les cas des échantillons non traités), la valeur est maximale dans la zone fondue. La valeur de la zone affectée thermiquement est quand à elle toujours supérieure (elle est bien montrée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

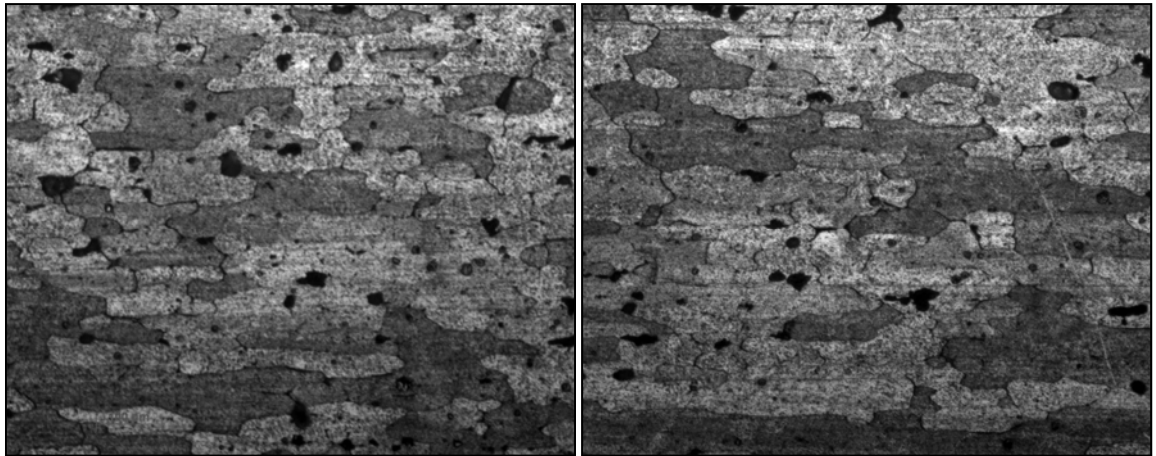
Ces résultats sont bien confirmés par les observations faites à l'aide du microscope optique (figures 4.17 à 4.20).



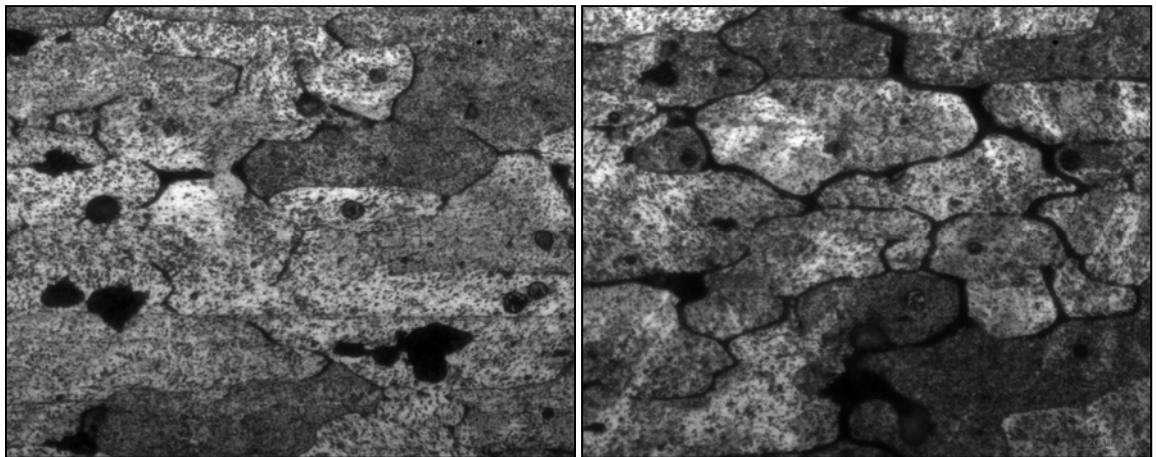
**Figure 4.16 :** Microdureté à l'état traité



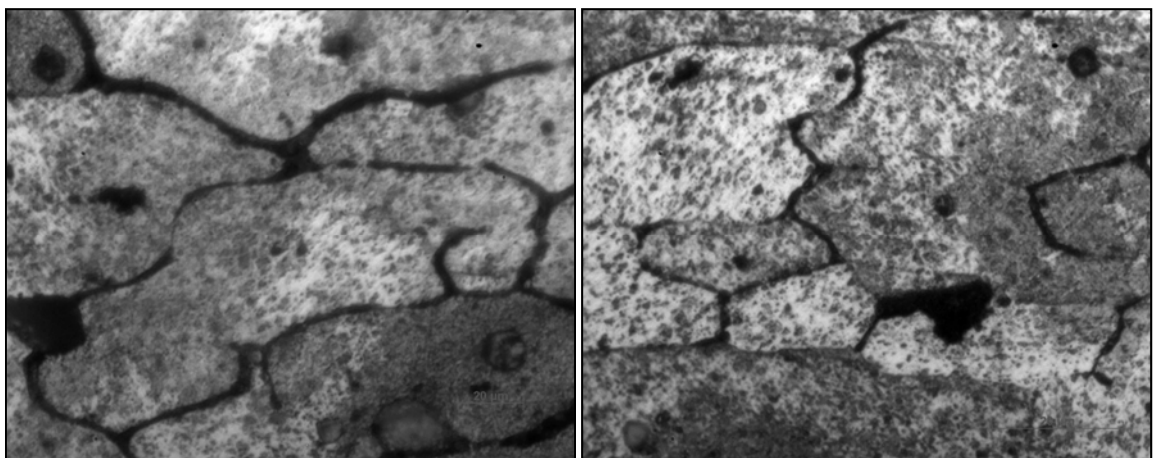
**Figure 4.17 :** Microstructure à l'état de mise en solution pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-100



**Figure 4.18 :** Microstructure à l'état de mise en solution pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-200



**Figure 4.19 :** Microstructure à l'état de mise en solution pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-500

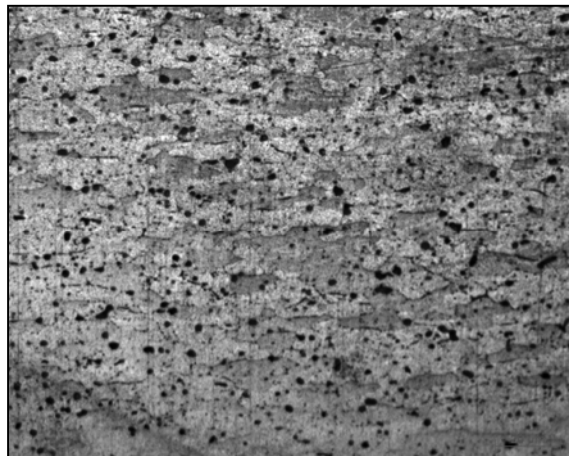


**Figure 4.20 :** Microstructure à l'état de mise en solution pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-1000

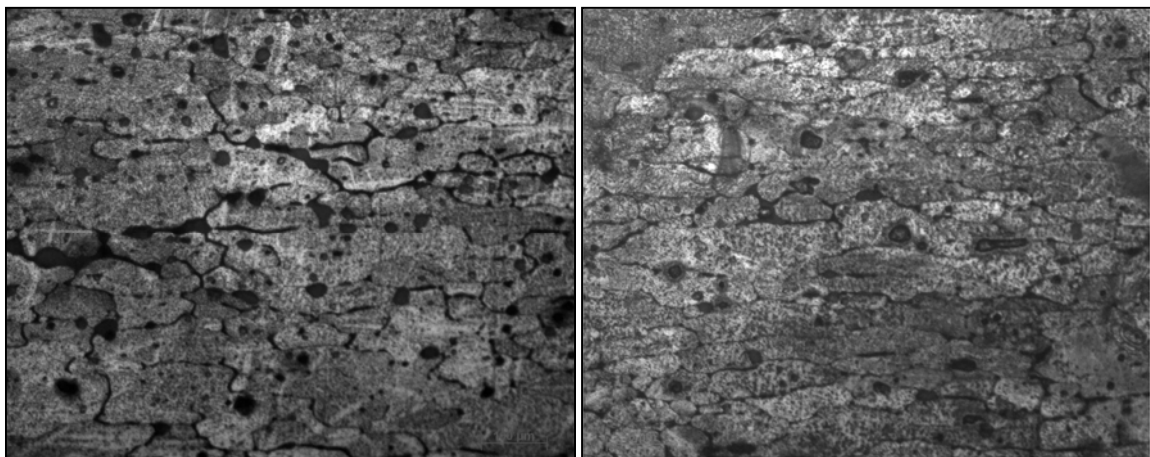
Nos échantillons ont subi un revenu à différentes températures avec un temps de maintien différent.

En variant les paramètres de la mise en solution et du revenu (températures-temps), des valeurs différentes de dureté furent obtenues.

