

UNIVERSITE SAAD DAHLAB DE BLIDA

Faculté des Sciences de l'ingénieur

Département de Mécanique

THESE DE DOCTORAT D'ETAT

En Génie Mécanique

ETUDE DES EFFETS DES TRAITEMENTS THERMIQUES SUR LES PROPRIETES
STRUCTURALES ET MECANQUES DE L'ALLIAGE D'ALUMINIUM 7075 T6
SOUDE PAR LE PROCEDE DE SOUDAGE TIG

Par :

Mustapha TEMMAR

Devant le jury composé de :

Y.Benkhedda	Professeur, USD de Blida	Président
M.Bounazef	Professeur, U.D.L de Sidi Bel Abbés	Examineur
A.Kellou	Professeur, USTHB de Bab Ezzouar	Examineur
M.Yahi	Maitre de recherche A, C.S.C de Cheraga	Examineur
M.Hadji	Professeur, USD de Blida	Rapporteur
T.Sahraoui	Professeur, USD de Blida	Invité

Blida, janvier 2012

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 α et β , soit de précipiter de nouveaux composés souvent durcissant. Lors du processus de soudage TIG de notre matériau, un gradient de température se crée entre le métal de base et la zone fondue. Ainsi, les variations de gradient de température vont engendrer des structures métallographiques et des caractéristiques mécaniques diverses dans les différentes zones constituant le cordon de soudure. 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, et l'indexation des phases par diffraction (RX) pour des approches globales. 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 TIG, 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 α and β phases, or to precipitate new compounds often hardens. During the process of TIG welding of our material, a temperature gradient is created between the base metal and the melted zone. Thus, changes of the gradient of temperature are going to engender metallographic structures and diverse mechanical characteristics in various different zones forming the cordon of weld. 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, and indexing diffraction phases (RX) for global 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, TIG welding, heat treatments, microstructure, tensile test, impact strength test.

ملخص

المصنعون يُقدرون الألمنيوم لِخفته، لمزاياه الميكانيكية ولطبعه البيئي. ثم إن الجودة العالية لسطحه بعد كشطه أو بعد معالجته بالأكسدة المصعدية تعطيه ميزة إضافية.

ترتبط جزئياً الخواص الميكانيكية لسبائك الألمنيوم T6 7075 بطبيعة ونسبة العناصر التي تُؤلف هذه السبائك وبطبعها إلى الميل إما إلى تشكيل وتوزيع المراحل α و β ، أو إلى إنشاء مركبات جديدة متصلبة في أغلب الأحيان.

أثناء عملية اللحام TIG لمعدننا ينشأ فارق في درجة الحرارة بين المعدن القاعدي والمنطقة المنصهرة وبالتالي، فإن تغيرات فارق درجة الحرارة سوف تُخلف تركيبات ميتالوغرافية ومزايا ميكانيكية متعددة داخل مختلف المناطق المشكّلة لشريط اللحام،

بسبب تنوع مكونات التركيبة المجهرية، من حيث الحجم والطبيعة، فإن تحديد مزاياها يتطلب استخدام عدة تقنيات للتحقيق مثل استخدام المجهر الضوئي ومجهر المسح الإلكتروني (MEB) من أجل مقاربات محلية، واستخدام فهرسة المراحل بانحراف الأشعة (RX) من أجل مقاربات شاملة. كما أنه يتطلب أيضاً استخدام اختبارات الشد ومقاومة الصدمات لتقييم جودة اللحام، تحديد مزايا التفاعل بين المعدن وأسلوب اللحام، وتوفير معطيات كميّة عن سلوك التجميعات المُلحمة.

كلمات رئيسية: سبائك الألمنيوم T6 7075، أسلوب اللحام TIG، معالجات حرارية، تركيبة مجهرية، اختبار الشد، اختبار مقاومة الصدمات .

Remerciements

Ce travail de thèse a été réalisé au sein du Département de Mécanique de l'Université Saad Dahlab de Blida.

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

Je voudrais 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 **Benkhedda Younes**, de l'Université Saad Dahlab de Blida, pour avoir accepté la présidence de mon jury de thèse.

J'ai été privilégié par l'acceptation de Monsieur **Bounazef Mokhtar**, Monsieur **Kellou Abdelhafid** et Monsieur **Yahi Mostfa**, respectivement Professeur à l'Université Djillali Liabès de Sidi Bel Abbès, Professeur à l'Université Houari Boumediene de Bab Ezzouar et Maître de recherche A et Directeur Général du Centre de Recherche Scientifique et Technique en Soudage et Contrôle de Cheraga (Alger), d'être membres de jury.

J'exprime toute ma gratitude au Professeur **Sahraoui Tahar** pour son soutien technique et ses conseils judicieux et qui m'honore de sa présence lors de ma soutenance.

Je suis très reconnaissant au Professeur **Hadji Mohamed**, mon promoteur, pour avoir accepté de diriger cette thèse, 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 témoigné au cours de ces années de travail en me faisant découvrir l'état de l'art du soudage TIG sur les alliages d'aluminium 7075 T6. Sans lui, ce travail n'aurait pas vu le jour.

Dédicaces

A feu mon père et à ma mère,

En remerciements de leurs efforts qui m'ont permis de faire de longues études,

A mon épouse pour son affectueux soutien,

A Selma, Hamza, Zakaria et Issam,

A mes sœurs, mes frères,

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,

Aussi, je voudrais remercier l'ensemble du personnel de :

- Atelier d'usinage et de soudage de notre Département de mécanique,
- Centre de Recherche Scientifique et Technique en Soudage et Contrôle de Cheraga (Alger),
- Filiale CSC Expertise de Bou Ismail (Tipaza),
- Alphapipe de Ghardaïa (Ghardaïa),
- Laboratoire de la Diffraction des Rayons X de l'Université Amar Telidji de Laghouat (Laghouat),
- Centre de Développement des Technologies Avancées (CDTA) de Baba Hassen (Alger),
- Service de maintenance d'Air Algérie, (Alger),
- Laboratoire des Grands Travaux Pétroliers (GTP) de Reghaïa (Boumerdès).

Encore une dernière fois, merci à tous.

Sommaire

Introduction générale	20
 Chapitre 1. Aluminium et Alliages d'aluminium	
I.1. Introduction :.....	24
I.2. Généralités :.....	24
I.3. Principales caractéristiques de l'aluminium :.....	26
I.3.1. Propriétés physiques :.....	26
I.3.2. Propriétés chimiques :.....	26
I.3.3. Propriétés électriques :.....	27
I.3.4. Propriétés mécaniques :.....	27
I.3.5. Propriétés de mise en forme :.....	27
I.4. Etats métallurgiques (TI) :.....	28
I.4.1. Etats fondamentaux :.....	28
I.4.2. Subdivisions de l'état T :	29
I.5. Microstructure et durcissement structural des alliages 7000 :.....	30
I.5.1. Généralités sur la gamme d'élaboration des laminés en aluminium :.....	30
I.5.2. Les Traitements thermomécaniques :.....	31
I.5.2.1. Coulée :.....	33
I.5.2.2. Mise en solution :.....	33
I.5.2.3. Homogénéisation :.....	33
I.5.2.4. Laminage à chaud :.....	33
I.5.2.5. Laminage à froid :.....	34
I.5.2.6. Trempe :.....	34
I.5.2.7. Détensionnement :.....	35
I.5.2.8. Maturation :.....	35
I.5.2.9. Revenu :.....	36
I.6. Phases dans les alliages 7000 :.....	36

I.6.1. Les précipités durcissants :.....	38
I.6.1.1. Les zones de Guinier Preston (GP) :.....	39
I.6.1.2. La phase métastable η' :.....	40
I.6.1.3. La phase d'équilibre η :.....	40
I.6.2. Les dispersoïdes :.....	41
I.6.3. Les particules intermétalliques :.....	42

Chapitre 2. Le procédé de soudage :

2.1. Introduction :.....	44
2.2. Généralités :.....	45
2.3. Description du procédé de soudage :	46
2.3.1. Définition :.....	46
2.3.2. Caractéristiques de la soudure :.....	48
2.3.3. Morphologie de la zone fondue :.....	51
2.3.3.A. Aspects thermiques liés au soudage :.....	51
2.3.3.B. Comportement du bain liquide :.....	54
2.3.3.C. Transformations lors du chauffage dans la zone affectée thermiquement :.	57
2.3.3.D. Modifications des propriétés mécaniques de dureté :.....	58
2.3.4. Les principaux défauts de soudage :.....	58
2.3.5. Contrôle des soudures :.....	60
2.4. Principaux procédés de soudage:.....	60
2.5. Procédé de soudage TIG :.....	60
2.5.1. Principe du procédé de soudage TIG:.....	62
2.5.2. Caractéristiques du procédé de soudage TIG:.....	64
2.6. Soudage des alliages d'aluminium :.....	64
2.6.1. Technique de soudage :.....	65
2.6.2. Transformations métallurgiques :.....	66
2.6.3. Conséquences du soudage :.....	67
2.6.4. Les métaux d'apport :.....	67

Chapitre 3. Matériaux et procédures expérimentales :

3.1. Présentation du matériau utilisé :	69
3.2. Technique de soudage TIG :	70

3.2.1. Préparation des tôles à souder :.....	70
3.2.2. Principe et paramètres technologiques du soudage TIG :.....	73
3.2.3. Contrôle des soudures :.....	76
3.2.3.A. Contrôle avant le soudage :.....	76
3.2.3.B. Contrôle pendant le soudage :.....	76
3.2.3.C. Contrôle après le soudage :.....	77
3.3. Traitements thermiques :.....	77
3.3.1. Mise en solution :.....	79
3.3.2. Trempe :.....	80
3.3.3. Revenu :.....	80
3.3.4. Caractérisation de la soudure :.....	81
3.4. Caractérisation de la microstructure :.....	82
3.4.1. La microscopie optique :.....	82
3.4.1.A. Enrobage :.....	83
3.4.1.B. Polissage :.....	83
3.4.1.C. Attaque chimique :.....	84
3.4.2.A. La microscopie électronique à balayage (MEB) :.....	84
3.4.2.B. Caractérisation chimique des différentes phases à l'aide du spectromètre dispersion d'énergie (EDS) :.....	86
3.4.3. L'indexation des phases par diffraction (RX) :.....	87
3. 5. Méthodes d'essais mécaniques :.....	88
3. 5.1. Essai de dureté :.....	88
3. 5.2. Essai de résilience :.....	91
3. 5.3. Essai de traction :.....	93

Chapitre 4 : Résultats et interprétations

4.1. Introduction :.....	96
4.2. Aspects métallurgiques du procédé de soudage TIG :.....	97
4.2.1. Sous-structure de solidification :.....	98
4.2.2. Phénomènes de ségrégation dans les cordons de soudure :.....	101
4.3. Caractérisation du durcissement structural :.....	101
4.3.1. Caractérisation à l'état brut:.....	103
4.3.1. A : Microdureté des échantillons à l'état brut :.....	110

4.3.1.B : Dureté des échantillons à l'état brut :.....	111
4.3.2 Caractérisation à l'état soudé et traité :.....	112
4.3.2.A : Microdureté des échantillons à l'état soudé et traité:.....	121
4.3.2.B : Dureté des échantillons à l'état soudé et traité:.....	122
4.4. Résilience des échantillons à l'état soudé et traité :	125
4.5. Essais de traction des échantillons à l'état soudé et traité:.....	134
4.6. Diffraction des rayons X :.....	138
4.6.1. Différentes ordres de contraintes :.....	138
4.6.2. La loi de Bragg :.....	139
4.6.3. Analyse par diffraction des rayons X :.....	141

Chapitre 5. Modélisation numérique de l'essai de résilience et de l'essai de traction :

5.1. Introduction :.....	148
5.2. Méthode des plans d'expérience :.....	149
5.2.1. Définition :	150
5.2.2 Notion d'espace expérimental et terminologie :.....	150
5.2.2.A. Le facteur :.....	151
5.2.2.B. La réponse :.....	153
5.2.2.C. Surface de réponse :.....	153
5.2.3. Notion de modélisation mathématique et application :.....	154
5.3. Application d'un logiciel de simulation pour l'essai de traction :.....	168
5.3.1. Logiciels de CAO 3D Autodesk® Inventor® :.....	168
5.3.2. Application :.....	168
5.3.3. Rapport d'analyse des contraintes :.....	171
5.3.4. Résumé des résultats :.....	173

Conclusion Générale :.....	182
-----------------------------------	-----

Liste des symboles :.....	188
----------------------------------	-----

Recherche bibliographique :.....	189
---	-----

Annexe :.....	196
----------------------	-----

Liste des figures

<u>Figure 1.1</u> : Principaux stades et flux dans la fabrication de l'aluminium.....	25
<u>Figure 1.2</u> : Subdivisions de l'état T (Traité thermiquement avec mise en solution séparée).....	29
<u>Figure 1.3</u> : Subdivisions de l'état T (Traité thermiquement sans mise en solution séparée).....	29
<u>Figure 1.4</u> : Exemple d'utilisation des alliages d'aluminium en aéronautique.....	30
<u>Figure 1.5</u> : Micrographie de l'alliage 7075 T6 à l'état brut (épaisseur = 2 mm)....	31
<u>Figure 1.6</u> : Séquence de traitements thermomécaniques utilisée dans l'industrie pour les alliages 7000.....	32
<u>Figure 1.7</u> : Influence du milieu de trempe et de l'épaisseur sur la vitesse moyenne de refroidissement à mi-épaisseur de tôles en alliages d'aluminium.....	35
<u>Figure 1.8</u> : Etat des propriétés d'un alliage d'aluminium T6 au cours de différents traitements thermiques.....	36
<u>Figure 1.9</u> : Coin riche en aluminium du diagramme de phase AlZnMg : position du solvus à différentes températures	38
<u>Figure 1.10</u> : Coupe du diagramme de phase AlZnMg pour une concentration en Zn de 12.5% en poids et une température de 460°C.....	38
<u>Figure 1.11</u> : Influence de la teneur en fer sur la ténacité d'un alliage d'aluminium 7075 pour différentes épaisseurs d'éprouvette.....	42
<u>Figure 1.12</u> : Analyse EDX de l'alliage d'aluminium AlZnMgCu montrant présence d'une particule au fer.....	43
<u>Figure 2.1</u> : Système vis/écrou utilisé pour les fixations des structures d'avion dont les contraintes sont en cisaillement.....	44
<u>Figure 2.2</u> : Schéma simplifié du gain de masse Rivet et Soudure.....	45
<u>Figure 2.3</u> : Les différents procédés de soudage.....	47

<u>Figure 2.4</u> : Sources thermiques et densités d'énergie.....	48
<u>Figure 2.5</u> : Microstructures dans un cordon de soudure par fusion.....	50
<u>Figure 2.6</u> : Micrographie de la ZAT d'un alliage 7075 T6 (épaisseur = 2 mm).....	50
<u>Figure 2.7</u> : Schéma représentant la définition du système de coordonnées.....	52
<u>Figure 2.8</u> : Cycle thermique de la zone ZAT de l'alliage d'aluminium 7075 T6...	54
<u>Figure 2.9</u> : Relation entre la température maximale et la distance de la ligne de fusion.....	54
<u>Figure 2.10</u> : Forces et courants de convection dans le bain de fusion c procédé de soudage TIG.....	55
<u>Figure 2.11</u> : Courants mouillants dans le bain de fusion.....	56
<u>Figure 2.12</u> : Courants pénétrants dans le bain de fusion.....	56
<u>Figure 2.13</u> : Schéma représentant les différentes parties constitutives d'un joi soudé.....	58
<u>Figure 2.14</u> : Exemple de manques de pénétration.....	59
<u>Figure 2.15</u> : Exemple de fissure à froid.....	59
<u>Figure 2.16</u> : Un poste de procédé de soudage TIG.....	61
<u>Figure 2.17</u> : Application du procédé de soudage TIG.....	61
<u>Figure 2.18</u> : Profil longitudinal et transversal de la flamme TIG.....	62
<u>Figure 2.19</u> : Principe de l'application de la torche du procédé de soudage TIG...	63
<u>Figure 2.20</u> : Forme des électrodes pour soudage TIG.....	63
<u>Figure 2.21</u> : Apparition d'une fissure lors du soudage TIG d'un alliage d'aluminium 7075 T6 (épaisseur = 2 mm).....	65
<u>Figure 3.1</u> : Plaque brute d'aluminium 7075 T6 (épaisseur = 2 mm).....	69
<u>Figure 3.2</u> : Préparation des échantillons avant le soudage.....	71
<u>Figure 3.3</u> : Plaque d'aluminium 7075 T6 prête pour le soudage (épaisseur = 2,5 mm).....	72
<u>Figure 3.4</u> : Premières étapes du procédé de soudage TIG.....	73
<u>Figure 3.5</u> : Apparition d'une fissure dans l'échantillon (épaisseur = 2 mm) lors c l'utilisation d'un ampérage de 140 A.....	74
<u>Figure 3.6</u> : Schéma du procédé de soudage.....	74
<u>Figure 3.7</u> : Plaques soudées (épaisseur = 2,5 mm).....	75
<u>Figure 3.8</u> : Micrographie d'un échantillon soudé montrant les différentes zones c soudage (épaisseur = 2 mm).....	75