Les figures suivantes représentent la microstructure du matériau après une mise en solution à 510 C° puis un revenu à 160 C° pendant 6 heures :



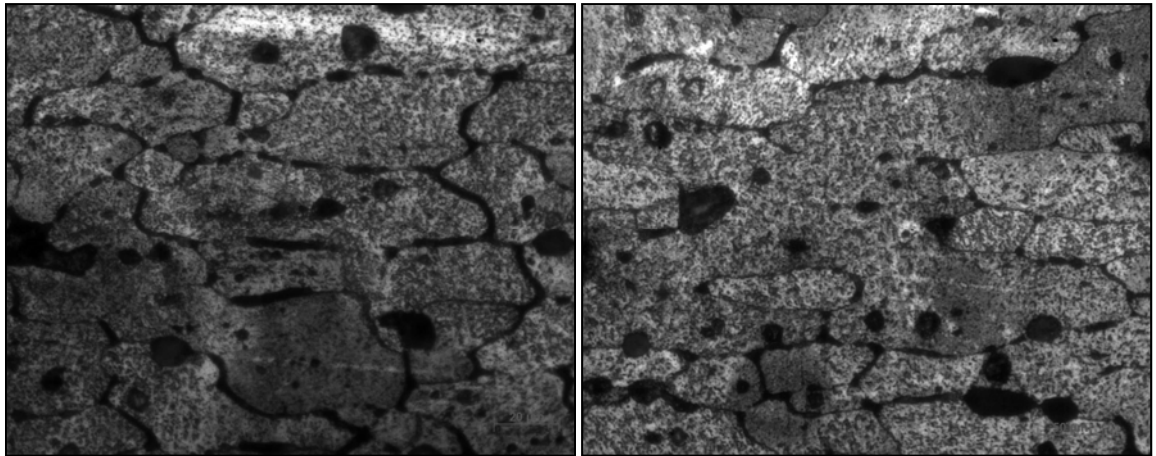
**Figure 4.21 :** Microstructure à l'état revenu à 160 C° pendant 6 heures pour une épaisseur de 3 mm X-100



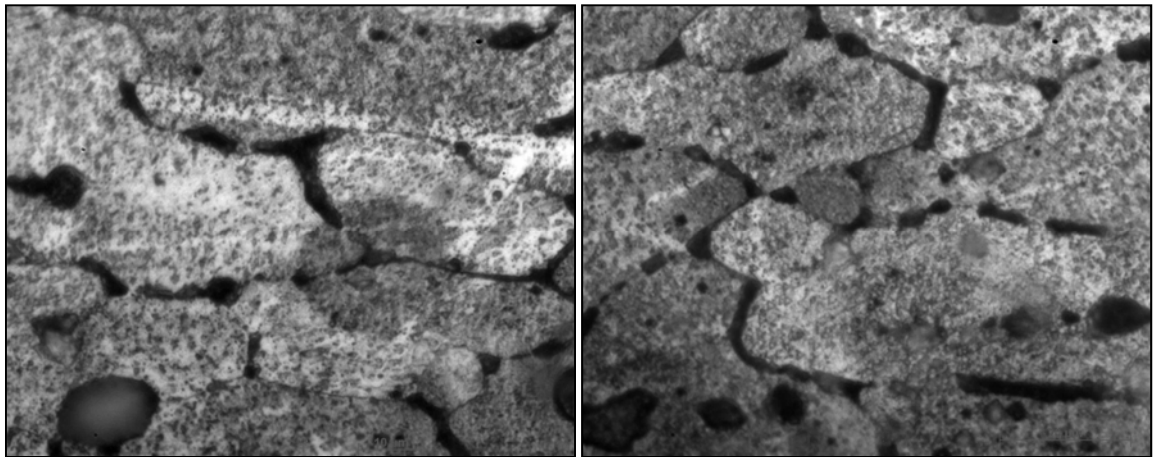
E=3mm

E=4mm

**Figure 4.22 :** Microstructure à l'état revenu à 160 C° pendant 6 heures pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-200



**Figure 4.23 :** Microstructure à l'état revenu à 160 C° pendant 6 heures  
pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-500



E=3mm

E=4mm

**Figure 4.24 :** Microstructure à l'état revenu à 160 C° pendant 6 heures  
pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-1000



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  $\alpha$  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. [4.8]

Pour chaque échantillon utilisé, une rupture lui est appliquée. Celle-ci diffère selon les conditions de travail et selon les paramètres utilisés.

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

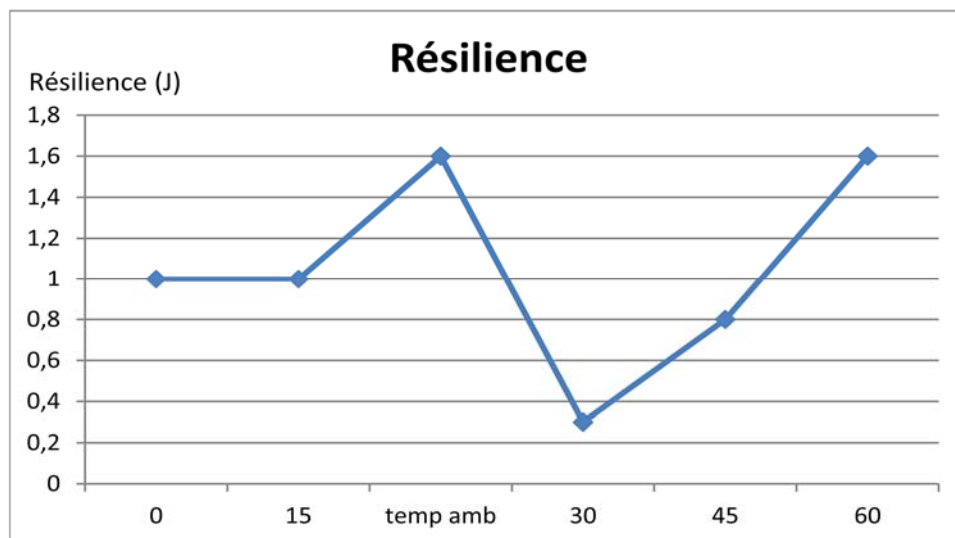
Parmi les conséquences de cet essai, on peut citer la fissure qui apparaît sous l'effet du choc en utilisant une très grande vitesse (les contraintes montent et descendent presque instantanément).

Les résultats de ces essais sont représentés dans les figures 4.25 et 4.26. 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 soudés et 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

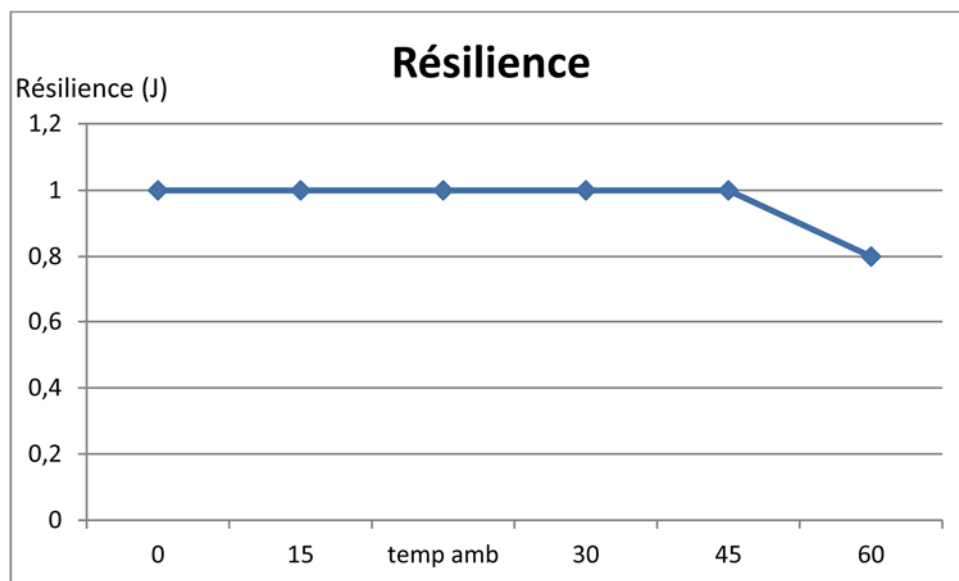


**Figure 4.25 :** Résilience pour les échantillons non traités

#### 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 4.26 :** 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. Essai de traction :

Le recours à l'essai de traction est courant pour caractériser mécaniquement les joints soudés. [4.9]. [4.10]. De manière générale, les propriétés métallurgiques des différentes zones du joint varient en fonction de l'apport de chaleur déterminé par les paramètres de soudage. Cette variation, mise en évidence par les mesures de microdureté présentées à la section précédente, peut être néfaste pour la résistance en traction et peut engendrer une rupture prématurée dans une des zones pour les alliages à durcissement par précipitation. Pour ces alliages, cet affaiblissement localisé se produit majoritairement dans la ZAT et la ZATM est plus important.

Comme il a été mentionné dans le chapitre précédent, l'objectif de cet essai est de mesurer les courbes de traction sur notre matériau (soudé et traité) et d'interpréter les résultats comme la détermination de la limite élastique, l'allongement à rupture, etc...,

Nous rappelons que cet essai a été exécuté sur des éprouvettes normalisées soudées et traitées pour l'obtention des caractéristiques mécaniques : le module d'élasticité, la limite élastique conventionnelle, la limite apparente d'élasticité supérieure/inférieure, la résistance à la traction et l'allongement à la rupture.

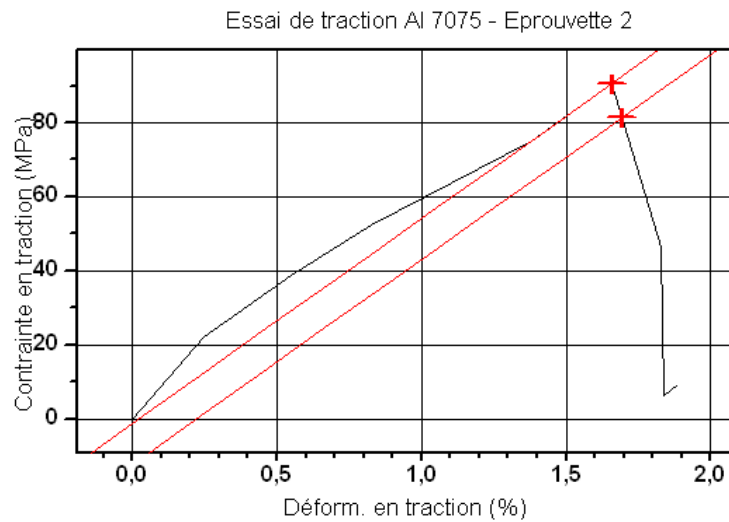


**Figure 4.27 :** Eprouvettes ayant subies l'essai de traction pour une épaisseur de 3 mm



**Figure 4.28 :** Eprouvettes ayant subies l'essai de traction pour une épaisseur de 4 mm

a) Pour l'échantillon d'épaisseur = 3 mm, on obtient :



**Figure 4.29 :** Essai de traction sur une éprouvette de 3 mm

Avec :

Charge maximale KN	Contrainte maximale MPa	Module de Young Mpa	Limite d'élasticité Mpa	Déformation à la rupture %
03,39	90,02	5543.29	82.015	01,75

**Tableau 4.7 :** Essai de traction pour une épaisseur de 3 mm

Pour ce cas, la déchirure s'est produite entre la ZATM et le noyau.

A travers les résultats, on remarque que la limite d'élasticité a une faible valeur. Cela est peut être due aux paramètres suivants :

- Le procédé de soudage s'est mal déroulé (mauvaise pénétration et paramètres de soudage inadéquats),
- Une mauvaise préparation (présence de jeu entre les deux tôles),

b) Pour l'échantillon d'épaisseur = 4 mm, on obtient :



**Figure 4.30 :** Essai de traction sur une éprouvette de 4 mm

Avec :

Charge maximale KN	Contrainte maximale MPa	Module de Young MPa	Limite d'élasticité MPa	Déformation à la rupture %
04,85	99,02	9484,72	85,64	02,07

**Tableau 4.8 :** Essai de traction pour une épaisseur de 4 mm

Pour ce cas, la déchirure s'est produite dans le noyau. Cela est peut être due aux paramètres suivants :

- Les pièces ont été probablement contaminées (surfaces sales ou humides),
- La présence d'un défaut d'étanchéité lors du procédé,
- Un temps de soudage trop long.

#### 4.6. Microscopie électronique à balayage (MEB) :

Les figures de 4.31 à 4.35 de la 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 de fissures. 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 : [4.11]

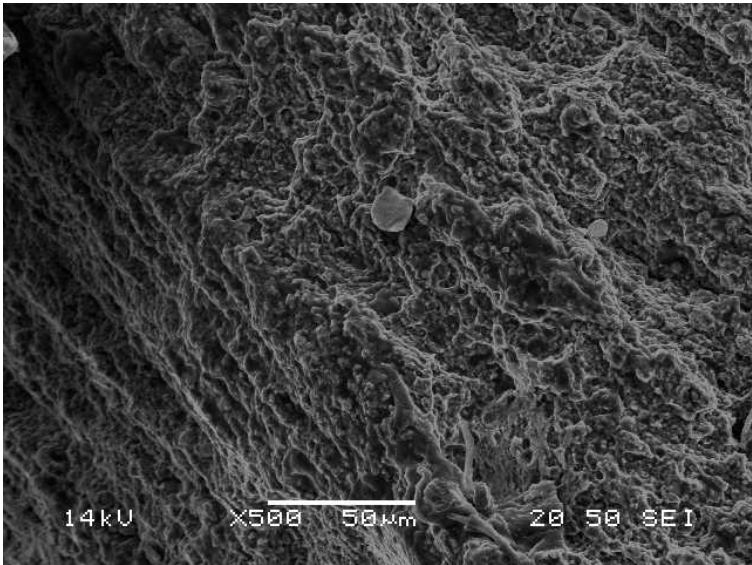
- Clivage,
- Cavités,
- Stries de fatigue,
- Fatigue intra granulaire,
- Fatigues mixtes,
- ....

L'analyse microscopique et l'observation des faciès de rupture à différentes échelles macroscopiques et microscopiques sont nécessaires pour caractériser les modes d'endommagement et les mécanismes liés à l'essai de résilience. L'utilisation du microscope électronique à balayage (MEB) montre que les joints soudés FSW présentent des propriétés mécaniques très hétérogènes dans les différentes zones. En effet, l'examen des faciès de rupture fournit des informations pertinentes concernant la microstructure dans la dégradation des propriétés mécaniques des joints soudés.

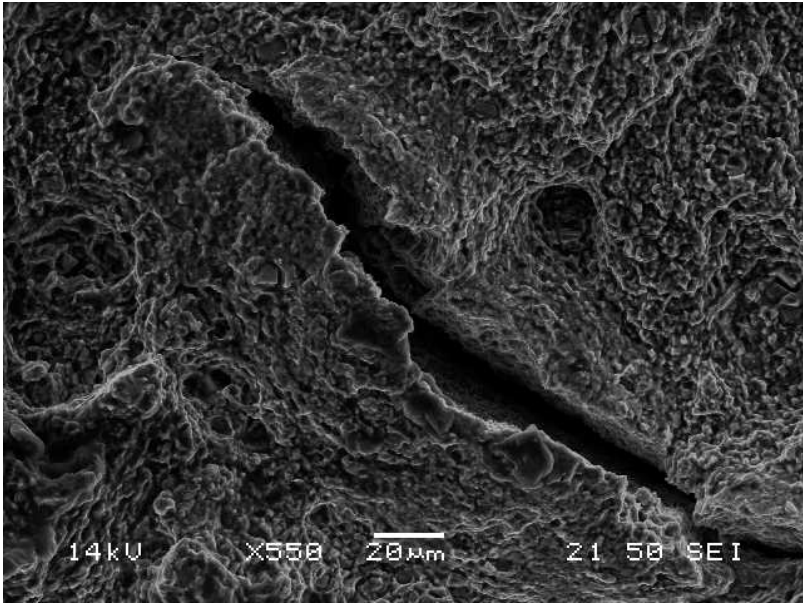
Notre travail a conduit une analyse bien détaillée des surfaces de rupture de notre éprouvette lors de l'essai de résilience.

En utilisant le microscope électronique à balayage (MEB), on a observé une distribution aléatoire de microfissures très fines et une population de microporosités de différentes tailles et formes à travers les faciès de rupture. Dans la région de rupture transgranulaire, on a observé des particules de seconde phase fissurées et la présence de cavités et de microporosités. La présence de cavitation et de microporosités fines de différentes tailles indiquent que la rupture est localement ductile. Pour des grands grossissements, des faciès ont été observés définissant ainsi une rupture locale fragile. Dans la région à rupture transgranulaire, des marches de déchirure et des microfissures ont été observées. Ceci définit les mécanismes de rupture ductile et fragile. La zone

d'amorçage présente des cavités étirées et des microporosités isolées définissant une rupture localement ductile.

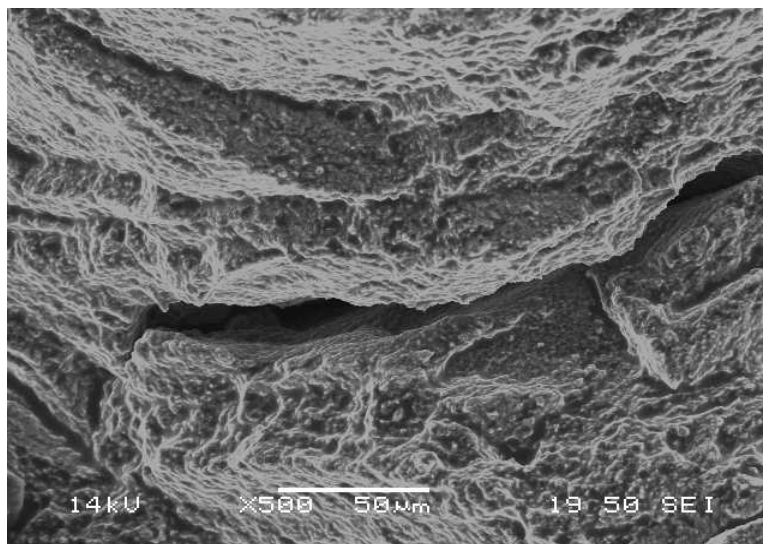


**Figure 4.31:** Photographie au MEB de la zone de rupture de l'échantillon avec apparition de fissures



**Figure 4.32:** Photographie au MEB de la ZAT de l'échantillon avec apparition de fissures





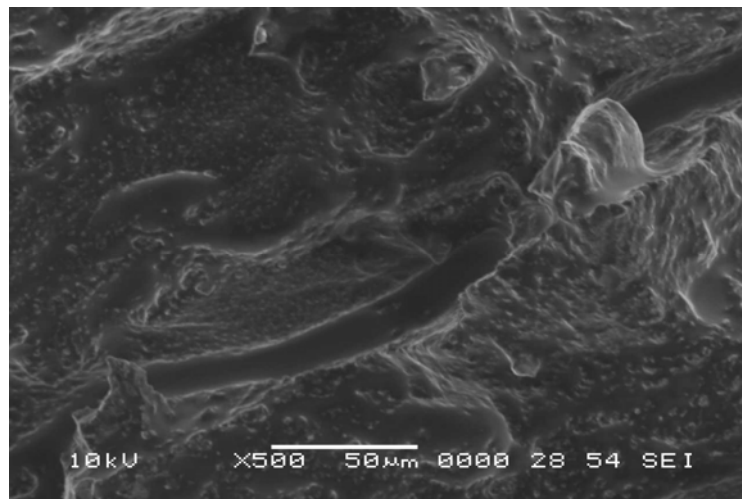
**Figure 4.33 :** Photographie au MEB de la ZATM de l'échantillon avec apparition de fissures

Ce mécanisme d'endommagement peut être expliqué par le cisaillement des précipités durcissants. Ceci provoque une concentration de contrainte et de déformation conduisant à la formation de microfissures.