<u>Figure 3.9</u> : Variation de la résistance à chaud en fonction de la température.....	79
<u>Figure 3.10</u> : Exemple de traitement thermique d'un échantillon.....	80
<u>Figure 3.11</u> : Micrographie d'un échantillon traité : revenu = 160 °C avec un temps de maintien de 6 heures (épaisseur = 2,5 mm).....	81
<u>Figure 3.12</u> : Polisseuse Metasinx.....	84
<u>Figure 3.13</u> : Principe de fonctionnement d'un microscope électronique balayage.....	85
<u>Figure 3.14</u> : Photographie au MEB de l'échantillon non traité (épaisseur = 2 mm).....	86
<u>Figure 3.15</u> : Profil de dureté d'un joint d'un alliage d'aluminium.....	89
<u>Figure 3.16</u> : Caractéristiques de l'essai.....	90
<u>Figure 3.17</u> : Photographie au MEB de rupture ductile de la ZAT de l'échantillon traité (épaisseur = 2,5 mm).....	91
<u>Figure 3.18</u> : Epreuve normalisée.....	92
<u>Figure 3.19</u> : Emplacement de l'entaille dans la zone fondue.....	92
<u>Figure 3.20</u> : Machine de résilience de marque Instron.....	93
<u>Figure 3.21</u> : Machine de traction de marque Instron.....	94
<u>Figure 3.22</u> : Epreuve de l'essai de traction normalisée.....	95
<u>Figure 3.23</u> : Les différentes étapes de l'essai de traction d'une éprouvette.....	95
<u>Figure 4.1</u> : Phénomènes physiques impliqués et leurs couplages lors du procédé de soudage.....	97
<u>Figure 4.2</u> : Effet du gradient de température sur le mode de solidification des soudures pour une vitesse constante.....	99
<u>Figure 4.3</u> : Effet du gradient de température G et de la vitesse de solidification sur la morphologie de la sous structure.....	100
<u>Figure 4.4</u> : Essai de microdureté.....	102
<u>Figure 4.5</u> : Micrographie de l'échantillon soudé et traité avec une intensité de 100A (épaisseur = 2 mm).....	102
<u>Figure 4.6</u> : Application et influence de la vitesse de soudage sur l'échantillon (épaisseur = 2 mm).....	104
<u>Figure 4.7</u> : Forme du bain de fusion.....	105

<u>Figure 4.8</u> : Micrographie du métal de base de l'échantillon soudé et non traité sur l'échantillon d'épaisseur = 2 mm.....	107
<u>Figure 4.9</u> : Micrographie du métal de base de l'échantillon soudé et non traité sur l'échantillon d'épaisseur = 2,5 mm	108
<u>Figure 4.10</u> : Micrographie de la ZAT de l'échantillon soudé et non traité sur l'échantillon d'épaisseur = 2 mm.....	108
<u>Figure 4.11</u> : Micrographie de la ZAT de l'échantillon soudé et non traité sur l'échantillon d'épaisseur = 2,5 mm.....	109
<u>Figure 4.12</u> : Micrographie de la zone fondue de l'échantillon soudé et non traité sur l'échantillon d'épaisseur = 2 mm.....	109
<u>Figure 4.13</u> : Micrographie de la zone fondue de l'échantillon soudé et non traité sur l'échantillon d'épaisseur = 2,5 mm.....	110
<u>Figure 4.14</u> : Microdureté de l'échantillon soudé et non traité.....	110
<u>Figure 4.15</u> : Evolution de la dureté de l'échantillon soudé et non traité (épaisseur = 2 mm).....	111
<u>Figure 4.16</u> : Evolution de la dureté de l'échantillon soudé et non traité (épaisseur = 2.5 mm).....	112
<u>Figure 4.17</u> : Micrographie de l'échantillon (Métal de base) sous l'influence de température de la mise en solution de 510 °C (épaisseur = 2 mm).....	113
<u>Figure 4.18</u> : Micrographie de l'échantillon (Métal de base) sous l'influence de température de la mise en solution de 510 °C (épaisseur = 2,5 mm).....	113
<u>Figure 4.19</u> : Micrographie de la zone fondue de l'échantillon sous l'influence de température de la mise en solution de 510 °C (épaisseur = 2,5 mm).....	114
<u>Figure 4.20</u> : Micrographie de la zone affectée thermiquement de l'échantillon Sous l'influence de la température de la mise en solution de 510 °C (épaisseur = 2,5 mm).....	114
<u>Figure 4.21</u> : Influence de la température de mise en solution sur la dureté de l'échantillon (épaisseur = 2 mm).....	117
<u>Figure 4.22</u> : Effet de la mise en solution (510 °C) sur l'échantillon (épaisseur = 2 mm).....	117
<u>Figure 4.23</u> : Effet de la mise en solution (510 °C) sur l'échantillon (épaisseur = 2.5 mm).....	118
<u>Figure 4.24</u> : Evolution de la dureté en fonction du temps pour T = 140 °C.....	119
<u>Figure 4.25</u> : Evolution de la dureté en fonction du temps pour T = 160 °C.....	119

<u>Figure 4.26</u> : Evolution de la dureté en fonction du temps pour T = 180 °C.....	120
<u>Figure 4.27</u> : Effet du revenu (T = 160°) pour un temps de maintien de 6 heures sur l'échantillon (épaisseur = 2 mm).....	120
<u>Figure 4.28</u> : Effet du revenu (T = 160°) pour un temps de maintien de 6 heures sur l'échantillon (épaisseur = 2,5 mm).....	121
<u>Figure 4.29</u> : Microdureté de l'échantillon sous différentes températures (épaisseur = 2 mm).....	121
<u>Figure 4.30</u> : Microdureté des échantillons soudés traités et non traités (épaisseur = 2 mm).....	122
<u>Figure 4.31</u> : Evolution de la dureté de l'échantillon soudé et traité (épaisseur = 2 mm).....	123
<u>Figure 4.32</u> : Evolution de la dureté de l'échantillon soudé et traité (épaisseur = 2,5 mm).....	123
<u>Figure 4.33</u> : Préparation de l'échantillon avant l'essai de résilience.....	126
<u>Figure 4.34</u> : Obtention d'une température souhaitée à l'aide d'un thermocouple..	126
<u>Figure 4.35</u> : Photo d'une éprouvette ayant subie un essai de résilience et variation de la résilience en fonction des différentes températures (Métal de base)..	127
<u>Figure 4.36</u> : Photo d'une éprouvette ayant subie un essai de résilience et Variatioi de la résilience en fonction des différentes températures (Zone affectée thermiquement).....	127
<u>Figure 4.37</u> : Photo d'une éprouvette ayant subie un essai de résilience et variation de la résilience en fonction des différentes températures (Zone fondue)	128
<u>Figure 4.38</u> : Photographie au MEB de la ZAT de l'échantillon avec apparition de fissures (épaisseur = 2,5 mm).....	129
<u>Figure 4.39</u> : Photographie au MEB de la ZF de l'échantillon avec apparition de fissures (épaisseur = 2 mm).....	130
<u>Figure 4.40</u> : Photographie au MEB de la ZF de l'échantillon avec apparition de fissures (épaisseur = 2,5 mm).....	130
<u>Figure 4.41</u> : Facies de rupture de la ZAT d'un échantillon (revenu (T = 160°) pour un temps de maintien de 6 heures) (épaisseur = 2 mm).....	131
<u>Figure 4.42</u> : Facies de rupture de la ZAT d'un échantillon (revenu (T = 160°) pour un temps de maintien de 6 heures) (épaisseur = 2,5 mm)	132
<u>Figure 4.43</u> : Analyse EDX de la ZAT d'un échantillon (revenu (T = 160°) pour un temps de maintien de 6 heures) (épaisseur = 2 mm).....	133

<u>Figure 4.44</u> : Analyse EDX de la Zone fondue d'un échantillon (revenu (T = 160°) pour un temps de maintien de 6 heures) (épaisseur = 2,5 mm)	133
<u>Figure 4.45</u> : Essai de traction sur une éprouvette avec une intensité de 100 A (épaisseur = 2mm).....	135
<u>Figure 4.46</u> : Effet de l'essai de traction sur l'échantillon (épaisseur = 2mm).....	135
<u>Figure 4.47</u> : Vue de profil de la déchirure apparue après l'essai de traction (épaisseur = 2mm).....	136
<u>Figure 4.48</u> : Essai de traction sur une éprouvette avec une intensité de 100 A (épaisseur = 2,5mm).....	136
<u>Figure 4.49</u> : Effet de l'essai de traction sur un échantillon (épaisseur = 2,5 mm).....	137
<u>Figure 4.50</u> : Apparition de soufflures après l'essai de traction (épaisseur= 2,5 mm).....	137
<u>Figure 4.51</u> : Variation de la contrainte interne sur une distance traversant plusieurs grains.....	139
<u>Figure 4.52</u> : Démonstration de la loi de Bragg.....	140
<u>Figure 4.53</u> : Microstructure d'un échantillon soudé et traité (épaisseur = 2 mm)...	143
<u>Figure 4.54</u> : Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon soudé et non traité (épaisseur = 2 mm).....	145
<u>Figure 4.55</u> : Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon soudé et non traité (épaisseur = 2,5 mm).....	145
<u>Figure 4.56</u> : Diagramme de référence pour l'alliage d'aluminium 7075 T6 selon fichier ASTM.....	146
<u>Figure 4.57</u> : Echantillon traité (épaisseur = 2mm).....	146
<u>Figure 4.58</u> : Echantillon traité (épaisseur = 2,5 mm).....	147
<u>Figure 5.1</u> : Domaine de variation d'un seul facteur.....	151
<u>Figure 5.2</u> : Domaine de variation de deux facteurs.....	152
<u>Figure 5.3</u> : Points expérimentaux dans l'espace expérimental.....	152
<u>Figure 5.4</u> : Domaine d'étude pour le cas de 2 facteurs.....	153
<u>Figure 5.5</u> : Représentation d'une surface de réponse.....	154
<u>Figure 5.6</u> : Histogramme des valeurs des résiliences dans l'ordre du tableau expérimental.....	157
<u>Figure 5.7</u> : Coefficient de qualité R ² et de prédiction Q ²	160

<u>Figure 5.8</u> : Graphe I des écarts des points par rapport au modèle.....	161
<u>Figure 5.9</u> : Graphe II des écarts des points par rapport au modèle.....	161
<u>Figure 5.10</u> : Cas minimal (low Value).....	162
<u>Figure 5.11</u> : Cas moyen (Center Value).....	162
<u>Figure 5.12</u> : Cas maximal (High Value).....	163
<u>Figure 5.13</u> : Surface de réponses.....	164
<u>Figure 5.14</u> : Contours de réponses.....	164
<u>Figure 5.15</u> : Surface de réponses.....	165
<u>Figure 5.16</u> : Contours de réponses.....	166
<u>Figure 5.17</u> : Surface de réponses.....	166
<u>Figure 5.18</u> : Contours de réponses.....	167
<u>Figure 5.19</u> : Différentes zones d'une éprouvette soudée.....	169
<u>Figure 5.20</u> : Partie fixe de l'essai (force1).....	170
<u>Figure 5.21</u> : Partie fixe de l'essai (Force2).....	170
<u>Figure 5.22</u> : Illustration d'une déformation lors de l'application du logiciel Autodesk Inventor.....	171
<u>Figure 5.23</u> : Illustration de la contrainte équivalente (force1).....	175
<u>Figure 5.24</u> : Illustration de la contrainte équivalente (Force2).....	175
<u>Figure 5.25</u> : Illustration de la 1 ^{ère} contrainte principale (force1).....	176
<u>Figure 5.26</u> : Illustration de la 2 ^{ème} contrainte principale (Force2).....	176
<u>Figure 5.27</u> : Illustration du déplacement (force1).....	177
<u>Figure 5.28</u> : Illustration du déplacement (Force2).....	177
<u>Figure 5.29</u> : Illustration de la contrainte xx (force1).....	178
<u>Figure 5.30</u> : Illustration de la contrainte xx (Force2).....	178
<u>Figure 5.31</u> : Illustration de la contrainte xx (force1).....	179
<u>Figure 5.32</u> : Illustration de la contrainte xx (Force2).....	179
<u>Figure 5.33</u> : Sollicitation maximale dans la zone fondue (force1).....	181
<u>Figure 5.34</u> : Sollicitation maximale dans la zone fondue (Force2).....	181
<u>Figure A.1</u> : Eprouvette de traction normalisée.....	203

Liste des tableaux

<u>Tableau 1.1</u> : Comparaison entre les alliages d'aluminium et d'autres matériaux subissant les mêmes sollicitations (flambage).....	31
<u>Tableau 1.2</u> : Variétés de la phase d'équilibre η et leurs relations d'orientation avec la matrice d'aluminium.....	41
<u>Tableau 1.3</u> : Nature cristallographique des particules intermétalliques de l' $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ et du Mg_2Si	43
<u>Tableau 3.1</u> : Composition chimique (%) des échantillons d'alliage d'aluminium 7075 T6.....	70
<u>Tableau 3.2</u> : Type de préparation du joint avant le procédé de soudage TIG...	72
<u>Tableau 3.3</u> : Paramètres de soudage.....	74
<u>Tableau 3.4</u> : Alliages d'aluminium durcissables par précipitation après une seconde phase.....	78
<u>Tableau 3.5</u> : Application des traitements thermiques.....	81
<u>Tableau 5.1</u> : Tableau du plan expérimental.....	156
<u>Tableau 5.2</u> : Valeurs codées des résiliences.....	158
<u>Tableau 5.3</u> : Coefficients a_i du modèle polynômial.....	159
<u>Tableau 5.4</u> : Caractéristiques physiques de l'alliage d'aluminium 7075 T6.....	169
<u>Tableau 5.5</u> : Propriétés générales et contraintes du métal de base.....	171
<u>Tableau 5.6</u> : Propriétés générales et contraintes de la zone affectée thermiquement.....	172
<u>Tableau 5.7</u> : Propriétés générales et contraintes de la zone fondue.....	172
<u>Tableau 5.8</u> : Résumé des résultats (Force 1).....	173
<u>Tableau 5.9</u> : Résumé des résultats (Force 2).....	174

<u>Tableau A.1</u> : Emploi des électrodes en tungstène en soudage TI.....	199
<u>Tableau A.2</u> : Facilité du procédé de soudage des différents alliages d'aluminium.....	200
<u>Tableau A.3</u> : Choix du métal d'apport pour le soudage de l'aluminium.....	202
<u>Tableau A.4</u> : Paramètres de la Diffraction RX.....	204
<u>Tableau A.5</u> : Paramètres de la Diffraction RX des échantillons soudés et traités (épaisseur = 2 mm).....	205
<u>Tableau A.6</u> : Fichier des références de la Diffraction RX de l'alliage d'aluminium 7075 T6.....	206

INTRODUCTION GENERALE

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 α et β , soit à précipiter de nouveaux composés souvent durcissant. Tout processus activé thermiquement ou mécaniquement affecte globalement la morphologie microstructurale, conduisant à des modifications des propriétés mécaniques de l'alliage.

Lors du processus de soudage TIG de notre matériau, un gradient de température se crée entre le métal de base et la zone fondue. Ainsi, les variations de gradient de température vont engendrer des structures métallographiques et des caractéristiques mécaniques diverses dans les différentes zones constituant le cordon de soudure. 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 et l'indexation des phases par diffraction (RX) pour des approches globales. 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.

Bien que les microstructures de notre matériau, résultant du procédé de soudage TIG, soient maintenant maîtrisables, le détail des mécanismes aboutissant à leur formation, ainsi que la relation entre elles et les propriétés mécaniques du cordon de soudure ne sont pas encore maîtrisés. D'où la constatation que notre matériau est difficilement soudable et que le principal moyen d'assemblage, comme par exemple dans les différentes structures du transport aérien, reste toujours le rivetage. 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.

Plan de travail :

Notre travail se divise en cinq 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 TIG 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 TIG 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 TIG : le métal de base, la zone affectée thermiquement (ZAT) et la zone fondue. Aussi, le comportement de notre matériau lors du procédé de soudage TIG 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 TIG, 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. Cette solidification s'établit au niveau de l'interface solide-liquide à partir

des grains existants dans cette interface. Ces derniers servent de substrats à partir desquels débute et se développe la croissance. 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. En induisant un gradient de température extrêmement élevé (pente importante) il n'y a pas de surfusion constitutionnelle et la structure de solidification est plane. Quand le gradient décroît légèrement, les protubérances de métal solide à l'interface croissent plus vite que l'interface plate restante car le solide croît dans une zone de liquide en surfusion. Lors du soudage, les paramètres les plus importants à contrôler sont l'intensité et la vitesse de soudage du fait qu'ils sont directement liés à la profondeur de pénétration, à la largeur du bain de fusion, et à la qualité du joint soudé.

Dans Le chapitre V, et ayant pris connaissance au travers des chapitres précédents des différents phénomènes liés au procédé de soudage TIG ainsi que les conséquences thermiques, métallurgiques et mécaniques sur notre matériau à savoir l'alliage d'aluminium 7075 T6, nous nous intéresserons dans ce chapitre à appliquer un modèle de modélisation. La modélisation numérique des liaisons des assemblages est difficile en raison des grandes déformations, des modifications thermiques ou encore des frottements qu'elles subissent. En pratique, chaque cas est étudié séparément mais la fiabilité des résultats reste liée aux connaissances des lois de comportement du matériau utilisé lors de l'expérience.

Deux méthodes différentes vont être utilisées séparément. La première, plan des expériences, concernera l'essai de résilience tandis que la seconde, logiciel Autodesk Inventor, concernera l'essai de traction.

La dernière partie concernera les principaux résultats de notre étude.

Chapitre 1

Aluminium et Alliages d'aluminium

1.1. Introduction :

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 ajoute un avantage.

Dans ce chapitre et dans le cadre de notre exposé, les références bibliographiques vont aller parfois au-delà de notre domaine d'étude, notre but étant de fournir par cet exposé un aperçu global de l'état actuel de la métallurgie d'aluminium. Ainsi, nous allons présenter les principales caractéristiques de l'aluminium et des alliages d'aluminium de la série 7000 ainsi que l'étude des revues bibliographiques des mécanismes de précipitation et de durcissement pour ces alliages ayant un durcissement maximal appartenant au système AlZnMg (Cu). Ces alliages bénéficient d'un bon durcissement structural en raison d'une décomposition complexe faisant intervenir aussi bien des phases stables que métastables. [1.1].

1.2. Généralités :

L'aluminium se trouve à l'état naturel sous forme de minerai oxydé: la **bauxite**. Celle-ci contient des oxydes d'aluminium, de fer, de silicium et de titane. L'aluminium en est extrait par deux étapes:

- Extraction de l'alumine à partir de la bauxite par des procédés chimiques et thermiques,
- Electrolyse de l'alumine en solution.

La production d'une tonne d'aluminium nécessite :

- 5 tonnes de bauxite pour extraire 2 tonnes d'alumine,
- 14 000 KWh (tension continue de 7 à 8 V). [1.2].

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

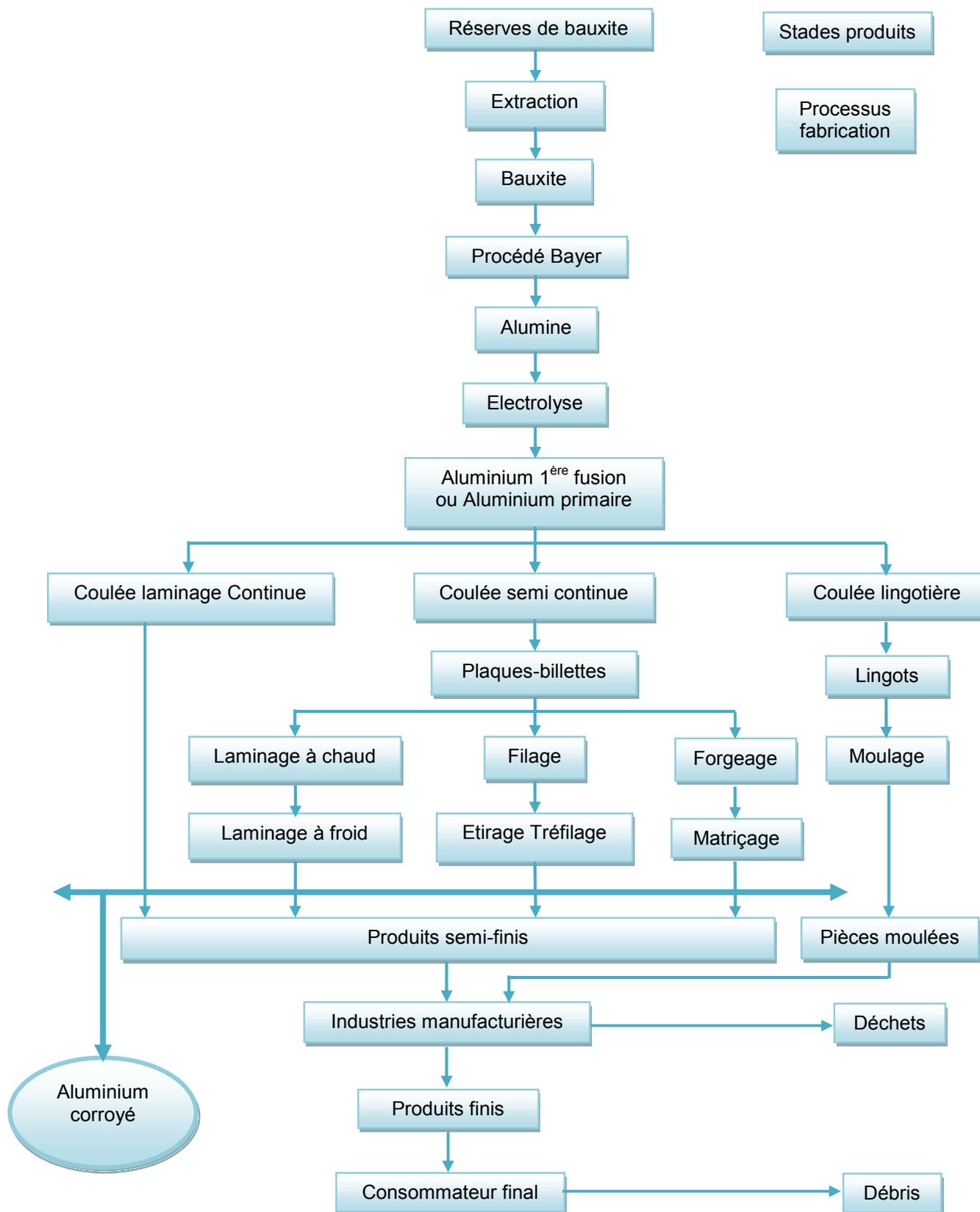


Figure 1.1 : Principaux stades et flux dans la fabrication de l'aluminium

L'aluminium représente le troisième élément de l'écorce terrestre en quantité, après l'oxygène et le silicium. Ce métal est connu depuis le début du 19^{ème} siècle, et fut longtemps 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. [1.3].

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. [1.4].

1.3. Principales caractéristiques de l'aluminium :

1.3.1. Propriétés physiques :

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

Sa conductivité thermique, λ , est égale à 222 W/m.K .

1.3.2. 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.

Par contre, dans les milieux corrosifs, les alliages d'aluminium peuvent subir des effets négatifs. Des piqûres, de la corrosion sous contrainte, de la fatigue-corrosion, et même de la corrosion généralisée peuvent se développer. Pour des conditions données, la sévérité de l'attaque dépend de l'alliage utilisé et de son état.

1.3.3. Propriétés électriques :

L'aluminium possède une bonne conductivité.

Sa résistivité, ρ , est de l'ordre de $2,8 \cdot 10^{-8} \Omega \cdot m$ et son coefficient de température égal à $4,3 \cdot 10^{-3} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$.

La conductibilité électrique de l'aluminium commercialement pur atteint 62% de celle du cuivre. Cependant, la masse volumique du cuivre est plus élevée que celle de l'aluminium.

Un conducteur en aluminium, dont la masse volumique est inférieure à celle d'un conducteur en cuivre, s'échauffe moins. [1.5].

1.3.4. 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 toutefois 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. [1.6].

1.3.5. 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. [1.7].

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,...

1.4. Etats métallurgiques (TI) :

1.4.1. Etats fondamentaux :

On peut obtenir des alliages d'aluminium sous divers états : recuits, écrouis, ou trempés et vieillis.

On désigne le plus souvent ces différents états par des symboles. Ces désignations s'appliquent aussi bien aux alliages corroyés qu'aux alliages de fonderie. On distingue cinq états fondamentaux symbolisés comme suit :

- **F** : état brut de livraison : ce symbole s'applique aux produits fabriqués par déformation plastique sans que soient particulièrement maîtrisés les taux de durcissement ou d'adoucissement par déformation ou traitement thermique éventuel,
- **O** : état recuit : c'est l'état le plus ductile. Il est généralement obtenu par le traitement dit de recuit, ce traitement n'étant suivi d'aucun écrouissage, même par planage ou dressage,
- **H** : état écroui et éventuellement partiellement adouci : ce symbole s'applique aux produits durcis par déformation avec ou sans maintien ultérieur à une température suffisante pour provoquer un adoucissement partiel du métal,
- **W** : état trempé non stabilisé : c'est un état métallurgique instable : il s'applique aux alliages qui ont subi une mise en solution suivie de trempe et qui continuent d'évoluer à la température ambiante,
- **T** : état durci par traitement thermique : les traitements thermiques considérés sont des combinaisons de tout ou partie des traitements de mise en solution, trempe, maturation, revenu avec application éventuelle de déformations plastiques.

1.4.2. Subdivisions de l'état T :

Les subdivisions de l'état T sont représentés dans les figures 1.2 et 1.3.
Le symbole T est toujours suivi d'un ou de plusieurs chiffres.

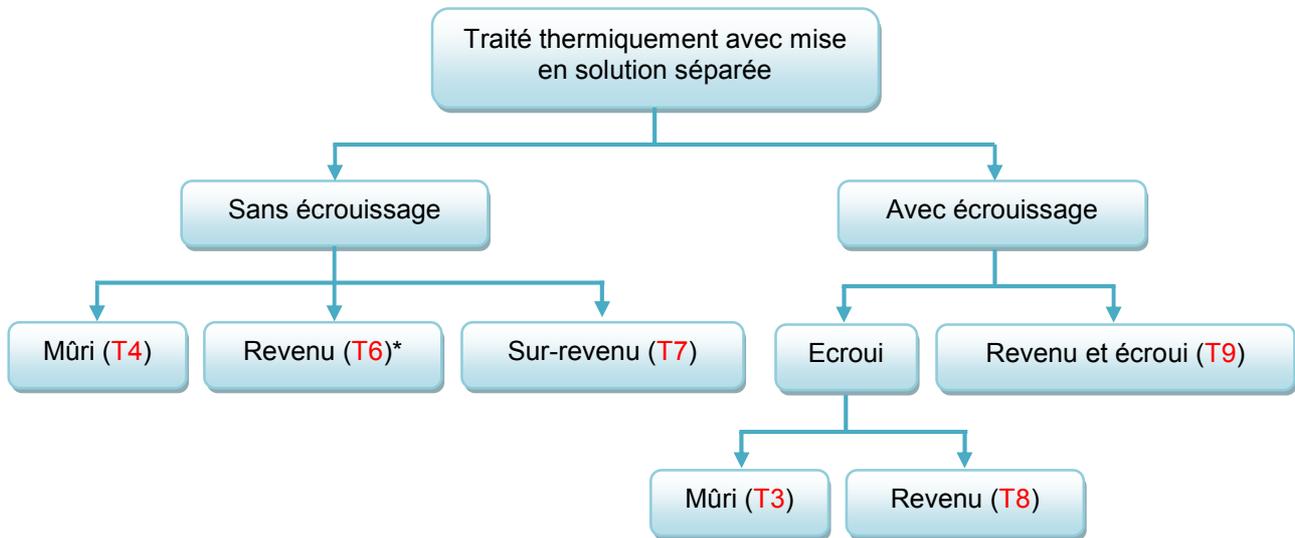


Figure 1.2 : Subdivisions de l'état T (Traitement thermique avec mise en solution séparée)

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.

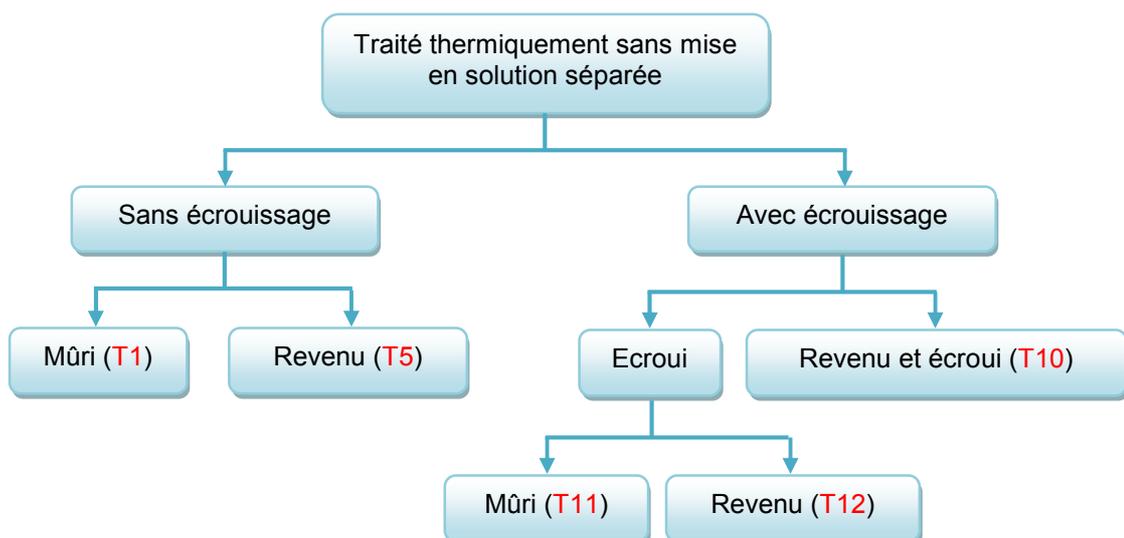


Figure 1.3: Subdivisions de l'état T (Traitement thermique sans mise en solution séparée)

1.5. Microstructure et durcissement structural des alliages 7000 :

1.5.1. Généralités sur la gamme d'élaboration des laminés en aluminium :

Les alliages d'aluminium industriels laminés 7000 sont notamment utilisés en tant que tôles fortes pour les voilures d'avions. Ces alliages comportent les éléments Zn, Mg et Cu comme principaux éléments d'addition. Leur utilisation est due à leurs plus hautes caractéristiques mécaniques.

La figure 1.4 représente un exemple d'utilisation des alliages d'aluminium en aéronautique. [1.8].

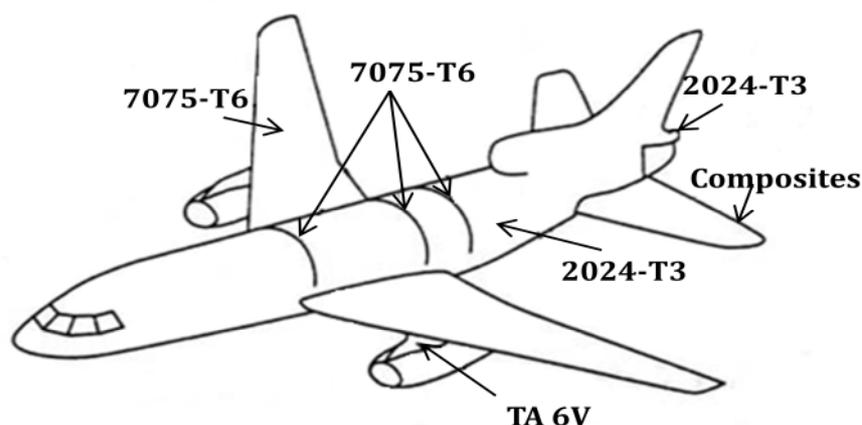


Figure 1.4 : Exemple d'utilisation des alliages d'aluminium en aéronautique

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

Le tableau 1.1 représente une comparaison entre les alliages d'aluminium et d'autres matériaux subissant les mêmes sollicitations (flambage).

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

Tableau 1.1 : Comparaison entre les alliages d'aluminium et d'autres matériaux subissant les mêmes sollicitations (flambage)

1.5.2. Les Traitements thermomécaniques :

La sidérurgie est le secteur industriel concerné par la métallurgie d'élaboration des matériaux et par leur mise en forme. Elle fournit des produits finis ou demi-finis aux diverses branches industrielles.

Quel que soit le cas, on met toujours en évidence trois opérations fondamentales :

- Elaboration,
- Coulée,
- Mise en forme.

Une micrographie de l'alliage 7075 T6 à l'état brut est représentée dans la figure 1.5 :

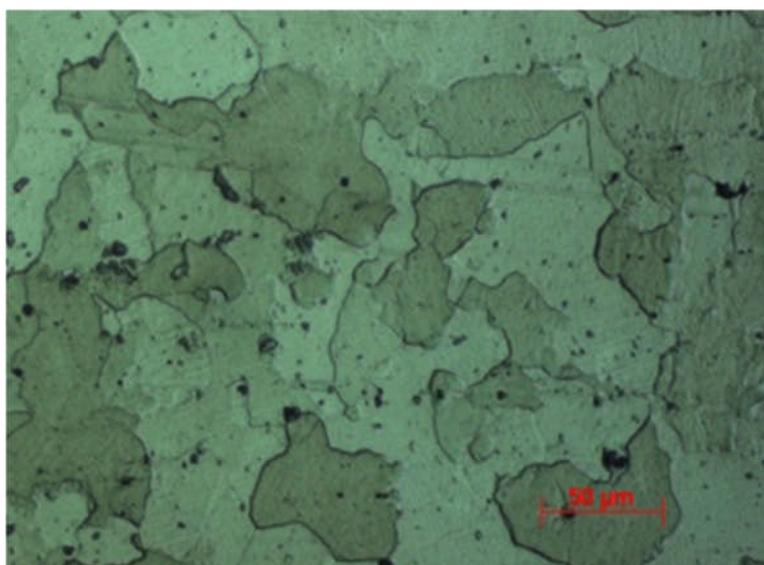


Figure 1.5 : Micrographie de l'alliage 7075 T6 à l'état brut (épaisseur = 2 mm)

L'élaboration est destinée à produire la nuance du matériau désiré.

La coulée du matériau désiré à l'état liquide est suivie de la solidification du métal.

La mise en forme, mis à part le cas particulier du moulage, se fait par laminage à chaud ou à froid et aboutit à la production de produits plats (feuilles ou tôles) ou longs (profilés, tubes, barres de sections circulaires ou polygonales, fils, etc...).

Les alliages d'aluminium subissent au cours de leur fabrication un traitement thermomécanique complexe, schématisé par la figure 1.6. Celui-ci comprend, après la coulée, un traitement d'homogénéisation, puis divers laminages (à chaud puis à froid). Ces étapes déterminent la structure granulaire de ces alliages.

Dans notre recherche bibliographique, nous nous sommes uniquement intéressés aux étapes succédant au laminage, rattachées directement au traitement de précipitation (figure 1.6) : la mise en solution, la trempe, le traitement mécanique (le détensionnement), la maturation et le revenu. [1.9].