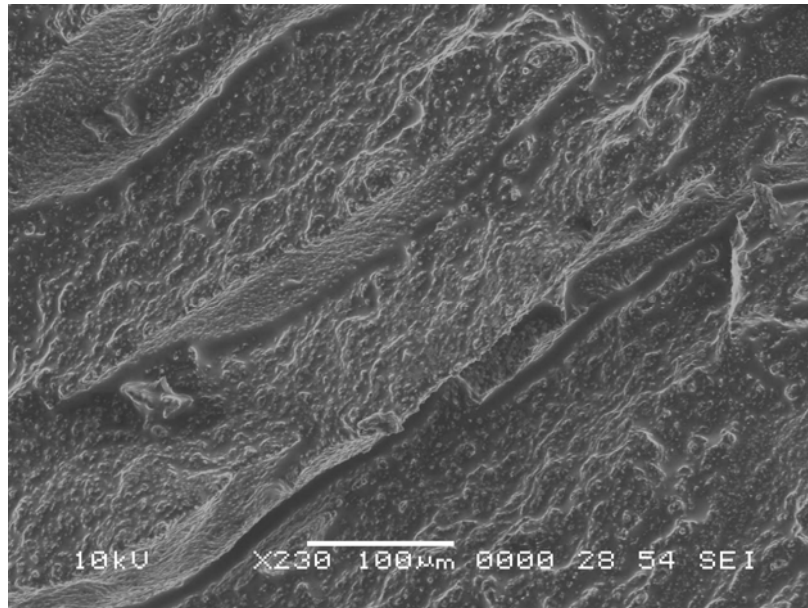
De la figure 4.33, l'état soudé est distingué par la présence de bords de déchirure ductile, cela reflète le pouvoir du matériau à supporter le choc lors de l'essai de résilience après le début de la coalescence des microporosités. En l'absence de ces bords, la rupture est observée au début de la coalescence des porosités. Les microporosités observées à l'état soudé sont plus petites que celles observées après traitement thermique en post-soudage. L'investigation de la zone de rupture des éprouvettes avec traitement thermique montre l'existence de zones sans précipités au niveau des joints de grains contrairement à celles testées à l'état soudé et non traitées. 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. L'observation des faciès de rupture révèle des ruptures intergranulaires qui ont tendance à suivre des lignes développées dans le noyau du joint soudé. L'analyse métallographique montre que ces lignes sont liées à la forme de l'outil et aux paramètres du procédé de soudage FSW.

Après l'essai de résilience, les observations montrent des grains de forme polyédrique dus aux conséquences de la déformation mécanique subie. Le type de la rupture des échantillons est ductile. La surface de rupture apparaît creusée de cupules formées au

cours des dernières étapes de la déformation plastique avant la 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 les différentes figures.



**Figure 4.34 :** Faciès de rupture de la ZATM d'un échantillon (revenu ( $T = 160^{\circ}$ ) pour un temps de maintien de 6 heures)



**Figure 4.35 :** Facies de rupture de la ZAT d'un échantillon (revenu ( $T = 160^\circ$ ) pour un temps de maintien de 6 heures)

#### 4.7. Microscope électronique à balayage :

#### 4.7. Diffraction des rayons X :

##### 4.7.1. Différentes ordres de contraintes :

L'utilisation des méthodes de rayons X est un outil très performant et universel pour déterminer la structure des cristaux.

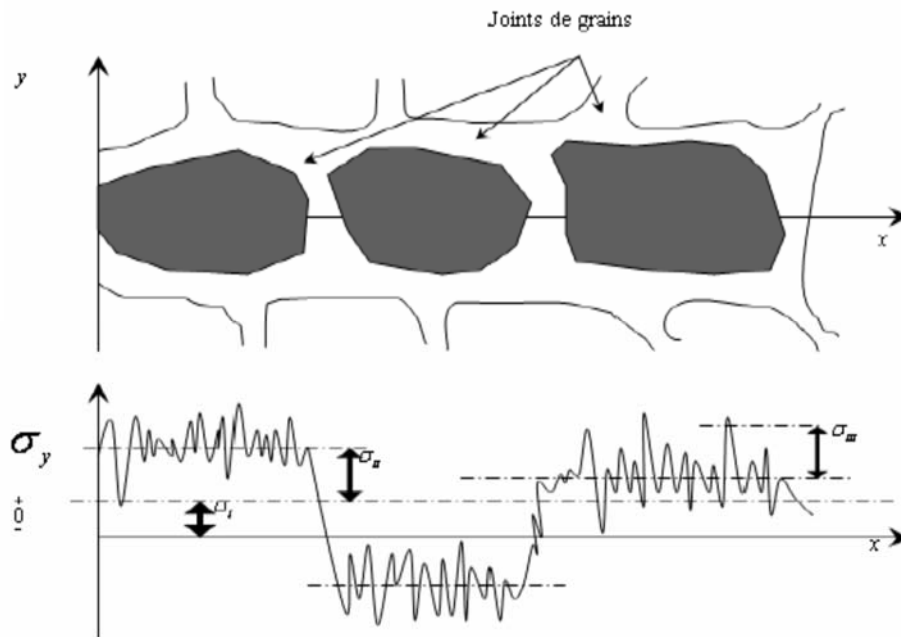
Pour comprendre les méandres de la théorie des rayons X, il faut se plonger dans les bases de la physique du solide et utiliser les notions de structure cristalline, de réseaux réciproques. Celles-ci sont :

- Structure cristalline,
- Réseau réciproque,
- Plans réticulaires et indices de Miller,
- Conditions générales de diffraction,
- Loi de Bragg – Condition de Laue,
- Amplitude de l'onde diffractée.

La méthode de choix pour l'étude des systèmes de cristallins est la diffraction par les rayons X. Cette méthode permet d'analyser des déformations élastiques du réseau cristallin du matériau. Cependant, et selon les conditions expérimentales et la microstructure de notre matériau, l'information recueillie peut aller d'une déformation

très locale au sein d'un réseau cristallin jusqu'à une déformation moyenne d'un ensemble de réseaux cristallins. En pratique, différentes échelles sont définies auxquelles sont associés différents ordres de contraintes internes.

La figure 4.36 illustre la variation de la contrainte interne sur une distance traversant plusieurs grains : [4.12]



**Figure 4.36 :** Variation de la contrainte interne sur une distance traversant plusieurs grains

Sur la figure 4.36, sont ainsi mis en évidence, les différents ordres de contraintes internes.

Le premier met en évidence les contraintes internes macroscopiques qui s'étendent sur un nombre suffisant de grains et correspondent à une valeur moyenne sur le volume étudié. Le deuxième concerne les contraintes internes moyennes au sein du grain et le dernier ordre met en évidence les contraintes internes inter-cristallites. Celles-ci sont inhomogènes sur quelques distances interatomiques et correspondent aux fluctuations de contraintes à l'intérieur du grain.

### 4.7.2. La loi de Bragg :

Le rayonnement X est un rayonnement électromagnétique ayant des propriétés très proches de celles de la lumière. Il peut être réfléchi réfracté et polarisé. La longueur d'onde est de l'ordre de grandeur des distances inter réticulaires rencontrées dans la plupart des métaux.

La diffraction a pour origine un phénomène de diffusion élastique par un très grand nombre d'atomes. Ces atomes étant arrangés de façon périodique en un réseau, les rayons X diffusés ont des relations entre eux, relations qui peuvent être destructives ou constructives suivant les directions.

Le principe est qu'un faisceau de rayons X est envoyé sur le cristal. Les ondes sont en partie transmises et en partie diffusées par le cristal. Les ondes diffusées par tous les motifs d'un même plan ne sont en phase (donc interfèrent de façon constructive) que s'il y a réflexion de l'onde sur le plan, autrement dit que s'il y a égalité entre l'angle d'incidence et l'angle de diffusion.

Ces directions constructives correspondant aux faisceaux diffractés sont définies par la loi de Bragg.

La figure 4.37 représente une démonstration de la loi de Bragg avec :

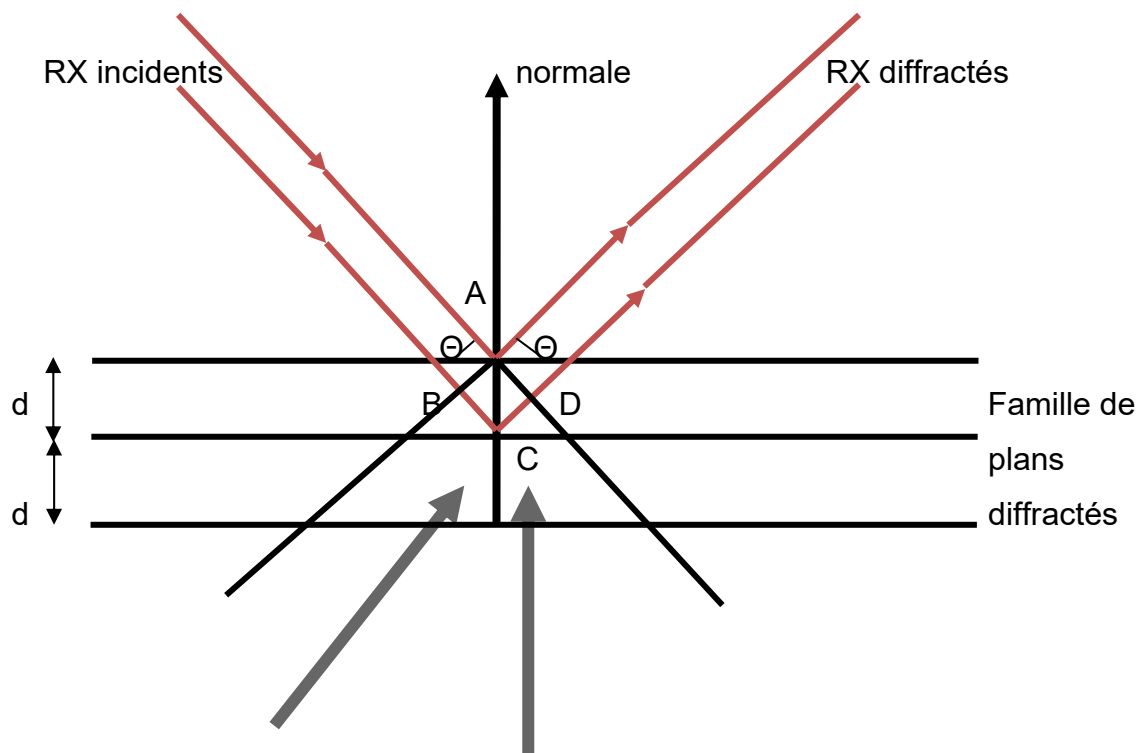
$d$  = distance réticulaire

$\theta$  = angle d'incidence des rayons X

$n$  = ordre de la diffraction

$\lambda$  = longueur d'onde du faisceau de rayon X

$$2d \sin \theta = n \cdot \lambda \quad (4.2)$$



La différence de marche entre les 2 rayons,  $2d \sin \theta$  doit être un multiple de la longueur d'onde pour que l'interférence soit constructive

**Figure 4.37 :** Démonstration de la loi de Bragg

On a d'après la figure 4.37 :

L'angle  $BAC = \text{angle } CAD = \theta$  (angles à côtés perpendiculaires).

Si  $BC + CD$  et  $BC = CD = d \sin \theta$  alors  $d \sin \theta$  ;

Il y a interférences constructives si  $2d \sin \theta = n\lambda$ . Cette relation traduit la relation de Bragg.

Dans le cas où  $K = 1$ , il s'agit d'une réflexion au premier ordre,

Dans le cas où  $K = 2$ , il s'agit d'une réflexion de second ordre et ainsi de suite...

Aussi et de la figure précédente, on peut faire les remarques suivantes :

- Géométriquement, remarquons que le faisceau incident, la normale aux plans diffractant et le faisceau diffracté sont coplanaires et que le faisceau diffracté fait un angle  $2\theta$  avec le faisceau incident,
- La réflexion de Bragg nécessite des longueurs d'onde  $\lambda$  inférieures ou égales à  $2d$  (les valeurs de  $d$  pour la plupart des métaux sont inférieures à  $4 \text{ \AA}$  et donc la longueur d'onde incidente ne doit pas dépasser  $8 \text{ \AA}$ ),

- Par rapport à la réflexion de la lumière sur un miroir pour laquelle la réflexion a lieu pour toutes les incidences, il faut noter que la diffraction ne s'effectue que pour certaines directions,
  - Bien que diffraction et réflexion soient des phénomènes totalement différents, l'usage veut que l'on emploie indifféremment ces deux termes. Ainsi on parlera aussi bien de plans diffractant que de plans réflecteurs, de faisceaux diffractés que de faisceaux réfléchis, bien que seul le terme de diffraction soit correct.
- Pour notre expérience, les spectres de DRX des différents échantillons ont été enregistrés pour  $2\theta$  compris entre  $20^\circ$  à  $120^\circ$  avec un pas de  $0,02^\circ$ .

#### 4.7.3. Analyse par diffraction des rayons X :

A travers la recherche bibliographique, les alliages métalliques subissent des transformations de phases lors de l'application des traitements thermiques. Ce processus se traduit par une absorption ou par un dégagement de l'énergie. Pour illustrer ce processus, cette analyse peut être un moyen qualitatif et quantitatif rapide pour la caractérisation des précipités de notre matériau. Aussi, son application permettra de mettre en évidence les phases présentes dans notre matériau.

Les diagrammes de diffraction RX sont représentés dans les figures suivantes. Ces figures mettent en évidence la formation des zones GP dans notre matériau qui est à base d'aluminium. Notre matériau est très sensible à toute perturbation de la périodicité du réseau cristallin. Il est possible de remarquer le contraste à la diffraction RX entre la matrice et les précipités qui peut être dû à la différence de la densité électronique entre les deux phases du matériau. Cette densité électronique dépend de la composition des deux phases en présence. Ainsi, pour obtenir des informations quantitatives de la composition, il est préférable de calculer en détail les différentes contributions à l'intensité intégrée. Le calcul détaillé, (ne faisant pas l'objet de notre étude), ne sera pas effectué pour le système quaternaire AlZnMg (Cu). Dans les alliages AlZnMg (Cu), le contraste à la diffraction RX entre les différents éléments provient essentiellement du contraste entre Al, Mg et Zn, Cu. Les contrastes entre Al et Mg d'une part et Zn et Cu d'autre part sont très faibles.

Le spectre de diffraction RX des différents échantillons montrent que les pics de diffraction de la solution solide sursaturée correspondent aux différents traitements thermiques utilisés lors de nos différentes expériences. Dans la zone fondue, des variations de précipitation apparaissent, notamment au niveau des bandes de solutés.

La structure obtenue dans la zone de fusion montre des différences dans la nature et la proportion des phases précipitées.

L'intensité rapportée est l'intensité relative. Elle est normalisée de telle façon que le pic le plus intense ait une intensité 100, en unités arbitraires. Les pics sont tous dus à l'aluminium. Selon les fiches ASTM, la réflexion la plus intense pour l'aluminium est celle due au plan (111).

Dans le système d'alliage Al-Mg, l'expansion est conséquente au phénomène de précipitation et de la contraction à la dissolution, en raison du volume spécifique de la phase d'équilibre.

Dans le cas de notre matériau, une interprétation des courbes est faite sur la base d'un effet secondaire, à savoir les rayons atomiques et l'expansion est due à la dissolution et la contraction à la précipitation. [4.13][4.14]. Les auteurs de ces études cités en référence, montrent que le volume spécifique des différentes phases précipitées est identique à celui de la matrice : il est de l'ordre de  $16,5 \cdot 10^{-3} \text{ nm}^2$ . L'expansion est due aux dissolutions et contraction à la précipitation dans notre cas. Notre matériau se trouve à l'état sursaturée après les traitements thermiques et reprendra son état d'équilibre lors du chauffage par précipitation de la phase d'équilibre  $\eta$ .

Cette précipitation s'exprime par la sortie des atomes de Mg et Zn de la solution solide (Al-Zn-Mg) où les rayons atomiques sont :

- Aluminium ( $r_{\text{Al}} = 0,143 \text{ nm}$ ),
- Magnésium ( $r_{\text{Mg}} = 0,160 \text{ nm}$ )
- et Zinc ( $r_{\text{Zn}} = 0,138 \text{ nm}$ ).

Ainsi et lors du traitement d'homogénéisation, les éléments Mg et le Zn apparaissent en solution solide en substitution. Les atomes de Mg augmentent la distance interatomique tandis que les atomes Zn diminuent cette distance ; d'où l'apparition d'une contraction. Ceci est confirmé dans les travaux de Berg et ou ses travaux montrent que la formation des zones GPII dans un alliage ternaire provoque une contraction dans la matrice d'aluminium du fait que le rayon atomique de Mg est plus gros que le rayon de Al, de 12%. [4.15].



Afin d'attribuer l'origine de chaque pic à un phénomène métallurgique, et donc de mieux comprendre la séquence de précipitation des alliages, les trois étapes de notre expérience sur les traitements thermiques furent prises en considération : la mise en solution, la trempe et le revenu.

Les diagrammes obtenus sur les échantillons ne montrent pas une grande différence. Cette différence est peut être due au fait que les traitements ont été mal appliqués ou à une mauvaise préparation des échantillons. Normalement, des différences devaient être signalées du fait que notre matériau est un alliage à durcissement structural et où les réactions de précipitation et de dissolution induisent des changements dans le paramètre de la maille de la matrice d'aluminium.

Les diagrammes montrent un déplacement des pics vers les grands angles. Ceci peut être expliqué par la variation du paramètre de réseau de la maille de notre matrice et à la présence des éléments d'additions. Le diagramme de diffraction RX de la zone fondue après les traitements thermiques diffère de celui de la zone fondue à l'état brut. On observe une légère disparition du pic de diffraction de la famille de plans de la phase  $\alpha$ , ce qui traduit une différence de texture entre les deux structures de soudage (à l'état soudé ou à l'état soudé et traité. Bien que le pic de diffraction de phase  $\beta$  apparaisse de façon plus intense, la phase  $\alpha$  représente encore plus de 90% de la composition de la zone de fusion de phases  $\alpha/\beta$ .