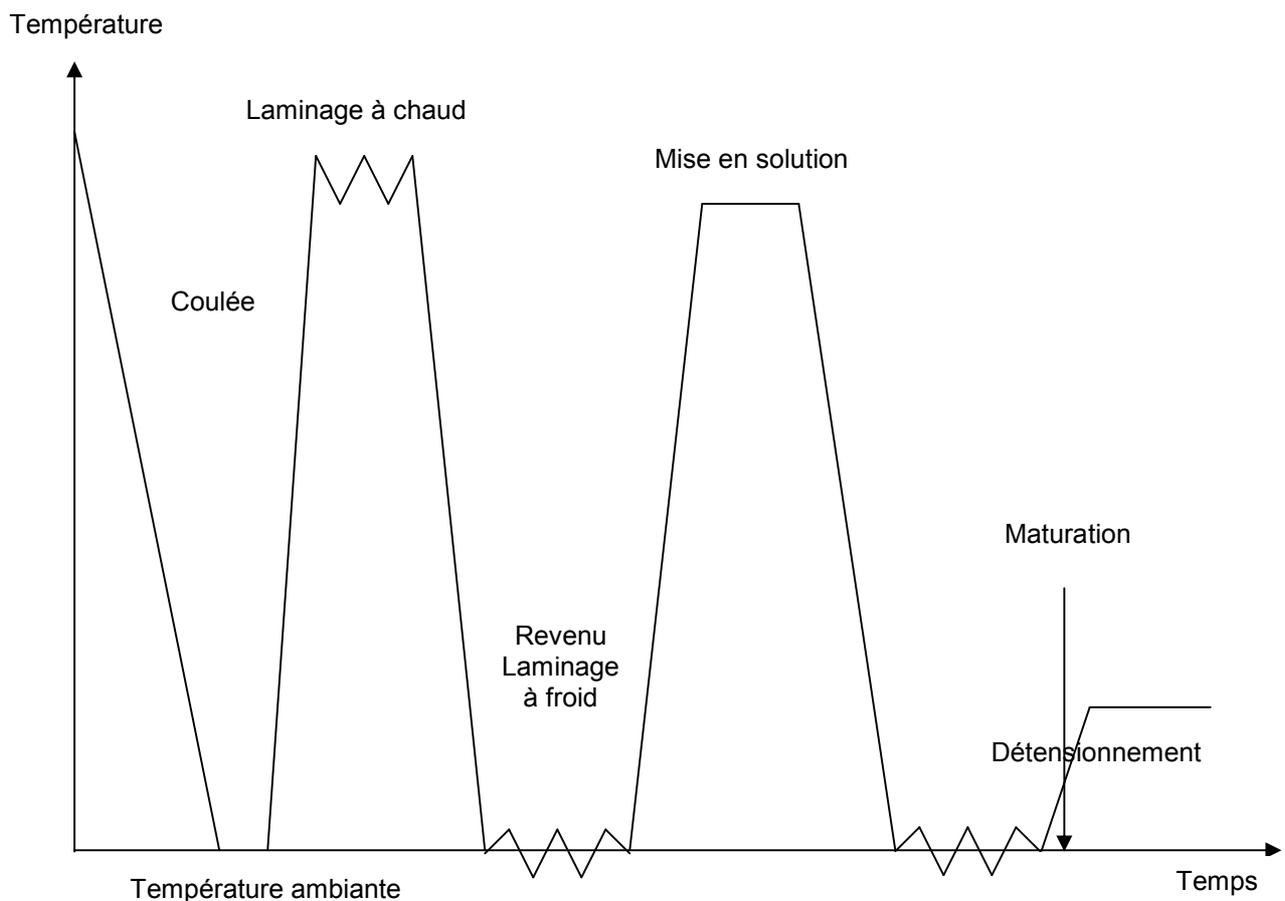


Figure 1.6 : Séquence de traitements thermomécaniques utilisée dans l'industrie pour les alliages 7000

1.5.2.1. Coulée :

1.5.2.2. Mise en solution :

La mise en solution a pour but de dissoudre la plus grande partie des composés ayant été précipités lors des étapes antérieures à savoir la coulée, l'homogénéisation et le laminage à chaud. La température choisie est sélectionnée de manière à remettre en solution solide tous les éléments d'addition utilisés dans le cas de notre alliage (zinc, magnésium et cuivre). Lors de son application, la température et la durée sont optimisées pour ne pas affecter la structure granulaire et pour éviter la brûlure (fusion locale). Pour cela, un ajustement des paramètres caractéristiques permet effectivement de maîtriser les phénomènes de restauration et de recristallisation, et de contrôler la taille des grains ou la fraction recristallisée. Ces paramètres sont la vitesse de montée en température, le temps et la température de maintien. Aussi et selon Embury et Nicholson. [1.10], la mise en solution a pour dernier effet d'augmenter considérablement la concentration en lacunes, jusqu'à environ 10^{-4} . Cette augmentation de la densité de lacunes est primordiale car elle représente un élément moteur de la précipitation durcissante pendant le revenu.

1.5.2.3. Homogénéisation :

Son but est d'homogénéiser la composition et les caractéristiques mécaniques du matériau car ce dernier, sorti sous la forme de plateaux très épais de la fonderie, est soumis à un traitement à très haute température pouvant varier de 450° à 500°C .

Ce procédé peut modifier sensiblement la microstructure et provoque une précipitation de nouvelles phases comme les dispersoïdes, et la dissolution des particules intermétalliques, de la phase S (Al_2CuMg) en particulier.

1.5.2.4. Laminage à chaud :

Lors de l'élaboration du matériau, le laminage à chaud est une étape importante pour la mise en forme des tôles. Grâce aux plateaux, on obtient l'épaisseur désirée. Pour cela, il est nécessaire que l'opération s'effectue à chaud juste après la sortie du four d'homogénéisation. Suite à son utilisation à chaud, ce procédé conduit à des modifications importantes de la microstructure (fortes températures appliquées). La structure granulaire est ainsi largement affectée par ce procédé. Elle est initialement

constituée de gros grains équiaxes issus de la fonderie, qui évoluent vers une microstructure largement fibrée.

1.5.2.5. Laminage à froid :

Les alliages d'aluminium sont fournis généralement par le procédé de laminage à froid sous forme de bandes d'épaisseurs de 500 μm à 9 mm. Le laminage à froid a pour but de diminuer cette épaisseur à celle désirée, en respectant les caractéristiques du matériau.

1.5.2.6. Trempe :

Ce procédé fait appel à des moyens d'échauffements rapides du matériau suivi d'un refroidissement immédiat par immersion dans : eau, huile et gaz. A travers ce procédé, on augmente la résistance et la dureté et on diminue le pourcentage d'allongement et la résilience.

Dans notre cas, l'objectif à atteindre est de conserver le matériau dans l'état obtenu après le traitement de mise en solution: éléments d'addition en solution solide et à forte densité de lacunes. Pour le cas des produits minces, les vitesses de trempe ainsi atteintes sont élevées car notre matériau présente l'avantage d'avoir une grande conductivité thermique. Cependant et dans le cas des produits épais, la trempe ne sera pas homogène et conduira à la formation de contraintes internes car le refroidissement est plus lent et les vitesses de trempe ne sont pas uniformes.

La figure 1.7 représente l'influence de l'épaisseur et de la température de l'eau sur la vitesse moyenne de trempe pour des tôles d'aluminium :

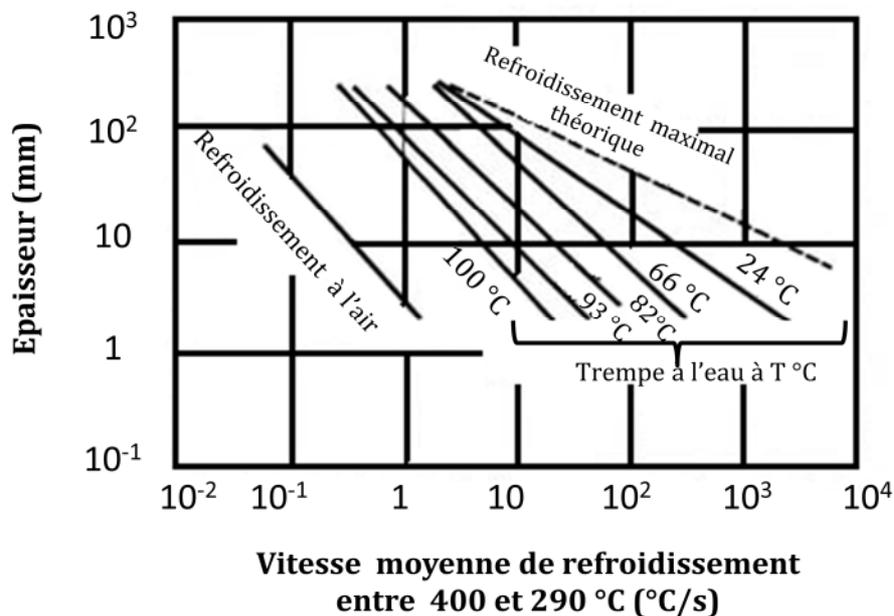


Figure 1.7 : Influence du milieu de trempe et de l'épaisseur sur la vitesse moyenne de refroidissement à mi-épaisseur de tôles en alliages d'aluminium. [1.11]

On note, que la relation entre la température Celsius et la température Fahrenheit est :

$$T \text{ Celsius} = (T \text{ Fahrenheit} - 32) \times 5/9 \quad (1.1)$$

1.5.2.7. Détensionnement :

Le détensionnement fait partie des déformations plastiques que peuvent subir les alliages après la trempe. Il a pour but d'abaisser les contraintes résiduelles de trempe en les relaxant plastiquement. Il consiste aussi en une déformation d'environ 2% obtenue par traction dans le sens du laminage.

1.5.2.8. Maturation :

La solution solide sursaturée, étant dans un état métastable après la trempe, a tendance à retrouver l'équilibre en rejetant sous forme de précipités une partie des éléments d'alliages qui sont en sursaturation. Ainsi, lors du maintien à température ambiante qui succède à la trempe, la solution solide se décompose sous forme de petits amas d'atomes de solutés formés.

1.5.2.9. Revenu :

Le revenu permet d'améliorer la résistance mécanique des pièces traitées en diminuant la dureté et les contraintes thermiques internes obtenues lors de la trempe. On chauffe à une température inférieure à celle d'austénitisation, puis on refroidit plus ou moins rapidement. Ainsi, il permet de terminer la séquence de durcissement structural par précipitation de phases stables et métastables.

Comme il a été mentionné précédemment, les états métallurgiques sont désignés par la lettre T suivi d'un chiffre. Pour notre matériau, l'état T6 correspond au maximum de caractéristiques mécaniques obtenues après mise en solution, trempe, et revenu. Les caractéristiques mécaniques sont directement liées à l'état de revenu de l'alliage et les paramètres de ces traitements thermiques permettent de traiter les propriétés de l'alliage qui en résultent (tableau 1.8).

	T6
Limite d'élasticité	
Ténacité	
Tenue à la corrosion	

Figure 1.8 : Etat des propriétés d'un alliage d'aluminium T6 au cours des différents traitements thermiques [1.12]

1.6. Phases dans les alliages 7000 :

Selon la théorie classique de Gibbs étendue aux travaux de transformations de phase à l'état solide par Turnbull et Fischer, la germination est une étape initiale de la précipitation. A partir de la matrice, elle suppose la formation de germes stables caractérisés par :

- Une richesse en soluté,
- Une composition très différente de celle de la solution solide,
- Une dotation d'une interface définie avec la matrice.

Ces germes peuvent résulter de fluctuations statistiques de composition de taille suffisante (de l'ordre du nanomètre) au sein de la solution solide avec une cinétique de formation très rapide en présence de lacunes en sursaturation (précipitation homogène), ou se former préférentiellement sur les défauts du réseau ou sur les interfaces préexistantes entre les différents grains ou sur les particules de précipitation hétérogène. La croissance ultérieure des germes et des précipités est régie par la diffusion des atomes de soluté vers les germes, qui est thermiquement activée par la température du revenu tant que la solution solide est sursaturée. Les mécanismes de précipitations proposées incluent la prise en compte de facteurs thermodynamiques et d'effets cinétiques et s'appliquent à la plupart des alliages d'aluminium durcis par précipitation. [1.13].

D'autres recherches furent faites par la suite dans le but de mieux approfondir la séquence de traitements thermomécaniques (utilisée dans l'industrie) pour les alliages d'aluminium 7000. On peut citer les travaux d'Alexis Deschamps [1.14] et David Dumont [1.15]. Pour Alexis Deschamps, il apparaît que pour obtenir le meilleur compromis entre les différentes propriétés d'usage d'un alliage, il est nécessaire de connaître l'évolution de ces propriétés d'une manière intégrée tout au long du procédé d'élaboration. Ces propriétés d'usage sont: propriétés mécaniques, endommagement, tenue à la corrosion,...

Les différentes phases susceptibles d'apparaître dans les alliages 7000 peuvent être réparties en trois catégories:

- Les précipités durcissants qui contrôlent les propriétés mécaniques plastiques du matériau (limite d'élasticité et taux d'écrouissage),
- Les dispersoïdes permettant de maîtriser les phénomènes de recristallisation,
- Les particules intermétalliques.

Nous ne mentionnerons pas les couches d'oxydes provenant de la fonderie qui sont presque inexistantes dans le matériau final car elles sont totalement éliminées pendant la coulée.

1.6.1. Les précipités durcissants :

Ils sont constitués d'éléments d'addition majoritaires et confèrent au matériel l'essentiel de sa résistance mécanique. Ils proviennent de la décomposition à une température relativement basse de la solution solide.

La figure 1.9 représente un coin riche en aluminium du diagramme de phase AlZnMg : position du solvus à différentes températures.

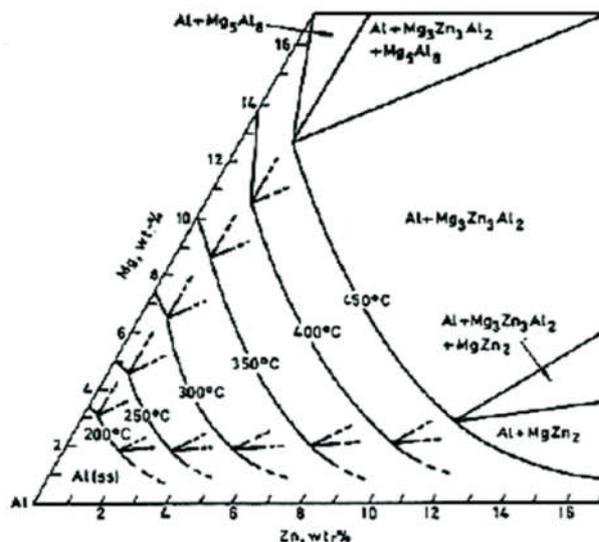


Figure 1.9 : Coin riche en aluminium du diagramme de phase AlZnMg : position du solvus à différentes températures [1.16]

La figure 1.10 représente une coupe du diagramme de phase AlZnMg pour une concentration en Cu de 12,5% en poids et une température de 460°C.

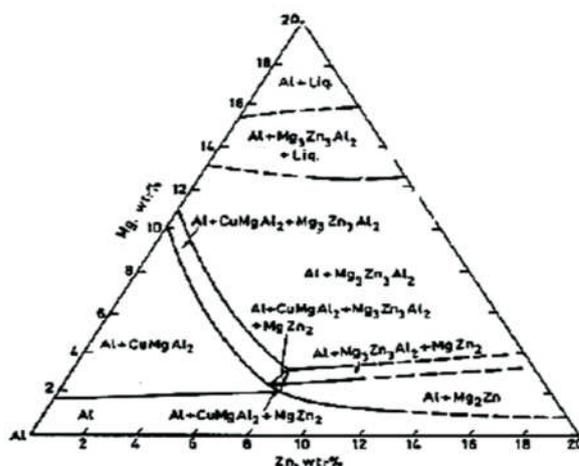


Figure 1.10 : Coupe du diagramme de phase AlZnMg pour une concentration en Cu de 12,5% en poids et une température de 460°C [1.16]

Dans le cas de notre alliage, plusieurs séquences de décomposition de la solution solide sont possibles faisant intervenir des phases métastables et stables:



Le choix de la séquence dépend de la composition de l'alliage. La séquence T à l'équilibre est favorisée pour une teneur en magnésium supérieure à 2% en masse mais peut ne pas être observée au détriment de celle donnant η , notamment lors de traitements à basse température.

1.6.1.1. Les zones de Guinier Preston (GP) :

A basses températures, après la trempe et pendant la période de maturation à l'ambiante, la solution solide se décompose pour former des zones GP. Ces zones ont la même structure cristallographique que la matrice. [1.17].

Elles sont totalement cohérentes avec celle-ci et sont cisillables par des dislocations [1.18]. [1.19].

Les différentes études, et particulièrement celles utilisant des observations MET (microscope électronique en transmission) haute résolution d'Hono, ont confirmé que les zones GP formées dans le cas de notre alliage sont sphériques, traduisant ainsi une faible distorsion du réseau. [1.20].

On considère généralement que cette morphologie est due à la composition des écarts d'encombrement stérique à l'aluminium, des différents éléments d'addition comme Mg, Zn et Cu. En effet, Mg est plus gros que l'Al de 12%, Zn plus petit que l'Al de 2,8% et Cu plus petit que l'Al de 1,2%. [1.21].

D'autres études ont été faites afin de signaler la présence de deux familles de zones Guinier Preston (GP) dans les alliages d'aluminium de type Al-Zn-Mg. Parmi les auteurs de ce travail, on citera : Blaschko, Dlubek, Nagy et Ungar. [1.22]. [1.23]. [1.24]. [1.25].

Nous ne détaillerons pas les résultats de ces travaux car leur influence est négligeable dans notre travail de recherche. Néanmoins, il serait intéressant de considérer une seule famille de zones Guinier Preston (GP) et de décrire les différentes phases observées par ordre de taille croissante.

1.6.1.2. La phase métastable η' :

Cette phase apparaît aux températures intermédiaires (typiquement 120°C-180°C). La phase métastable η' est fondamentale car elle confère à l'alliage sa plus grande limite d'élasticité.

Dans le cadre des alliages d'aluminium de la série 7000, leur durcissement structural est conditionné par les caractéristiques (fraction et taille) des précipités η' qui se trouvent sous la forme d'une phase métastable, cohérente ou semi-cohérente. Cette phase se forme aussi en plaquettes sur les plans de l'aluminium. [1.26]. En raison de la très faible épaisseur de ces plaquettes, des travaux conséquents ont montré qu'il était difficile de connaître avec précision la structure cristallographique de η' , mais il est admis que cette phase a une structure hexagonale suivant la relation d'orientation. [1.27]. Une étude de Ringer a montré que l'obtention d'une composition de cette phase était difficile puisque la chimie du précipité évolue au cours du revenu. [1.28]. Par la suite, une étude expérimentale de Dumont a permis d'obtenir une composition identique par trois techniques expérimentales : 55% Zn, 25% Mg et 20% Al pour l'alliage d'aluminium 7000 à l'état T6. [1.29]. Ainsi, et pour les alliages d'aluminium 7000 au cuivre, ce dernier élément semble participer à la formation de cette phase en augmentant le domaine de stabilité relative de cette phase et favoriser la germination des zones Guinier Preston (GP).

1.6.1.3. La phase d'équilibre η :

La phase d'équilibre η a une composition très proche de $MgZn_2$ dans le cas des alliages ternaires. [1.30]. Cette composition a une structure hexagonale de paramètres de maille = 0,515 à 0,523 nm et c = 0,862 nm. [1.31]. Sa température de solubilité est d'environ 370°C. C'est une phase généralement incohérente avec la matrice mais qui est semi-cohérente lorsqu'elle est de petite taille. Cette phase est composée de nombreuses variantes, ayant différentes relations d'orientation avec la matrice, et qui sont liées à de nombreux sites de germination. Onze (11) orientations cristallographiques différentes de la matrice ont été rapportées et notées de η_1 à η_{11} , toutes récapitulées par Degisher. [1.32]. Cependant, et toujours selon Degisher, trois variantes sont majoritairement observées dans les alliages industriels ternaires et quaternaires à savoir η_1 , η_2 et η_4 .

Le tableau 1.2 représente les variétés de la phase d'équilibre η et leurs relations d'orientation avec la matrice d'aluminium :

Variété	Relation d'orientation	
η_1	$(00.1)_\eta // (110)_a$	$[10.0]_\eta // [001]_a$
η_2	$(00.1)_\eta // (1\bar{1}\bar{1})_a$	$[10.0]_\eta // [110]_a$
η_3	$(00.1)_\eta // (1\bar{1}\bar{1})_\alpha$	$[11.0]_\eta // [110]_\alpha$
η_4	$(00.1)_\eta // (110)_\alpha$	$[\bar{1}2.0]_\eta // [1\bar{1}\bar{1}]_\alpha$
η_5	$(30.2)_\eta // (110)_\alpha$	$[\bar{1}2.0]_\eta // [1\bar{1}\bar{1}]_\alpha$
η_6	$(20.1)_\eta // (1\bar{1}2)_\alpha$	$[\bar{1}2.0]_\eta // [1\bar{1}\bar{1}]_\alpha$
η_7	$(10.4)_\eta // (110)_\alpha$	$[\bar{1}2.0]_\eta // [1\bar{1}\bar{1}]_\alpha$
η_8	$(00.1)_\eta // (31\bar{1})_\alpha$	$[\bar{1}2.0]_\eta // [1\bar{1}2]_\alpha$
η_9	$(00.1)_\eta // (110)_\alpha$	$[\bar{1}2.0]_\eta // [001]_\alpha$
η_{10}	$(00.1)_\eta // (1\bar{1}\bar{1})_\alpha$	$[11.0]_\eta // [\bar{1}34]_\alpha$
η_{11}	$(00.1)_\eta // (110)_\alpha$	$[10.0]_\eta // [1\bar{1}\bar{1}]_\alpha$

Tableau 1.2 : Variétés de la phase d'équilibre η et leurs relations d'orientation avec la matrice d'aluminium

Le nombre important de variantes d'orientation cristallographique différentes de la matrice est lié à la grande diversité des sites de germination comme les précipités η' , les dislocations, les joints et sous-joints de grains,....

1.6.2. Les dispersoïdes :

Les dispersoïdes Al_3Zr , formés lors de la coulée, ne subissent pas de modification sensible après la coulée. Certains éléments, comme le Ti et le Zr, sont utilisés pour affiner le grain de coulée et inhiber ou retarder la recristallisation des demi-produits lors de leur mise en forme à chaud ou lors de la mise en solution ultérieure. Ces éléments ont une faible solubilité et une très faible diffusivité dans l'aluminium à l'état solide. L'élément le plus utilisé dans les alliages 7000 est le zirconium. Celui-ci, se présentant comme un élément péritectique, se retrouve après solidification au cœur des bras de dendrite.

Lors de l'homogénéisation ou lors de la mise en solution, ces éléments précipitent sous forme de particules dispersées, de phases binaires ou ternaires et on

leur attribue alors le terme de dispersoïdes, dont la taille dépend des conditions d'homogénéisation ou de mise en solution. Elle varie de 50 à 500 nm. Ainsi, les dispersoïdes présentent des structures différentes, l'une stable appelée β et l'autre métastable appelée β' . La structure stable ne se forme qu'après des traitements à haute température tandis que la structure métastable a une structure déjà cubique.

1.6.3. Les particules intermétalliques :

Lors de la coulée de l'alliage d'aluminium, plusieurs types de précipités grossiers se forment et contiennent des éléments présents à l'état d'impureté, comme le fer et le silicium. Ces derniers représentent les impuretés les plus communes et forment lors de la coulée des composés intermétalliques de plusieurs microns très stables (solubilité très faible du fer et du silicium dans l'aluminium) tels que l' $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ et le Mg_2Si . Pendant le laminage, ces composés intermétalliques qui accumulent à l'interface avec la matrice une forte concentration d'énergie, stockée sous forme de dislocations, se brisent et se repartissent en amas très élancés dans la direction du laminage. Leur présence peut influencer sur la corrosion de l'alliage, notamment en facilitant la phase d'amorçage. Cette présence a aussi un effet néfaste sur la tenue en fatigue et la ténacité du métal.

La figure 1.11 montre l'influence de la teneur en fer sur la ténacité d'un alliage d'aluminium 7075 pour différentes épaisseurs d'éprouvette :

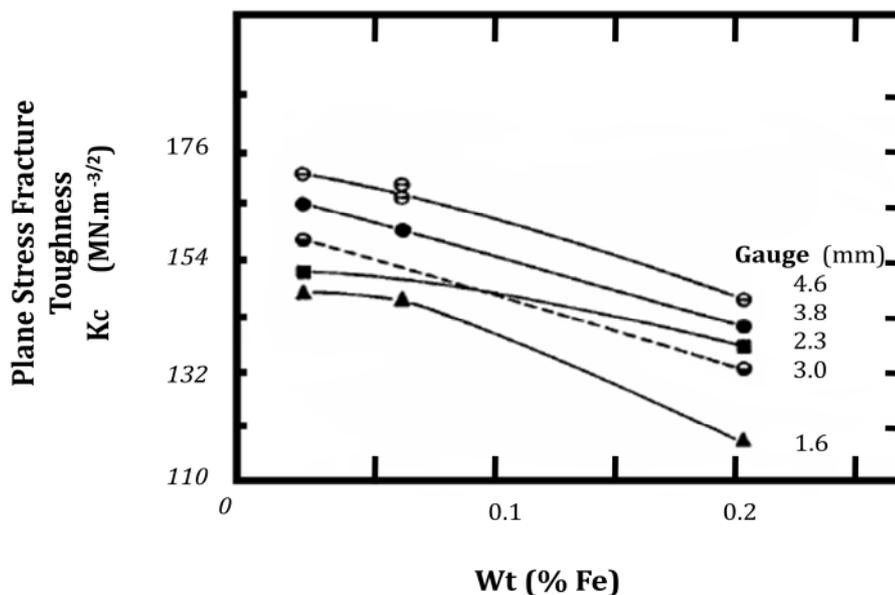


Figure 1.11 : Influence de la teneur en fer sur la ténacité d'un alliage d'aluminium 7075 pour différentes épaisseurs d'éprouvette [1.33]

La figure 1.12 représente une analyse EDX de l'alliage d'aluminium AlZnMgCu montrant la présence d'une particule au fer :

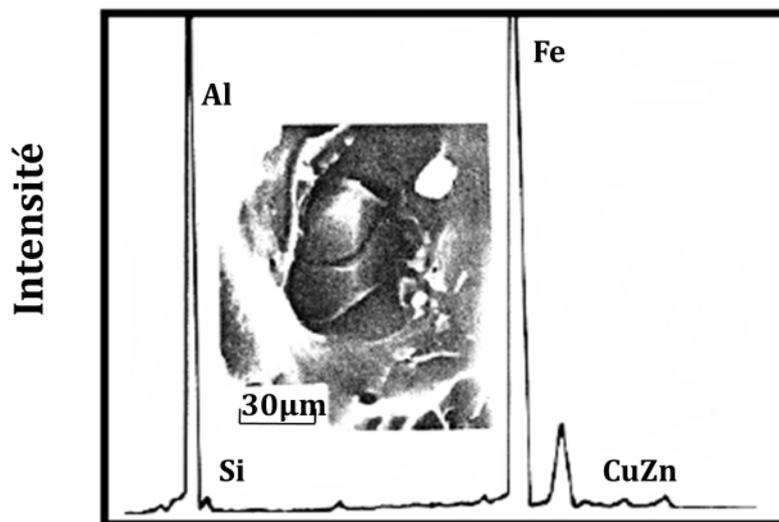


Figure 1.12 : Analyse EDX de l'alliage d'aluminium AlZnMgCu montrant la présence d'une particule au fer [1.34]

Le tableau 1.3 représente la nature cristallographique des particules intermétalliques de l' $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ et du Mg_2Si .

Phase	Structure	Paramètres cristallographiques
$\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$	Tétraogonale	$a = 0.634 \text{ nm}$ $b = 1.487 \text{ nm}$
Mg_2Si	cfc	$a = 0.635 \text{ nm}$

Tableau 1.3 : Nature cristallographique des particules intermétalliques de l' $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ et du Mg_2Si

CHAPITRE 2

LE PROCEDE 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.

Un exemple de ce type d'assemblage est représenté dans la figure 2.1 :

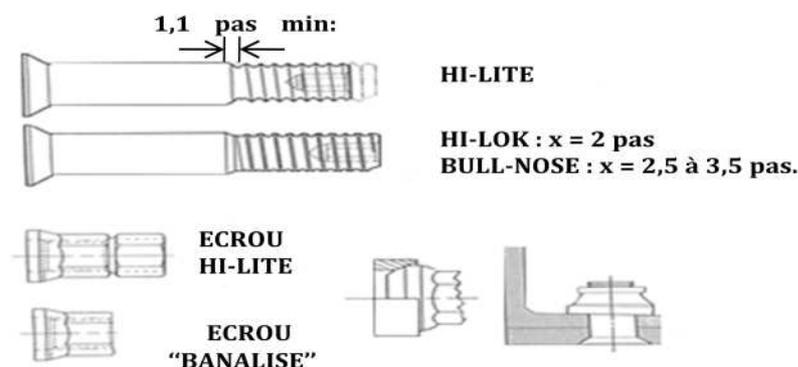


Figure 2.1: Système vis/écrou utilisé pour les fixations des structures d'avions dont les contraintes sont en cisaillement

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.

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].

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. [2.4]. 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 [2.5] :

- 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 impactent la tenue mécanique du joint soudé. Aussi, il faut s'assurer d'obtenir une tenue mécanique suffisante et tenir compte des soudures dans le calcul et le dimensionnement des pièces. Les défauts géométriques des cordons de soudure jouent un grand rôle dans la tenue à la fatigue des assemblages soudés.

Les procédés de soudage, comme le montre la figure 2.3, 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. [2.6].

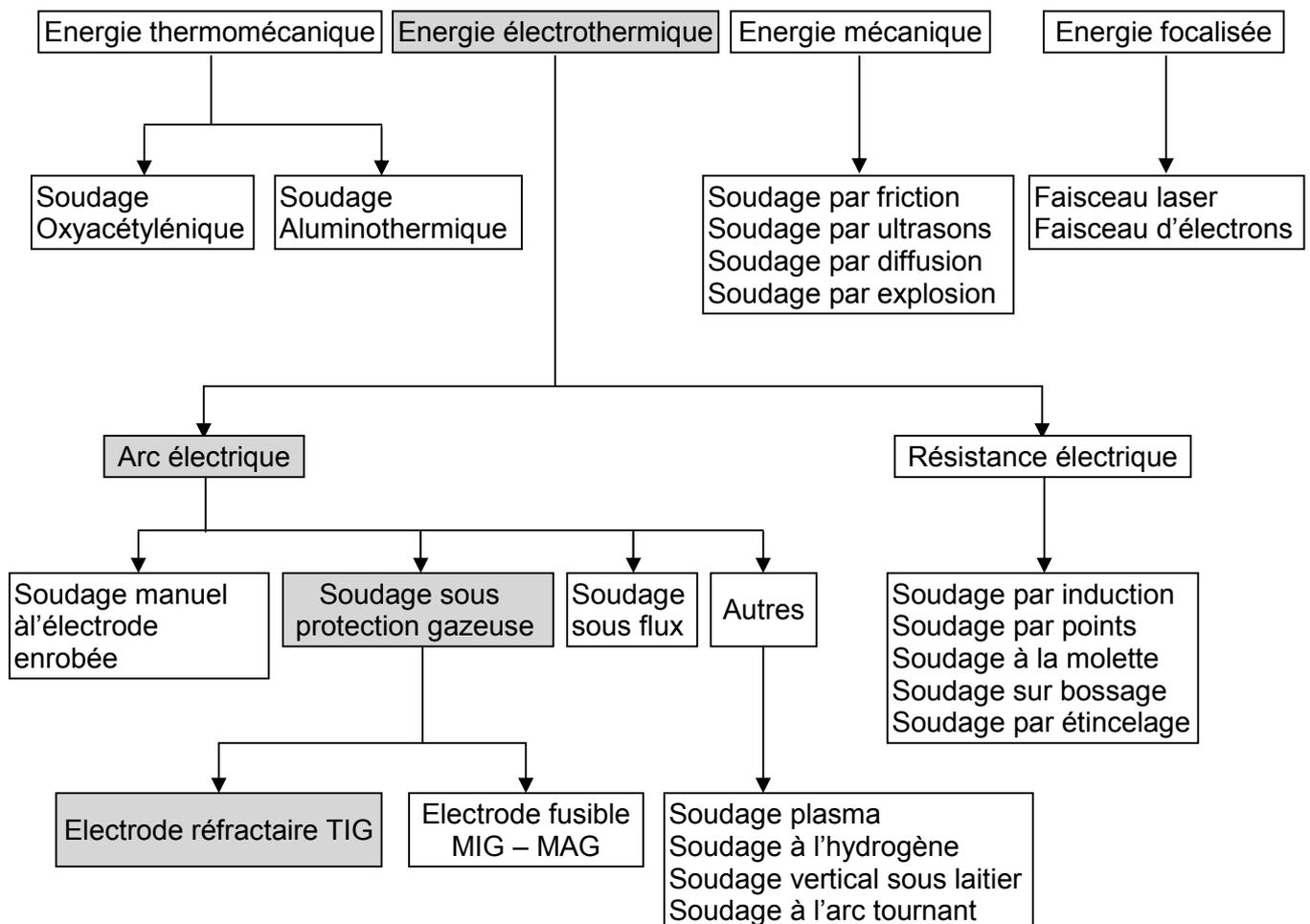


Figure 2.3 : Les différents procédés de soudage

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.

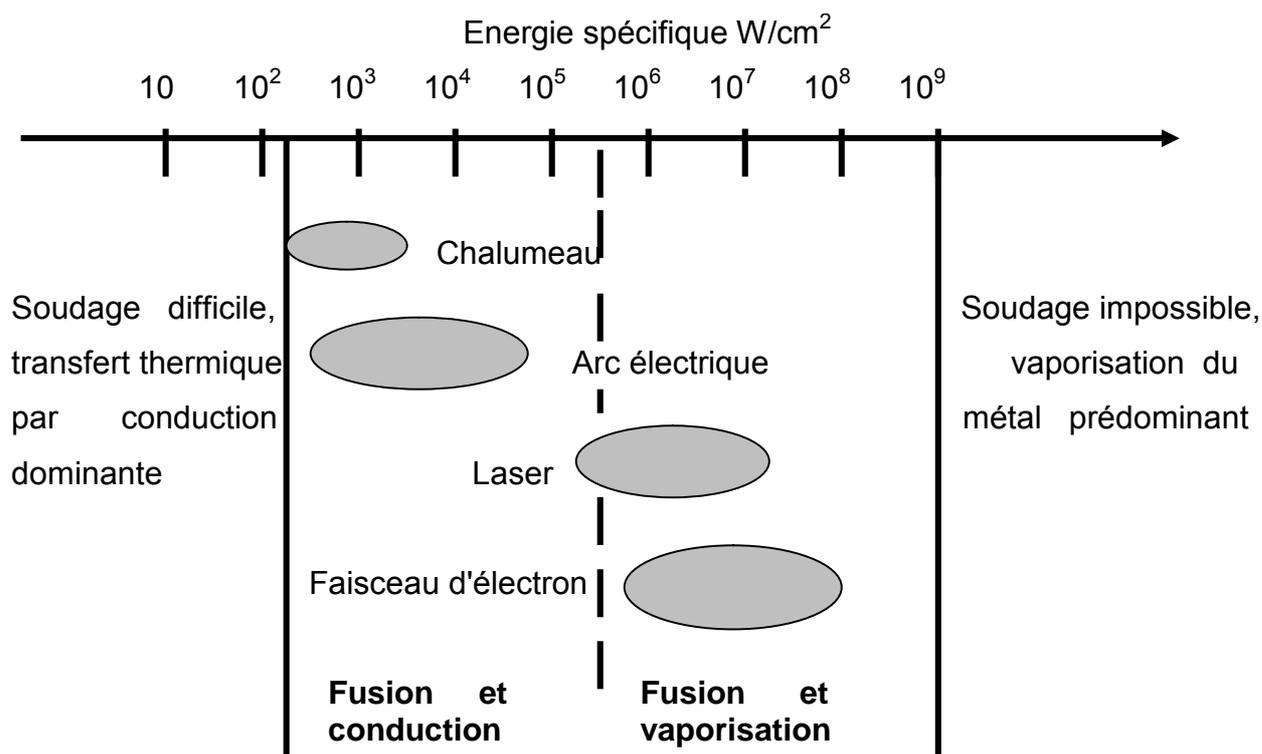


Figure 2.4 : Sources thermiques et densités d'énergie

2.3.2. Caractéristiques de la soudure :

Le soudage permet d'assembler de façon permanente deux ou plusieurs éléments, tout en assurant entre eux la continuité de la matière.