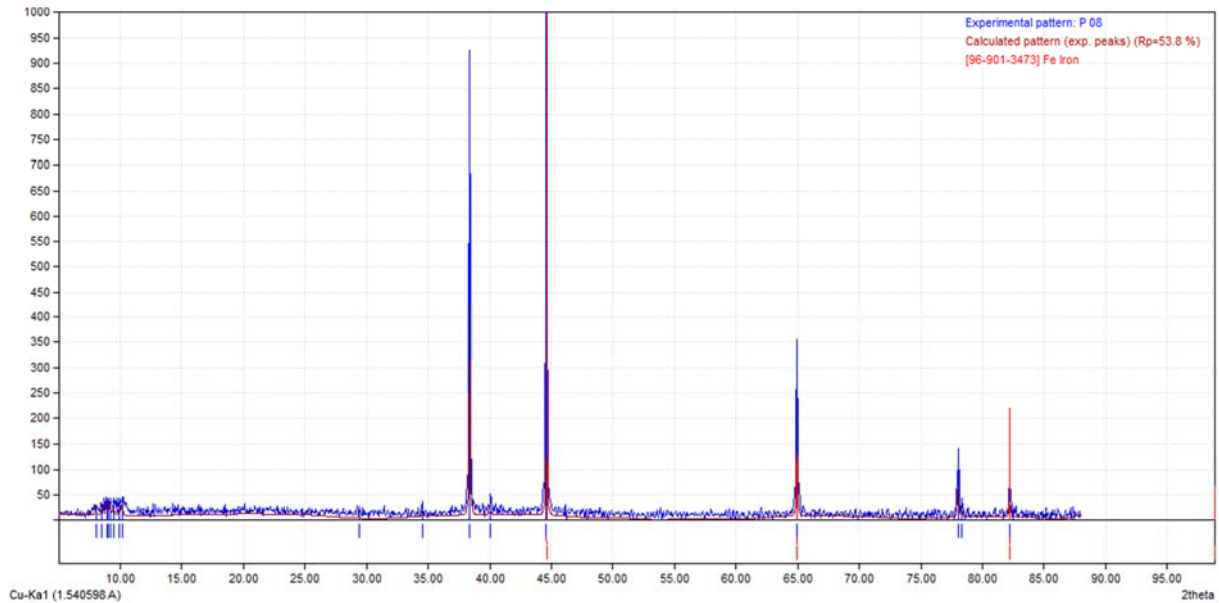
Les spectres de diffraction des rayons X de notre alliage AlZnMg (Cu), qui sont représentés dans les différentes figures, montrent l'apparition de plusieurs raies. Celles-ci sont liées à la solution solide. Les pics des échantillons soudés et traités se trouvent décaler vers les grands angles par rapport à ceux de l'état homogène de trempe.

Ce décalage peut être expliqué par l'application de la loi de Bragg. Dans ce cas, on constate d'après la diffraction, l'augmentation des valeurs  $\theta$ .

Le chauffage de notre alliage, jusqu'à une certaine température, permet la précipitation de la phase d'équilibre  $\eta$ . Cette phase s'accompagne d'un appauvrissement de la matrice en atomes de solutés (Zn, Mg, Cu).

En considérant que le rayon atomique du soluté Zn est presque identique à celui du solvant (Al), le rayon de Cu est donc inférieur au rayon d'Al tandis que le rayon de Mg est supérieur au rayon d'Al.

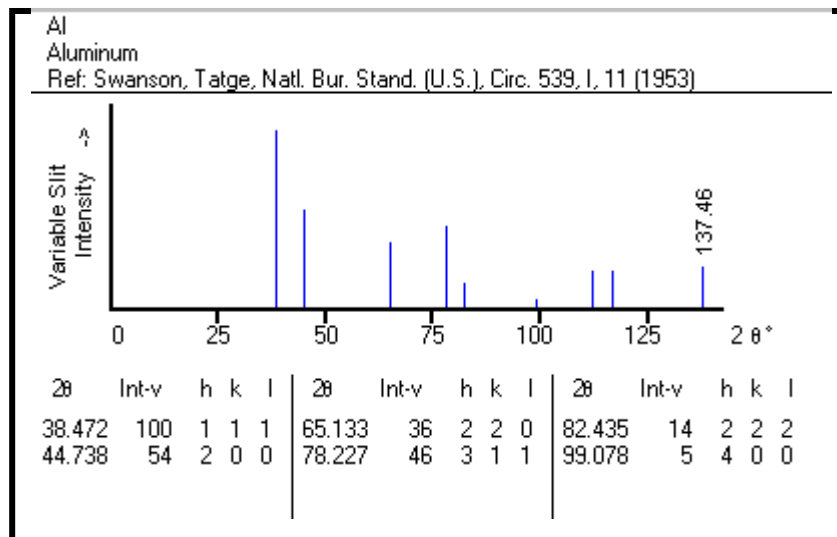
La sortie du soluté de la matrice au cours du chauffage de notre alliage mène à une contraction de la maille de la solution solide (diminution du paramètre de la maille).



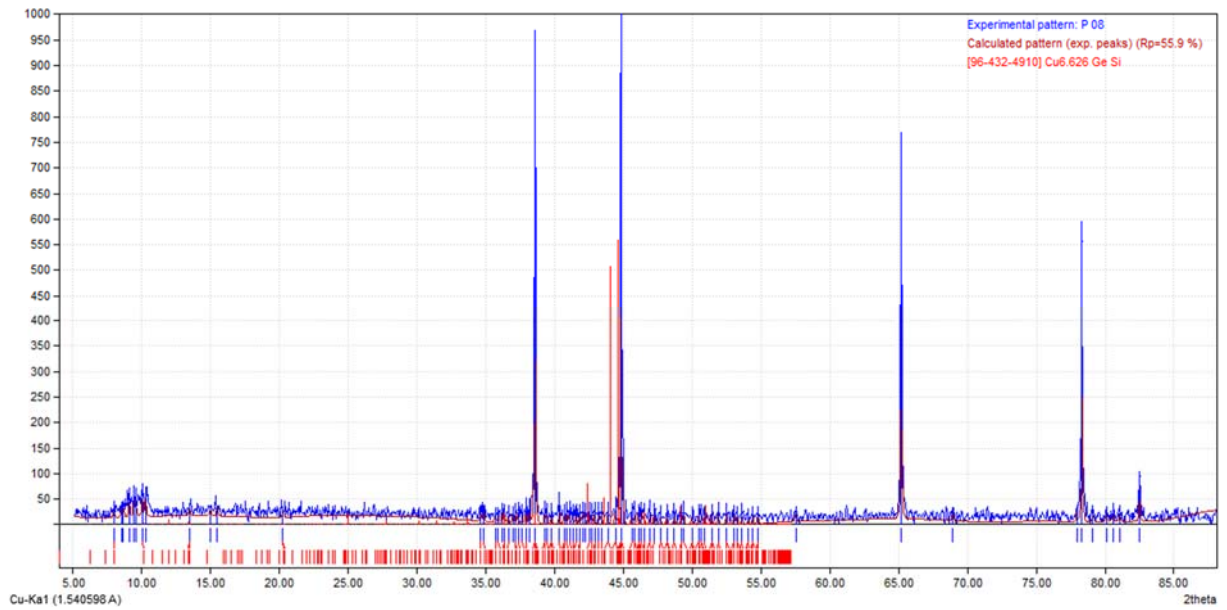
**Figure 4.38 :** Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon soudé et traité (épaisseur = 3 mm)

Aussi, on remarque que les pics représentés dans les différentes figures correspondent à la structure c.f.c de la matrice  $\alpha$  aluminium. Comparativement aux fichiers ASTM (fichier de référence), les diagrammes obtenus sont conformes aux fichiers de référence.

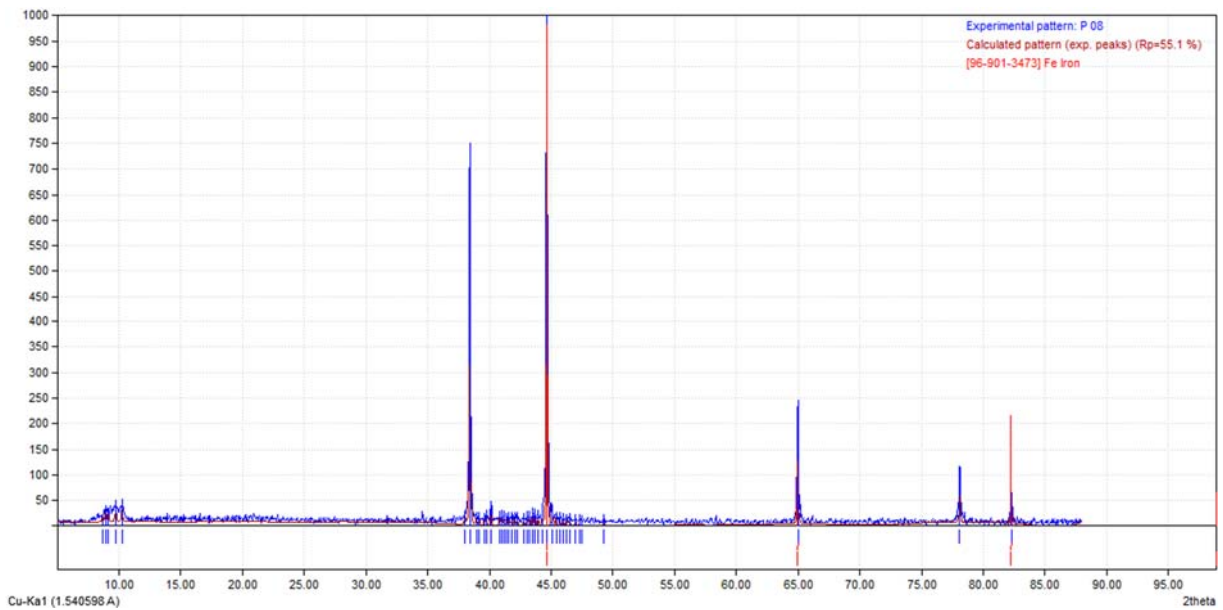
La figure 4.39 représente le diagramme de référence pour l'alliage d'aluminium 7075 T6 selon le fichier ASTM :