On distingue le soudage autogène et le brasage ou soudo-brasage.

- **Soudage autogène:** les pièces à assembler, de même nature ou de composition voisine, participent à la constitution du joint ou de cordon de soudure. L'assemblage est dit homogène, c'est à dire « fait du même métal »,
- **Brasage et soudo-brasage :** l'assemblage est hétérogène ; la formation du joint ou cordon est assurée par la seule intervention du métal d'apport qui agit comme

une colle. La température de fusion du métal d'apport est inférieure à celle des matériaux à souder qui peuvent être de nature différente.

Après la préparation des éléments à assembler et l'utilisation du soudage, on obtient après solidification, un joint homogène de même composition que le métal de base (soudage autogène) ou un joint hétérogène dans le cas des métaux différents (brasage ou soudo-brasage). [2.7].

Le procédé de soudage par fusion permet de décrire la structure typique d'un alliage qui est composée de quatre (04) zones principales [2.8] :

- Le métal de base,
- La zone affectée thermiquement,
- La zone de liaison,
- La zone fondue.

Le métal de base ne subit ni déformation, ni modification structurale, ni échauffement important grâce à son éloignement de la zone soudée ; il conserve ses propriétés et microstructures d'origine. Bien que métallurgiquement inchangé, le métal de base, ainsi que le joint de soudure global, sont des lieux de concentration des contraintes résiduelles transversales et longitudinales dépendant du degré du rétreint imposé à la soudure.

La zone affectée thermiquement (ZAT) est la zone où la température est comprise entre le solidus et une température plus basse (entre 150 °C et 350°C) mais qui reste suffisamment élevée pour permettre des réactions ou des transformations à l'état solide, et pour modifier la structure du métal de base. Sa texture granulaire est identique à celle du métal de base. Cependant la population de dislocations et l'état de précipitation peuvent changer. [2.9]. Pour le cas des alliages d'aluminium 7075 T6, la précipitation durcissante initiale devient plus grossière, entraînant une chute de la dureté.

La zone fondue (ZF) est la région chauffée au-dessus de la température du liquidus. La structure du métal de base initiale est changée par les processus de fusion et de solidification. La composition peut également varier par évaporation de certains éléments de l'alliage. Un mélange complet des éléments est obtenu par les mouvements de convection forcée. [2.10] [2.11]. La zone étroite à l'extrémité du bain de fusion représente la zone " non mélangée " : dans cette zone les forces de convection

étant inférieures aux forces de friction des fluides, la composition chimique reste identique à celle du métal de base. Même si cette zone est présente dans toutes les soudures, elle n'est facilement visible que dans les soudures utilisant un métal d'apport de composition chimique différente du métal de base. Le bain de fusion est délimité par l'interface de soudure qui concerne la surface formant clairement la frontière entre le métal de base non fusionné et le métal de la soudure solidifiée.

Directement adjacente à l'interface de soudure, se trouve une zone de fusion partielle (ZFP). Le cycle thermique de soudage s'opère dans cette zone à des températures comprises entre le liquidus et le solidus de l'alliage. Dans certains alliages contenant des inclusions et des impuretés à bas points de fusion, ou de ségrégations d'éléments d'alliages aux joints de grain, la liquation de ces régions microscopiques peut se produire et s'étendre de l'interface de soudure à l'intérieur de la zone de fusion partielle. Ces zones sont représentées dans la figure 2.5 :

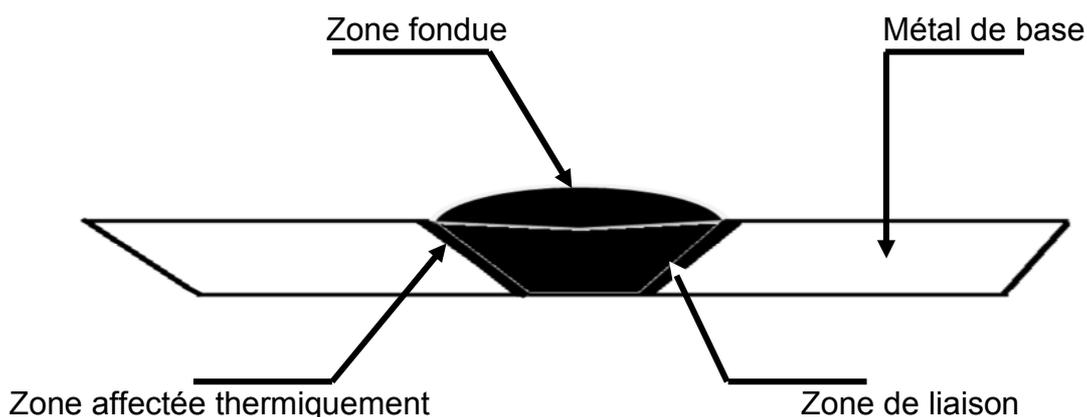


Figure 2.5: Zones principales d'un cordon de soudure par fusion

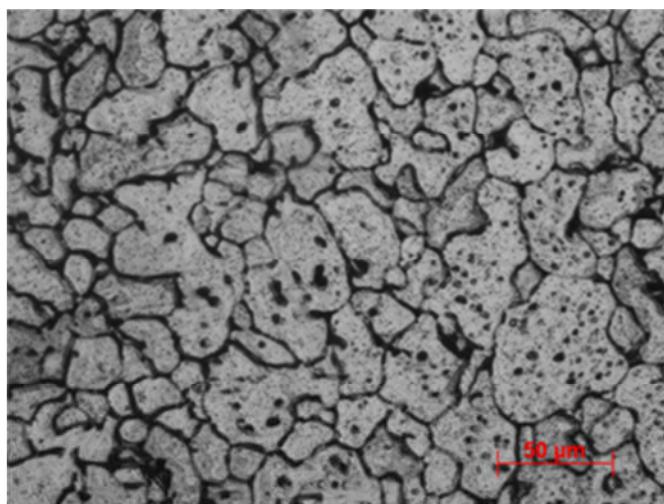


Figure 2.6 : Micrographie de la ZAT d'un alliage 7075 T6 (épaisseur = 2 mm)

2.3.3. Morphologie de la zone fondue :

Comme citées précédemment, des modifications de la structure métallurgique et des propriétés locales apparaissent lors du procédé de soudage. La forme et la constitution de la zone de fusion dépendent de plusieurs paramètres qui peuvent influencer sa morphologie. On cite les caractéristiques de l'arc, la nature du matériau à souder et les mouvements du bain de fusion. Une mauvaise application de ces paramètres peut entraîner des défauts tels que des fissures (à chaud, à froid ou au réchauffage).

2.3.3.A. Aspects thermiques liés au soudage :

En dépit de leur grande diversité, les procédés de soudage ont pour caractéristique commune la localisation de l'apport de la chaleur. Ce phénomène se traduit par un passage bref à très haute température d'une petite quantité de matière suivi d'un refroidissement, essentiellement par conduction dans les parties adjacentes qui sont [2.12] :

- Le métal avoisinant plus froid,
- Les éléments de bridage,
- Les électrodes (dans le cas du soudage par points).

Le cycle thermique, en tout point voisin de la zone soudée, traduit l'évacuation de la chaleur correspondant au soudage, et dépend des variables liées au procédé (quantité de chaleur effective mise en jeu), au matériau (conductibilité thermique) et à la géométrie de l'assemblage.

Plusieurs travaux ont été réalisés pour résoudre l'équation de la chaleur simplifiée. On citera les études de Rosenthal [2.13], Rykaline [2.14], Clyde et Adams [2.15].

La résolution de cette équation a été basée sur une source de chaleur ponctuelle q se déplaçant à une vitesse constante le long d'un axe x .

Cette procédure est représentée dans la figure 2.7.

L'équation différentielle de la chaleur peut être décrite comme suit :

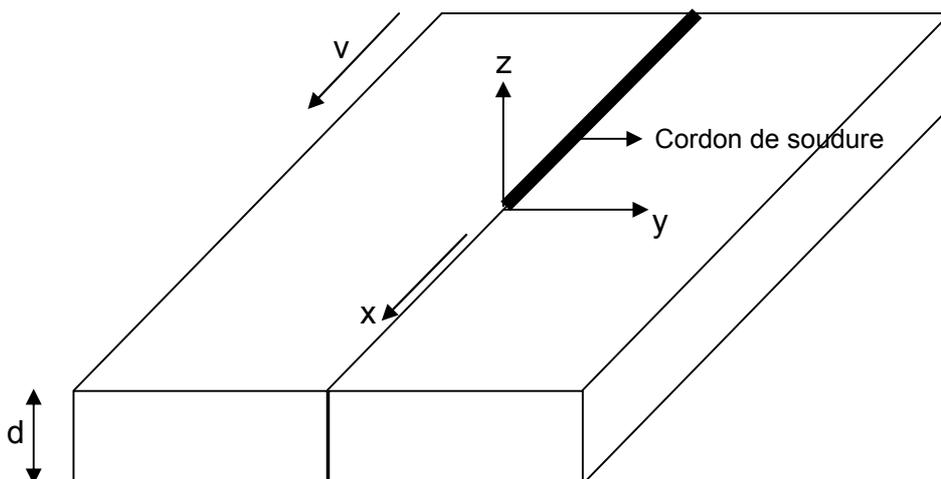


Figure 2.7 : Schéma représentant la définition du système de coordonnées

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = \alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) \quad (2.1)$$

Avec :

T = température (°C)

t = temps (s)

α = diffusivité thermique du matériau (m^2/s)

$$\alpha = \lambda / \rho C \quad (2.2)$$

Avec :

λ = conductibilité thermique du matériau ($J/m^{\circ}Ks$)

ρC = capacité calorifique volumique ($J/m^3 \text{ }^{\circ}k$)

En supposant qu'une source de chaleur, focalisée stationnaire, crée un bain de fusion lors du soudage, le volume de métal fondu est délimité par une enveloppe dite surface isotherme, car chaque point de cette surface possède la même température. Durant le régime transitoire de chauffage, tous les points de cette surface ont subi l'ensemble des températures existantes comprises entre la température initiale de la pièce et la température de fusion. Cette surface conserve la même température tant

que la source de chauffage apporte, de manière continue, autant de chaleur sur toute la surface à souder.

Un système de coordonnées mobiles lié à la source peut être défini en posant :

$$\xi = x - vt$$

En régime stationnaire, l'équation 2.1 devient : [2.16]

$$\frac{\partial T}{\partial \xi} = 0 \quad (2.3)$$

$$\alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial \xi^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) = -v \left(\frac{\partial T}{\partial \xi} \right) \quad (2.4)$$

En déplaçant maintenant la source de chaleur de manière rectiligne et à distance constante de la pièce à souder, la forme du bain de fusion va changer.

En prenant ce système de coordonnées mobiles lié à la source, l'équation 2.1 devient :

$$T - T_0 = \frac{q_0}{\pi \lambda} \exp \left(-\frac{r^2}{4\alpha t} \right) \quad (2.5)$$

Avec :

T_0 = température initiale (°C)

q_0 = apport calorifique (J)

v = vitesse de déplacement de la source (m/s)

r = distance du point considéré par rapport à la source de chaleur (m)

$$r = \sqrt{y^2 + z^2}$$

Concernant notre matériau (alliage d'aluminium 7075 T6) soudé par le procédé de soudage TIG, Hwang, Ma et Ouden ont utilisé dans leurs travaux la formule 2.5 pour déterminer le cycle thermique [2.17] [2.18].

Les résultats de ces travaux sont représentés dans les figures suivantes :

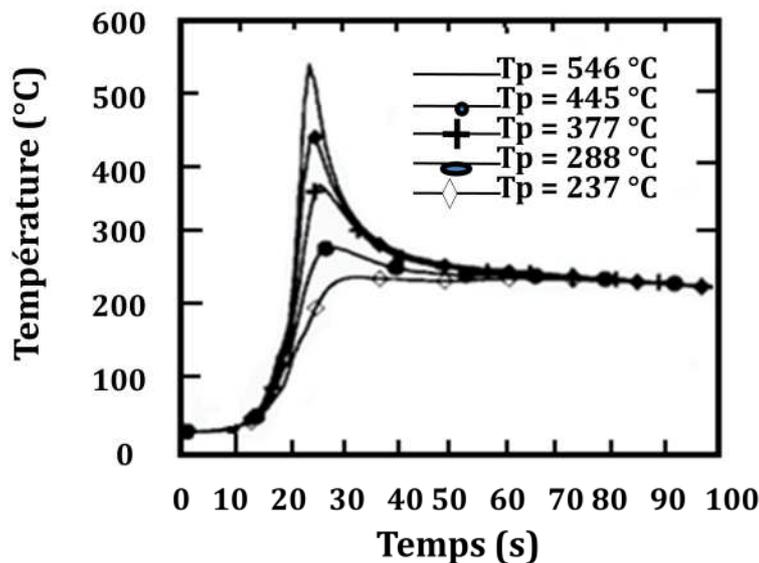


Figure 2.8 : Cycle thermique de la zone ZAT de l'alliage d'aluminium 7075 T6 [2.19]

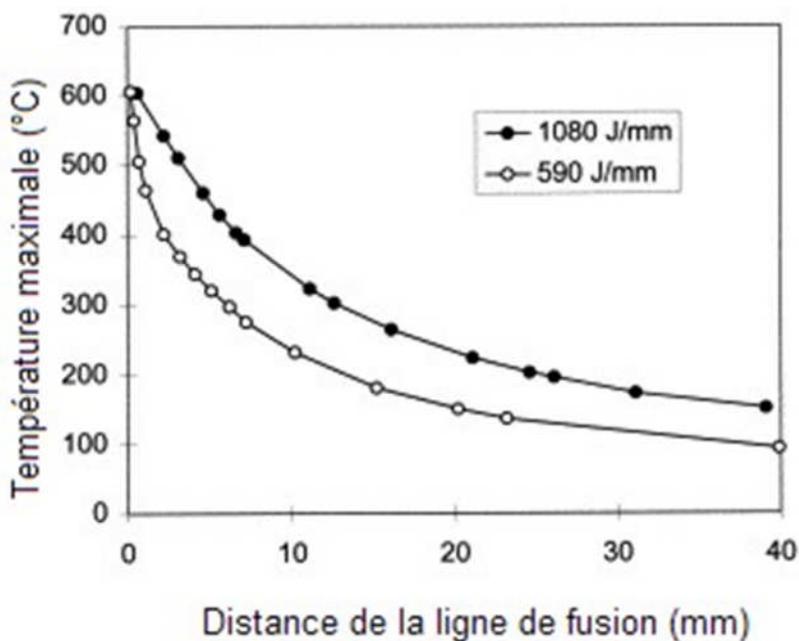


Figure 2.9: Relation entre la température maximale et la distance de la ligne de fusion [2.20]

2.3.3.B. Comportement du bain liquide :

Lors du procédé de soudage TIG, la répartition de l'énergie dans l'arc doit se faire d'une manière permettant de contrôler la géométrie du bain de fusion. Cette énergie, nécessaire à la fusion du métal, contrôle la vitesse de refroidissement. La vitesse de soudage régit directement la vitesse de croissance du front de solidification et également la forme du bain de fusion. Ce dernier est le siège de processus

thermophysiques très complexes mettant en application des phénomènes thermiques, convectifs, chimiques et électromagnétiques interdépendants. Ce processus est régi par des forces aux effets variables et ayant des origines différentes qui sont regroupées en deux catégories :

- Influence sur la pression, le rendement et la réparation spatiale dans l'arc,
- Influence sur la convection du métal liquide : les forces de gravité, les tensions superficielles (force de Marangoni) en surface et les forces électromagnétiques (forces de Lorentz).

Les forces, agissant sur la forme du bain de fusion, sont représentées dans la figure 2.10. On remarque qu'une partie seulement de l'énergie calorifique produite par l'arc sert au soudage ; le reste étant perdu par rayonnement, convection et conduction dans le métal adjacent. [2.21].

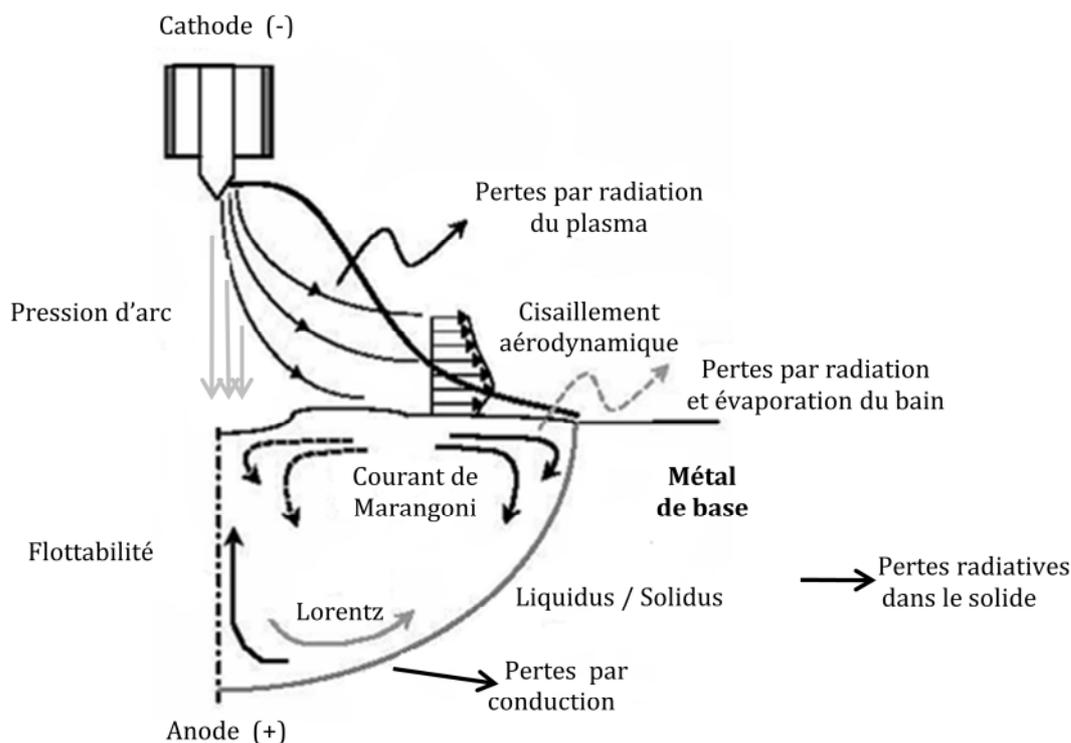


Figure 2.10 : Forces et courants de convection dans le bain de fusion du procédé de soudage TIG

Deux types de courant peuvent être obtenus : mouillant et pénétrant (figure 2.11 et 2.12).

Pour les courants mouillants, on obtient :

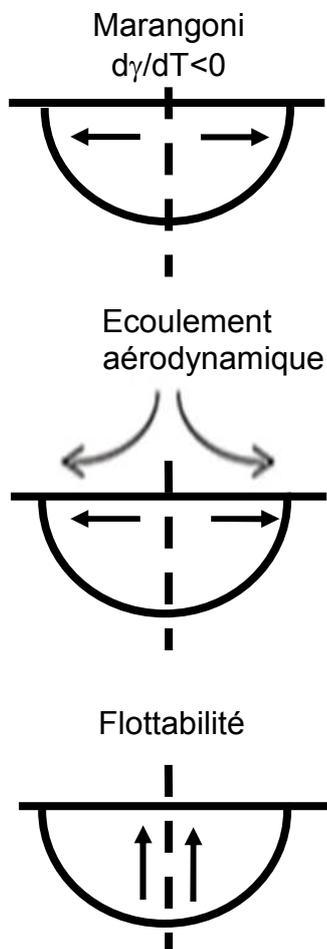


Figure 2.11 : Courants mouillants dans le bain de fusion

Pour les courants pénétrants, on obtient :

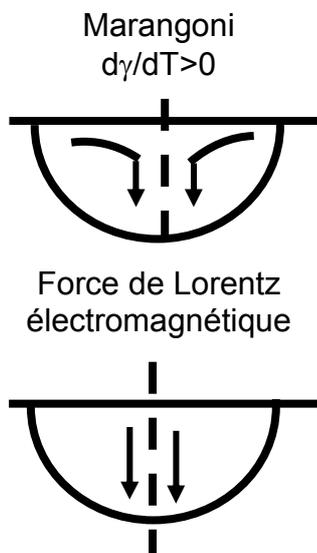


Figure 2.12 : Courants pénétrants dans le bain de fusion

Selon le sens et la vitesse des mouvements des courants induits, les forces agissantes ont une influence variable sur la forme du bain de fusion, sur les transferts thermiques ainsi que sur le brassage des éléments chimiques.

Les forces de tension superficielle, ou convection Marangoni, ont un rôle déterminant sur les transferts de chaleur et les caractéristiques géométriques de la zone fondue tandis que les forces de gravité qui engendrent des variations de masse volumique ont généralement un rôle secondaire sur le brassage.

L'effet des forces électromagnétiques, qui n'intervient que pour les procédés de soudage utilisant une source d'énergie électrique, est principalement marqué pour des courants de soudage élevés et provoque un mouvement du liquide de la surface vers le centre du bain de fusion entraînant une augmentation de la pénétration. Lors du soudage, la surface libre du bain en contact avec l'atmosphère gazeuse subit également les actions des particules actives. Le contact de ces particules avec la matière crée une force de poussée en surface plus conséquente pour le soudage à l'arc grâce à des masses de particules plus importantes. Mais quelque soit le procédé de soudage le mouvement du liquide se fait toujours des bords de la zone fondue vers le centre du cordon.

2.3.3.C. Transformations lors du chauffage dans la zone affectée thermiquement :

Le caractère rapide des cycles thermiques de soudage ne permet pas l'utilisation des diagrammes d'équilibre afin de prévoir la nature exacte des différentes phases au voisinage de la ligne de fusion. Ces diagrammes sont élaborés, à priori, dans un but de prévoir les transformations de phases présentes par diffusion lors de l'élaboration des traitements thermiques très lents (classiques). Par contre, ce phénomène n'est pas le cas du soudage pour lequel ces transformations se déroulent hors équilibre thermodynamique et donc différemment des précédentes et à des températures de début et de fin de transformation beaucoup plus élevées. En pratique, l'utilisation des vitesses très rapides d'échauffement ne permettent pas l'obtention d'un temps suffisant pour l'achèvement des modifications de phases à chaque valeur de température. [2.22]. Cependant, à l'exemple d'Easterling, [2.23], il est commode de réfléchir à partir de ce type de diagramme pour interpréter qualitativement les modifications microstructurales (figure 2.13). Les modifications importantes de microstructures provoquées par le soudage s'accompagnent naturellement d'évolutions significatives des propriétés mécaniques par rapport au métal de base. On examinera lors de notre étude celles

provoquant les propriétés locales de dureté. Ces modifications doivent être naturellement appréciées en comparaison avec le métal de base, dont les propriétés pourraient avoir été obtenues par différentes combinaisons.

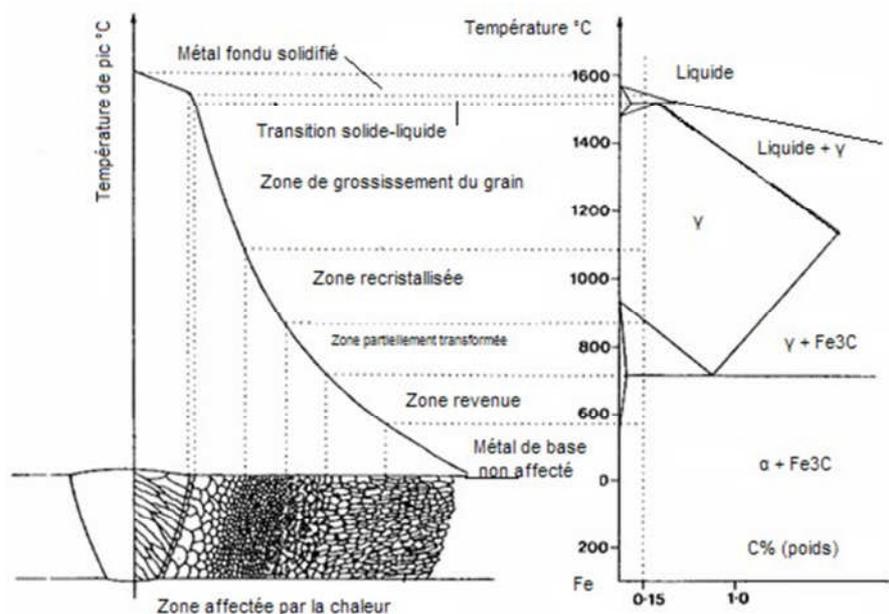


Figure 2.13 : Schéma représentant les différentes parties constitutives d'un joint soudé

2.3.3.D. Modifications des propriétés mécaniques de dureté :

Comme il fut indiqué précédemment, ces modifications doivent être naturellement appréciées en les comparant avec le métal de base. En règle générale, les cycles thermiques associés à la zone à gros grains conduisent à un accroissement local de la dureté par rapport à celle du métal de base, tout particulièrement dans le cas d'un refroidissement après soudage. Au cours de leurs travaux, Toyoda et Longaygue ont précisé l'interaction des propriétés mécaniques des différentes parties des joints soudés en constatant que les cycles thermiques de soudage peuvent entraîner la formation de zones adoucies par rapport au métal de base. [2.24] [2.25].

2.3.4. Les principaux défauts de soudage :

En utilisant le procédé de soudage, on peut rencontrer plusieurs défauts. La norme NF EN 26520, correspondant à la classification des défauts dans les soudures par fusion des métaux, permet d'énumérer et de classer les défauts en fonction de leur géométrie, de leur position dans la soudure et de leur origine.

Ces défauts peuvent être classés en deux catégories. La première d'origine purement opératoire regroupe :

- Les caniveaux (internes ou externes),
- Le manque et l'excès de pénétration,
- Le manque de fusion (collage),
- Le défaut d'alignement,
- La déformation angulaire,
- etc...

La figure 2.14 représente un exemple de manque de pénétration :

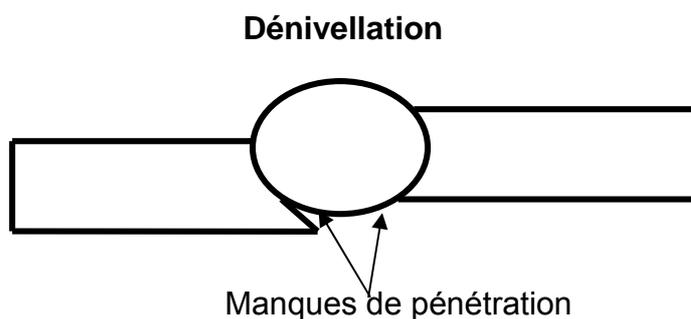


Figure 2.14 : Exemple de manques de pénétration

La seconde regroupe les défauts internes :

- Les différentes fissures (à chaud, à froid, au réchauffage),
- les porosités.

La figure 2.15 représente un exemple de manque de pénétration :

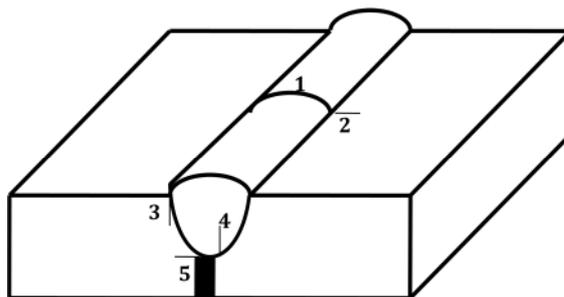


Figure 2.15 : Exemple de fissure à froid

Avec :

- 1 = Fissures transversales dans la zone fondue
- 2 = Fissures transversales dans la zone affectée thermiquement
- 3 = Fissures dans la zone de liaison
- 4 = Fissures dans la zone fondue
- 5 = Fissures à la racine

Dans le cas de notre alliage d'aluminium 7075 T6, et lors de l'application du procédé de soudage TIG, l'un des défauts qui apparaît fréquemment est celui des fissures à chaud, du fait des vitesses de solidification élevées et aussi de l'absence du métal d'apport. Elles sont nommées fissures à chaud lorsqu'elles apparaissent à la fin de la solidification. Ces fissures à chaud sont débouchantes, non débouchantes et de petites dimensions. Un autre défaut est que l'aluminium est sensible à la porosité due à l'hydrogène.

2.3.5. Contrôle des soudures :

On utilise des contrôles non destructifs afin de détecter les défauts pouvant apparaître lors du soudage. Ceux-ci sont de petites dimensions. Vu l'exécution rapide des soudures, l'utilisation des contrôles rapides est exigée et appliquée de la manière suivante :

- hors ligne (visuel, radiographie, ultrasons, courant de Foucault,...),
- en ligne (analyse du plasma, thermographie infrarouge, visuel par caméra,...).

Les contrôles destructifs comme la métallographie sont longs et permettent de détecter certains défauts de soudage comme les fissures et le manque de pénétration. Ils ne préjugent pas de la qualité globale de l'assemblage.

2.4. Principaux procédés de soudage:

Les procédés de soudage sont multiples et le plus souvent complémentaires. Le soudage au chalumeau est recommandé pour les travaux délicats. Sa mise en œuvre est simple à l'atelier ou sur un chantier. Le chalumeau oxyacétylénique est préconisé pour le brasage et le soudobrasage. [2.26].

Les différents procédés de soudage sont représentés dans la figure 2.3 et leur détail dans l'annexe 2.1.

2.5. Procédé de soudage TIG :

Parmi les procédés de soudage, on retrouve le soudage à l'arc électrique. Ce soudage est le plus utilisé industriellement en soudage autogène. La fusion, très localisée, entraîne moins de déformation que le chalumeau et une plus grande productivité. Son inconvénient est un refroidissement rapide, générateur de contraintes internes et de déformations parfois difficiles à corriger.

Parmi les techniques de ce soudage, on peut citer le soudage TIG. [2.27].

Le soudage TIG (Tungstène InertGas, GTAW GasTungsten Arc Welding selon les normes américaines ou encore procédé 141 selon l'ISOP 4063) utilise une électrode réfractaire.

Tungsten (Tungstène) désigne l'électrode et les mots InertGas (Gaz inerte) désignent le type de gaz plasmagène utilisé.

Les figures 2.16 et 2.17 représentent respectivement un poste de procédé de soudage TIG et une de ses applications au Centre National de Recherche en Soudage et Contrôle de Cheraga (Alger).



Figure 2.16 : Un poste de procédé de soudage TIG



Figure 2.17 : Application du procédé de soudage TIG

2.5.1. Principe du procédé de soudage TIG:

Le procédé de soudage TIG est habituellement appliqué pour les tôles ayant une épaisseur inférieure à 10 mm. Au delà, il est exigé un nombre de passes important, le rendant ainsi non économique. Pour les petites épaisseurs, il permet de réaliser des joints en bout à bout, sans métal d'apport. Pour des épaisseurs importantes (généralement supérieures à 3 mm), les tôles nécessitent des préparations de bords (chanfreins) et du métal d'apport. Il faut impérativement éviter que l'électrode ne touche le bain de fusion pour éviter toute absorption de tungstène. Un arc électrique est établi à l'extrémité d'une électrode réfractaire ou non fusible en tungstène. Le métal d'apport est apporté manuellement (baguette) ou automatiquement (fil déroulé). C'est un procédé de soudage à l'arc avec une électrode non fusible. L'arc se crée entre l'électrode réfractaire (- du générateur) et la pièce (+ du générateur) sous un flux gazeux. D'une manière générale, il s'agit d'un gaz ou d'un mélange de gaz rares. L'amorçage se fait grâce au gaz circulant dans la buse qui entoure une grande partie de l'électrode.

La figure 2.18 représente un exemple de profil longitudinal et transversal d'une flamme obtenue par ce procédé.

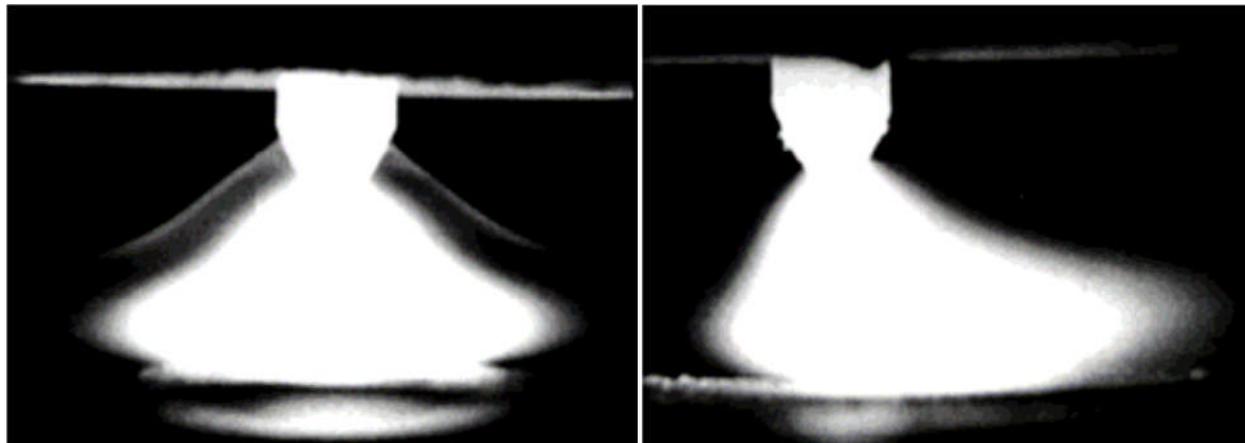


Figure 2.18 : Profil longitudinal et transversal de la flamme TIG [2.28]

Le soudage s'effectue en polarité directe (pôle du générateur relié à l'électrode) pour la majorité des métaux et alliages (aciers, inox, cuivreux, titane, nickel,...) sauf dans les alliages légers d'aluminium ou de magnésium où l'on soude en polarité alternée (pendant un temps court, l'électrode est reliée au pôle + du générateur). Il est important de noter que souder de façon continue en polarité inverse (pôle + relié à l'électrode) entraîne une destruction de l'électrode, en la faisant fondre.

Le principe de l'application de la torche du procédé de soudage TIG est représenté dans la figure 2.19.

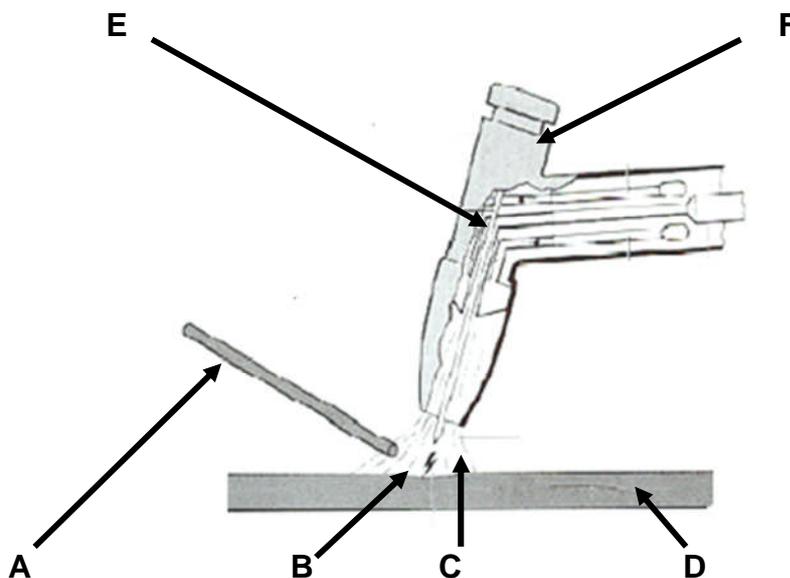


Figure 2.19 : Principe de l'application de la torche du procédé de soudage TIG

Avec :

A = Métal d'apport

B = Arc électrique

C = Métal en fusion

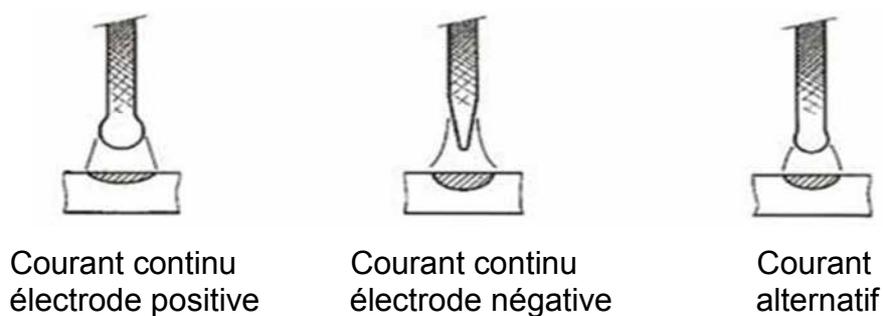
D = Métal de base

E = Electrode de tungstène

F = Torche

Les formes des électrodes pour ce procédé de soudage TIG dépendent du type de courant utilisé, à savoir le courant continu électrode positive, le courant continu électrode négative et le courant alternatif.