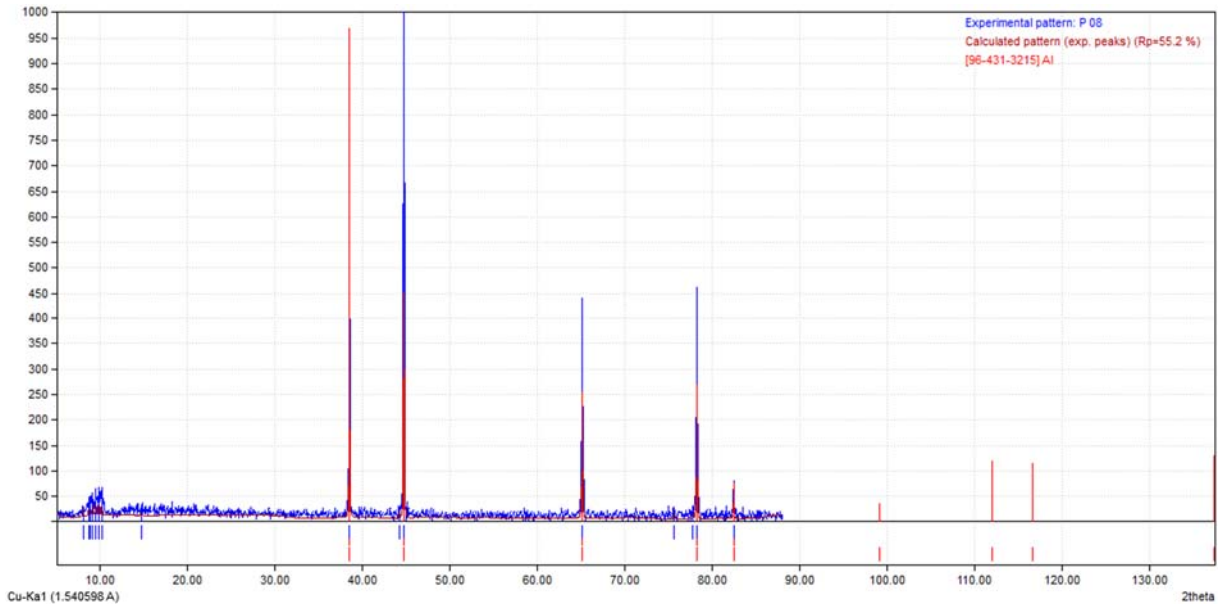
**Figure 4.39 :** Diagramme de référence pour l'alliage d'aluminium 7075 T6 selon le fichier ASTM



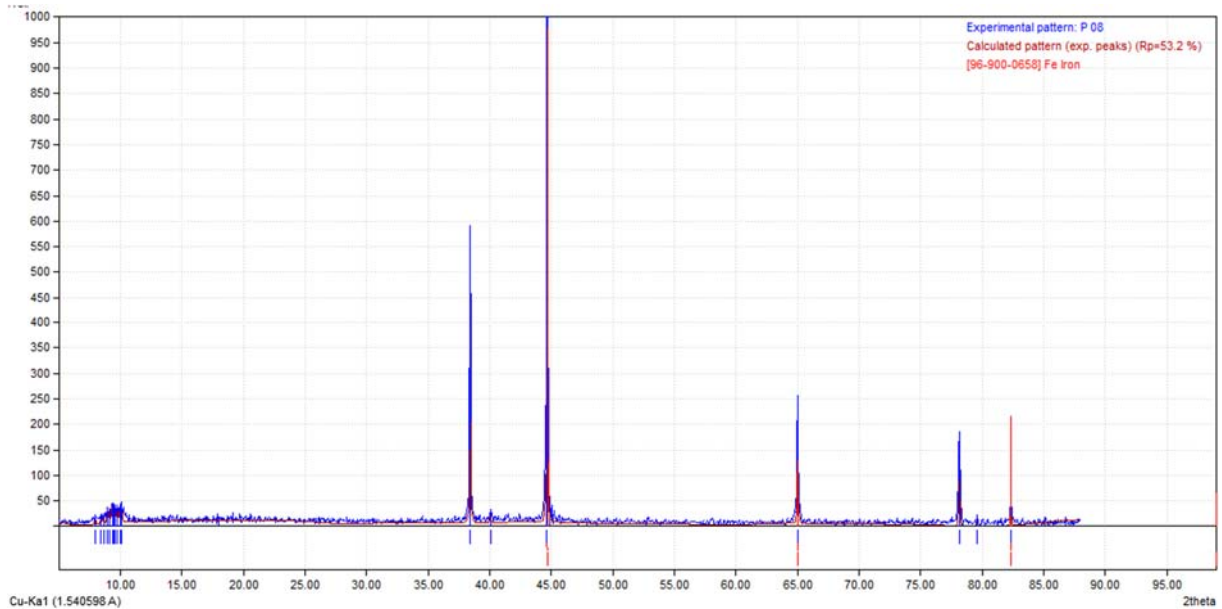
**Figure 4.40 :** Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon ayant subit l'essai de résilience ( $T^{\circ} = 15^{\circ}$  et épaisseur = 3 mm)



**Figure 4.41 :** Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon ayant subit l'essai de résilience ( $T^{\circ} = 30^{\circ}$  et épaisseur = 3 mm)



**Figure 4.42 :** Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon ayant subit l'essai de résilience ( $T^{\circ} = 45^{\circ}$  et épaisseur = 3 mm)



**Figure 4.43 :** Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon ayant subit l'essai de résilience ( $T^{\circ} = 60^{\circ}$  et épaisseur = 3 mm)

## CONCLUSION GENERALE

Le procédé de soudage par frottement-malaxage constitue une technique d'assemblage prometteuse pour la fabrication de plusieurs structures dont celles de l'aéronautique en aluminium. Ce procédé existe depuis 1991, mais son développement s'est intensifié au cours des dernières années. Durant cette période est apparu un besoin important d'approfondir les connaissances sur les mécanismes physiques qui régissent la soudure ainsi que sur les propriétés mécaniques des joints soudés. C'est dans ce contexte que le présent travail s'est inscrit ; nous nous sommes intéressés aux alliages d'aluminium 7075 T6. Ces alliages contiennent Zn, Mg et Cu comme principaux éléments d'addition.

La première partie de notre recherche bibliographique a montré qu'il est nécessaire de connaître l'évolution de leurs propriétés d'une manière intégrée tout au long du processus d'élaboration. 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  $\alpha$  et  $\beta$ , soit à précipiter de nouveaux composés souvent durcissant.

La deuxième partie de notre recherche bibliographique a montré que ces alliages sont dans l'ensemble difficilement soudables car d'une part, ils sont sujets aux criques lors de la solidification de la soudure et d'autre part, leurs caractéristiques mécaniques après soudage sont fortement diminuées. Cependant, l'utilisation du procédé de soudage friction malaxage peut améliorer certains de ces résultats.

Le soudage de notre alliage d'aluminium conduit à des changements microstructuraux. Ces derniers 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.

Dans un premier temps, une analyse expérimentale a permis de se familiariser avec le procédé de soudage par friction malaxage et de comprendre les phénomènes mis en jeu lors de ce soudage. Ce procédé utilise comme outil des pions permettant d'obtenir un cordon de soudure. Il a aussi été bien porté sur les températures atteintes lors du soudage que sur les mouvements de la matière lors de ce soudage. L'influence de la géométrie de l'outil ainsi que celle des paramètres de soudage ont été mis en évidence. Des résultats similaires aux expériences de la littérature avec des outils identiques ont été obtenus.

Dans un deuxième temps, nous avons étudié de manière détaillée la microstructure résultant du procédé de soudage par friction malaxage ainsi que les caractéristiques du phénomène de soudage.

L'étude de la microstructure du joint soudé nous a permis :

- D'identifier plusieurs zones : une zone, métal de base, loin du cordon de soudure non affectée par le soudage et qui 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. Une deuxième zone, zone affectée thermiquement, plus proche du centre de la soudure, et où le métal a subi un cycle thermique avec une température maximale qui dépasserait 250 °C, modifiant ainsi la microstructure ou les propriétés mécaniques. Une troisième zone, zone affectée thermomécaniquement, se trouvant autour du noyau et qui est propre au soudage par friction malaxage. Elle est à la fois déformée plastiquement et affectée thermiquement. La frontière entre la zone centrale de la soudure et cette zone est généralement très marquée. Une dernière zone, zone fondue, est située au centre de la soudure. 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.

- Pour dissoudre pour dissoudre le maximum de phases présentes dans notre matériau, on doit appliquer une dureté pour un traitement de mise en solution de 510°C pour un temps de 10 min pour une épaisseur de 3mm et de 510°C pour un temps de 20min pour une épaisseur de 4mm. Ce traitement doit être suivi d'une trempe à l'eau et

d'un revenu d'une température de 160° C pour un temps de 6 heures. Pour avoir un précipité  $\eta$  prédominant, la dureté doit être presque identique à la dureté de l'alliage à l'état reçu. La dureté est faible pour des températures de revenu supérieures à la température optimale.

- L'étude des relations structures/propriétés mécaniques du cordon de soudure par friction malaxage de notre alliage a permis de mettre en évidence les changements de caractéristiques de l'assemblage après l'application du traitement thermique post-soudage. Ce traitement thermique utilisé pour étudier la microstructure et les propriétés mécaniques du cordon de soudure a entraîné également des modifications sensibles des propriétés de ce cordon de soudure et des transformations très marquées pour l'assemblage. Les évolutions de la solution solide sursaturée aux cours des traitements de revenu sont conformes aux séquences des précipitations classiques étudiées tout au long de notre travail.

Dans le but de contribuer à l'évaluation de la qualité de notre assemblage soudé, de caractériser l'interaction entre notre alliage et le procédé de soudage par friction malaxage, et de fournir des données quantitatives sur le comportement de cet assemblage soudé, nous avons utilisé durant cette thèse les essais mécaniques suivants :

- Dureté,
- Résilience,
- Traction.

Ces essais mécaniques 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.

L'application de l'essai de dureté a montré que notre alliage mis en solution dans des conditions de température et de temps optimal n'entraîne pas une amélioration de la dureté relativement à son état non traité.

Lors de l'application de l'essai de résilience, 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, il varie.

On déduit que cet essai 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.

Aussi :

- A basse température, la rupture se fait pratiquement sans déformation plastique préalable,
- En augmentant la température, on constate que, dans un intervalle plus ou moins large, les caractéristiques de ductilité augmentent rapidement.

L'essai de traction a permis de déterminer les caractéristiques mécaniques. Il a montré que le traitement thermique permet d'améliorer d'une part les caractéristiques mécaniques des matériaux et d'autre part leur aptitude de soudage. Aussi, le soudage provoque des zones fragilisées (ZAT et ZATM) qui conduit à un changement de microstructure. La transformation de phase, qui couplée avec l'hydrogène dissout, conduit à une fragilité de la soudure. L'expérience confirme que notre alliage est sensible à l'énergie de soudage et que les critères de soudabilité dépendent de la tendance à la fissuration à chaud.

Finalement, notre étude nous a permis d'étudier l'influence des traitements thermiques sur les alliages d'aluminium 7075 T6 soudés par le procédé de soudage friction malaxage. Elle nous a permis de distinguer les caractéristiques de l'évolution de la structure lors de l'application de ce procédé dans les différentes zones (métal de base, zone affectée thermiquement, zone affectée thermo mécaniquement et zone fondue) en fonction de l'état initial de l'alliage. On peut conclure que :

- L'application du procédé de soudage fraction malaxage a un effet sur la diminution de l'impact de l'énergie dans la zone fondue de notre matériau,



- Une augmentation ou un prolongement à un maintien isotherme, conduit à une apparition de phases d'équilibres incohérentes avec la matrice. La coalescence de cette dernière conduit à l'adoucissement de l'alliage,
- La différence des épaisseurs des échantillons n'a aucune influence sur la microstructure des joints soudés dans le cordon de soudure. Dans cette partie, les conditions de déformation et de température sont telles qu'elles transforment complètement les structures jouant sur les propriétés des joints et sur les états de précipitation,
- Notre alliage connaît un fort adoucissement à travers la soudure. L'expérience a permis de mettre en évidence l'évolution de l'état de précipitation à travers la soudure. Plus en s'approche du noyau soudé et plus on remarque un changement de structure représentée par une réversion des zones GP puis une précipitation  $\eta'$ ,
- les phénomènes de précipitation sont bien évidemment influencés par la température et par le temps, mais l'influence de la température semble être plus importante que celle du temps,
- L'application des traitements après le procédé de soudage augmente la résistance à la traction du cordon de soudure,
- La formation de microstructures lors du soudage est essentiellement due aux faibles valeurs de la résistance à la traction et aux propriétés de l'impact de l'énergie de notre matériau soudé.

## LISTE DES SYMBOLES

$\lambda$	:	Conductivité thermique
$\rho$	:	Résistivité
T	:	Température
t	:	Temps
$\alpha$	:	Diffusivité thermique du matériau
$\rho c$	:	Capacité calorifique volumique
$T_0$	:	Température initiale
$q_0$	:	Puissance absorbée
v	:	Vitesse de la soudure
d	:	Epaisseur du matériau
K	:	Coefficient de partage à l'équilibre
R	:	Vitesse de croissance linéaire en tout point de solidification
$\theta$	:	Angle entre la direction de soudage et la direction de croissance des cristaux
d	:	Distance réticulaire
$\theta$	:	Angle d'incidence des rayons X
n	:	Ordre de la diffraction
$x_1$	:	Epaisseur de l'éprouvette normalisée
$x_2$	:	Température au moment de l'essai
Al	:	Aluminium
Zn	:	Zinc
Mg	:	Magnésium
Cu	:	Cuivre

## 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<sup>ème</sup> 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<sup>ème</sup> édition presses polytechniques et universitaires romandes, 1991
- [1.13] R.Develay, Traitement thermiques des alliages d'aluminium. Techniques de l'ingénieur. M1290, M1291, 1986

- [1.14] 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
- [1.15] 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] A.Dhooge, Techniques d'assemblage : le soudage ; Métallerie 65, spécial soudage, avril 2004
- [2.4] CETIM, Mécanosoudage, ISBN 2-85400-146-X, 1989
- [2.5] 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,
- [2.6] 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
- [2.7] 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
- [2.8] W.J.Arbegast, Chapitre 13, Application of FSW and related technologies, edited by R.S.Mishra et N.W.Mohoney, ASM International, 2007
- [2.9] C.E.D, Rowe, Wayne Thomas, Advances in tooling materials for FSW
- [2.10] 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
- [2.11] M.Clyde and C.M.Adams, Cooling rates and peak temperatures in fusing welding, welding research Supplement, mai 1958
- [2.12]. 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] , Ed. J.E. Hatch, Aluminium, Properties and physical metallurgy, American Society for Metals, Ohio 1984
- [3.6] G. Bussu et P.E. Irving. Proceedings of 1<sup>st</sup> International on Friction Stir welding, Thousand Oaks, California, USA, June 1999
- [3.7] G. Bussu et P.E. Irving. Proceedings of 1<sup>st</sup> International on Friction Stir welding, Thousand Oaks, California, USA, June 1999
- [3.8] C.S. Barret, Structure des métaux, Dunod, page 397, Paris, 1957
- [3.9] V.Hauck, C.Genzel, Structural and résiduel stress analysis by non destructive methods, Elsevier, page 435, 1997
- [4.1] F.Gemme , , Modélisation numérique des phénomènes physiques du soudage par Friction-Malaxage et comportement en fatigue de joints soudés en aluminium 7075-T6, Thèse de Doctorat, Université de Montréal, MARS 2011
- [4.2] Schmidt, H., Hattel, J., & Wert, J. (2004). An analytical model for the heat generation in friction stir welding, Modelling and Simulation in Material Science and Engineering, 12, 143-157
- [4.3] Schmidt, H. N. B., Dickerson, T. L., & Hattel, J. H. (2006). Material flow in butt friction stir welds in AA2024-T3. Acta Materialia, 54, 1199-1209
- [4.4] Yan, J., Sutton, M. A., & Reynolds, A. P. (2005). Process-structure-property relationships for nugget and heat affected zone regions of AA2024-T351 friction stir welds. Science and Technology of Welding and Joining, 10(6), 725-736
- [4.5] Y.Demmouche, Etude du comportement en fatigue d'assemblages soudés par FSW pour applications aeronautiques, Thèse de Doctorat l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, France 2012, 17 Décembre 2012

- [4.6] Mishra, R. and Ma, Z. (2005). Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering*, R 50 :1–78
- [4.7] Aydin, H., Bayram, A., Uuz, A., and Akay, K. S. (2009). Tensile properties of friction stir welded joints of 2024 aluminum alloys in different heat-treated-state. *Materials and Design*, 30 :2211 – 2221
- [4.8] 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
- [4.9] Reynolds, A. P., Lockwood, W. D., & Seidel, T. U. (2000). Processing-property correlation in friction stir welds. *Materials Science Forums*, 331(2), 1719-1724
- [4.10] Dubourg, L., Gagnon, F.-O., Nadeau, F., St-Georges, L., & Jahazi, M, Process window optimization for FSW of thin and thick sheet Al alloys using statistical methods. 6<sup>th</sup> International Friction Stir Welding Symposium, St-Sauveur, Canada TWI, 2006
- [4.11] T.L.Gall, Metal handbook, In: Howard E. Boyer, editor. ASM, pp 36.7–10, 1995
- [4.12] E.Macherauch, H.Wohlfahrt et, U.Wolfstieg, Zur Zweckmassigen, Definition von Eigenspannungen, *HTM*, 28, pp.201-302, 1973
- [4.13] R.AMIRA, Etude des phénomènes de précipitation dans le système d’alliages Al-Zn-Mg par la dilatométrie et l’analyse calorimétrique différentielle (DSC), Thèse de magister en physique, Université Mentouri, Constantine, 2005
- [4.14] M.Nicolas et A.Deschamps , *Acta Materialia* 51, 6077-6094, 2003
- [4.15] L.K.Berg, J.G. Jonne, V.Hansen, X.Z.Li, M.K.Nutson-Wedel, G.Waterloo, D.Schryers and L.R.Wallenberg, *Acta Mater*, 49, 3443-3451, 2001