La figure 2.20 représente la forme des électrodes utilisées :



Courant continu
électrode positive

Courant continu
électrode négative

Courant
alternatif

Figure 2.20: Forme des électrodes pour soudage TIG [2.29]

L'emploi des électrodes en tungstène en soudage TIG est représenté dans le tableau A.1 de l'annexe 2.2.

2.5.2. Caractéristiques du procédé de soudage TIG:

En pratique, le procédé de soudage TIG permet de grandes vitesses de soudage et produit des soudures de bonne qualité et de bel aspect. L'intensité et la vitesse de soudage sont les paramètres les plus importants à contrôler car ils sont directement liés à la profondeur de pénétration, à la largeur du bain de fusion, et à la qualité du joint soudé. L'intensité affecte également la tension si la longueur de l'arc (distance entre la pointe de l'électrode et le matériau à souder) est fixée.

Pour étudier l'écoulement thermique en soudage à l'arc électrique afin de déterminer comment une source de chaleur peut affecter le matériau à souder, il est important de déterminer le concept de l'énergie de soudage. Cette chaleur générée par l'arc électrique H est représentée par la formule suivante [2.30] :

$$H = EI/v \text{ (J/mm)} \quad (2.6)$$

Avec :

E = Tension de l'arc (V)

I = Intensité du courant (A)

V = Vitesse d'avance de la torche (mm/s)

Mais en raison des faibles pertes électriques de l'arc, toute la chaleur n'est pas transmise à la pièce à souder. De ce fait, la chaleur réellement transmise est :

$$H_n = f_1 EI/v \text{ (J/mm)} \quad (2.7)$$

Avec :

f_1 = coefficient d'efficacité de transfert de chaleur (de l'ordre de 0.7 pour le procédé de soudage TIG)

2.6. Soudage des alliages d'aluminium :

La notion de soudabilité des alliages d'aluminium n'est pas liée, comme sur les aciers au carbone, au problème de transformation de phase. Cette dernière, qui couplée avec l'hydrogène dissout et prend contact avec les contraintes mécaniques, peut conduire à une fragilité de la soudure. Les alliages d'aluminium de la série 7000, sont sensibles à l'énergie de soudage. Celle-ci doit être très réduite afin de minimiser la refusion de la phase intergranulaire (phénomène de brulure).

Leurs critères de soudabilité dépendent, comme pour les aciers inoxydables austénitiques, de la tendance à la fissuration à chaud. [2.31]. Le soudage des alliages 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. L'amplitude et la durée de ce trajet thermique sont fonction de la distance à la source de chaleur, et des conséquences sur le comportement en décolent.

L'application de mauvais paramètres lors du procédé de soudage peut engendrer des défauts de soudage comme le montre la figure 2.21.

Le tableau A.2 retraçant la facilité du procédé de soudage des différents alliages d'aluminium est représenté dans l'annexe 2.3.



Figure 2.21 : Apparition d'une fissure lors du soudage TIG d'un alliage d'aluminium 7075 T6 (épaisseur = 2 mm)

II.6.1. Technique de soudage :

Les alliages à durcissement par écrouissage, les alliages traitables thermiquement et les alliages de fonderie ne réagissent pas de la même façon au soudage. La technique de soudage varie d'un alliage à un autre. Aussi, les alliages d'aluminium ne sont tous pas soudables. [2.32]. [2.33].

Le soudage des alliages d'aluminium par le procédé TIG exige des préparations de surface très soignées. En comparaison à d'autres procédés tel que le MIG, le procédé TIG permet l'obtention de cordons de soudure de bonne qualité. Pour cela, une préparation de la surface est exigée. La première opération est toujours un dégraissage

avec un solvant, suivie d'un décapage de la surface. Le décapage est réalisé soit mécaniquement (brosse rotative à fils d'acier inoxydable), soit chimiquement (attaque à la soude, passivation à l'acide nitrique et rinçage à l'eau).

La présence d'une couche d'oxyde réfractaire nécessite un soudage en courant alternatif (TIG). Le coefficient de dilatation linéique est très différent de celui de l'acier. D'autre part, en raison d'une conductibilité thermique très élevée, il faut particulièrement faire attention à la pénétration. L'aluminium est sensible à la porosité due à l'hydrogène. Ainsi, il faut veiller à ce que les métaux d'apport soient stockés de manière appropriée, que le chanfrein de soudure reste propre et que l'alimentation en gaz de protection soit sécurisée.

La propreté est d'une importance primordiale pour le soudage de l'aluminium. Il est préférable d'opter pour le fraisage lors de la préparation des chanfreins de soudure.

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

- point de fusion élevé $2050^{\circ}C$ (Al $658^{\circ}C$),
- épaisseur de la couche variant de 0,01 mm à 0,1,
- formation spontanée à l'air libre même après grattage,
- stabilité même à haute température,
- adhérence et insolubilité dans le métal liquide.

Cette couche constitue un barrage entre les éléments à assembler. Le soudage des alliages d'aluminium exige donc :

- un décapage des pièces à assembler,
- une protection du bain de fusion pour éviter une réoxydation du métal fondu.

2.6.2. Transformations métallurgiques :

Le soudage des alliages d'aluminium engendre une zone affectée thermiquement (ZAT) dans laquelle les propriétés mécaniques peuvent être réduites jusqu'à 50 % par rapport aux valeurs nominales, dépendant de l'alliage soudé et du procédé utilisé. Généralement, pour le calcul de structures, il est recommandé d'étendre cette zone à 2,5 cm de chaque côté du joint, à moins de pouvoir traiter thermiquement la pièce après soudage. La conception de la pièce doit donc prendre en considération cette réalité.

En pratique, on n'observe généralement pas d'influence de l'état métallurgique sur la soudabilité des alliages d'aluminium. Ainsi, il est possible de souder un alliage d'aluminium quel que soit l'état d'écrouissage ou l'état thermique. Par contre, les propriétés de l'assemblage dépendent du métal soudé et de son état. En effet, avec les alliages d'aluminium, l'échauffement du matériau par l'arc ou par le métal liquide conduit la plupart du temps à un adoucissement du métal de base, contrairement aux aciers au carbone qu'il tend à durcir. Cette zone affectée thermiquement (ZAT) n'est pas visible par observation macroscopique ou microscopique; elle est plus ou moins large selon le procédé de soudage.

Contrairement aux aciers au carbone (mais comme avec certains aciers inoxydables) tous les alliages d'aluminium, et plus particulièrement les alliages des familles 6000 et 7000, sont sensibles à l'énergie de soudage. Celle-ci doit être aussi réduite que possible afin de minimiser la refusion des phases intergranulaires (phénomène de brûlure). Ce phénomène, appelé liquidation, associé aux contraintes de retrait, peut engendrer des microfissures dans la ZAT.

2.6.3. Conséquences du soudage :

Les alliages 7000 soudables délivrés à l'état T6 présentent la particularité de reprendre leurs caractéristiques après une maturation de plusieurs semaines de soudage. La perte de propriétés mécaniques suite au soudage est irrémédiable avec les alliages durcis par écrouissage, mais la zone adoucie peut être en partie «régénérée» avec les alliages à traitement thermique du fait que le problème est d'ordre économique. Aussi, la taille des structures rend la plupart du temps l'opération irréalisable. Si le traitement thermique complet (mise en solution, trempe et revenu) n'est pas envisageable sur des structures importantes et déformables, un traitement de revenu postsoudage est parfois envisageable. Il est très intéressant lorsque le soudage est pratiqué entre la trempe et le revenu avec les alliages 7000. Dans le cas d'un post-traitement, on veillera à utiliser un métal d'apport susceptible de durcir.

2.6.4. Les métaux d'apport :

Le métal d'apport doit être d'une pureté élevée, et les pièces à souder à l'abri de toute contamination. L'électrode étant protégée par un nuage de gaz conducteur, l'énergie émise sera distribuée dans le volume du nuage et devient responsable de la faible pénétration du bain fondu.

L'argon et l'hélium sont les gaz inertes les plus couramment employés dans le procédé TIG. Cependant, on recommande particulièrement l'argon car il convient à une grande variété de métaux, et le débit nécessaire est très inférieur à celui de l'hélium pour un travail donné. L'argon est un gaz inerte qui ne s'allume pas, ne nourrit pas la combustion et ne réagit chimiquement à aucun autre élément. Il est sans couleur, sans odeur et est présent à 0.93% dans l'atmosphère.

Le choix du métal d'apport est représenté dans le tableau A.3 de l'annexe 2.4.

Bien que la plupart des alliages soient soudables sans métal d'apport, celui-ci est pratiquement toujours nécessaire pour avoir une section soudée suffisante, pouvoir combler les retraits, les effondrements et les jeux et prévenir la fissuration à chaud.

D'une manière générale, le soudage de tous les alliages d'aluminium est possible avec un apport Al-Si. En effet, la sensibilité maximale à la fissuration à chaud se situant entre 0.5 et 1% de silicium, les risques sont écartés par les taux de dilution obtenus habituellement en soudage. Le taux de dilution est défini par le volume de fil d'apport déposé sur le volume total de la zone fondue. Cet avantage est couplé à un faible retrait de solidification qui limite les contraintes dans le cordon et réduit les déformations.

Le type de métal d'apport recommandé pour souder en TIG est sélectionné en fonction de trois critères:

- Les propriétés mécaniques maximales de la zone fondue,
- La résistance à la corrosion,
- La soudabilité opératoire incluant la fissuration à chaud.

Le choix du métal est souvent un compromis entre ces considérations car le soudage ne pose généralement pas de problème de corrosion avec un métal d'apport convenable. On notera toutefois le cas des alliages 7000 soudables corroyés qui ont un mauvais comportement à la corrosion à l'état trempé-mûri. La ZAT de l'alliage d'aluminium 7075 T6 doit pour cela être protégée. Un postrevenu améliore sensiblement le problème.

CHAPITRE 3

MATERIAUX ET PROCEDURES EXPERIMENTALES

3.1. Présentation du matériau utilisé :

Dans le cadre de notre étude, nous avons choisi l'alliage d'aluminium 7075. Il nous a été remis, par le service de maintenance d'Air Algérie, sous forme de tôles (290 x 210 mm) à l'état T6 et sous différentes épaisseurs (respectivement 2 et 2,5 mm). Une plaque brute d'aluminium 7075 T6 d'épaisseur égale à 2 mm est représentée dans la figure 3.1 :



Figure 3.1 : Plaque brute d'aluminium 7075 T6 (épaisseur = 2 mm)

Les alliages d'aluminium industriels 7075 T6 sont notamment utilisés en tant que tôles fortes pour les voilures d'avions. Ces alliages comportent les éléments Zn, Mg et Cu comme principaux éléments d'addition. Leur utilisation est due à leurs caractéristiques mécaniques supérieures.

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. Ce travail a été fait dans le but de vérifier la conformité de la fiche technique du fournisseur du matériel.

Le Tableau 3.1 représente la composition chimique des échantillons de l'alliage d'aluminium 7075 T6 :

	Si	Ti	Mn	Cu	Fe	Cr	V	Zn	Mg	Autres	Al
7075 T6	0,10	0,04	0,03	1,53	0,22	0,19	0,01	5,63	2,50	0,03	89,72

Tableau 3.1: Composition chimique (%) des échantillons d'alliage d'aluminium 7075 T6

3.2. Technique de soudage TIG :

Les procédés de soudage par fusion utilisant un arc électrique comme source de chaleur sont classés comme procédés de soudage à l'arc. Ils représentent la source d'énergie la plus utilisée car la chaleur de fusion peut être facilement produite, concentrée et contrôlée.

Le procédé de soudage TIG consiste à chauffer la pièce à souder par la chaleur d'un arc électrique, qui jaillit entre l'électrode de tungstène non fusible et le matériau concerné. Ce procédé est le plus utilisé en comparaison avec les autres procédés de soudage à l'arc du fait qu'il ne nécessite pas obligatoirement de métal d'apport pour transmettre la chaleur à la pièce à souder, contrairement au soudage à électrode fusible ou enrobée.

En pratique, la notion de passe est importante. Le résultat d'une passe est un cordon de soudure. La première passe est appelée passe de fond et le reste est appelé passe de remplissage.

La pénétration correspond à la profondeur sur laquelle s'étend la fusion dans le métal de base.

3.2.1. 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 donc, le soudage

TIG, dans notre cas, demande au préalable un décapage des plaques à assembler et une protection du bain de fusion pour éviter une réoxydation du métal fondu. Ce décapage se fait avant et en cours de soudage.

La préparation et le soudage de notre matériau furent pratiqués au Centre de Recherche Scientifique et Technique en Soudage et Contrôle de Cheraga (Alger).

Un exemple de cette préparation est représenté dans la figure 3.2.

Un exemple de plaque d'aluminium 7075 T6 prête pour le soudage est représenté dans la figure 3.3.

La prochaine étape consiste à préparer le chanfrein. Le choix de ce dernier dépend de :

- L'épaisseur de la tôle,
- La possibilité d'accès à l'envers,
- Des déformations minimales imposées,
- La minimisation des coûts.

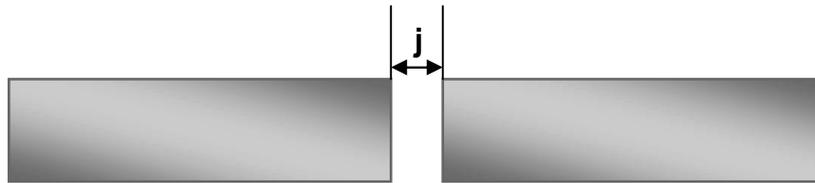


Figure 3.2 : Préparation des échantillons avant le soudage

Avec :

j = distance entre les deux plaques avant le soudage

Ainsi et avant de souder, le choix du type de chanfrein dépend de l'épaisseur de la tôle. A partir de cette épaisseur, on détermine l'intensité du courant utilisé, le diamètre de l'électrode et le diamètre de la baguette d'apport.

Le tableau 3.2 illustre le type de préparation des plaques :

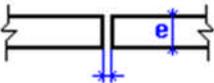
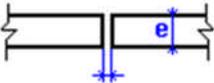
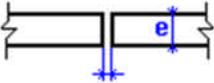
Epaisseur de la tôle $e = \text{mm}$	Fourchette d'intensité (A)	Diamètre du métal d'apport (mm)	Type de préparation
0,80 à 1,00	10 à 80	Sans ou $\varnothing 1,00$	
1,50 à 2,00	40 à 100	1,60	
2,00 à 3,00	80 à 160	1,60 à 2,00	
3,00 à 4,00	120 à 260	2,00	

Tableau 3.2 : Type de préparation du joint avant le procédé de soudage TIG

Sachant que notre type de matériau est difficile à souder, un décapage des pièces à assembler est exigé ainsi qu'une protection du bain de fusion pour éviter une réoxydation du métal fondu. Comme il a été mentionné dans le chapitre 2, le décapage est réalisé soit mécaniquement (brosse rotative à fils d'acier inoxydable), soit chimiquement (attaque à la soude, passivation à l'acide nitrique et rinçage à l'eau).

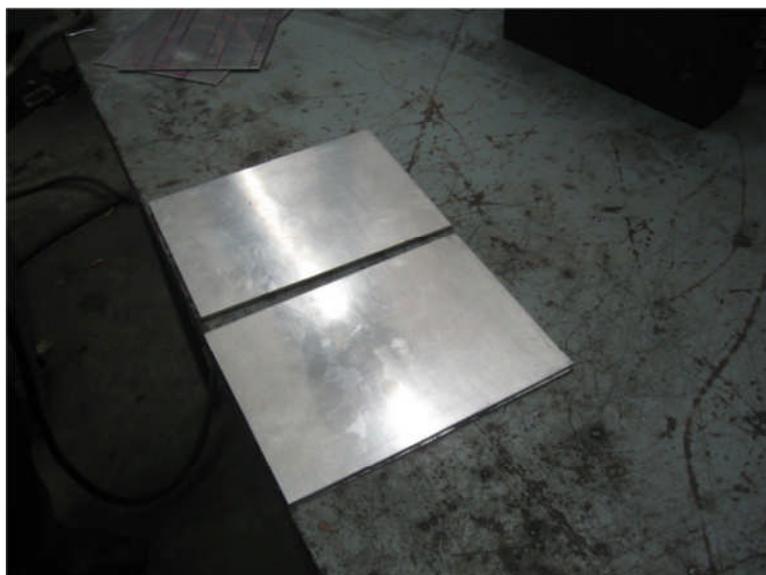


Figure 3.3 : Plaque d'aluminium 7075 T6 prête pour le soudage (épaisseur = 2,5 mm)

3.2.2. Principe et paramètres technologiques du soudage TIG :

Lors de l'application du procédé de soudage TIG, on fait jaillir de l'argon (arc électrique) entre une électrode infusible de tungstène et la pièce à souder opposée. [3.1]. Un champ magnétique auto induit est engendré et crée à son tour des forces de Lorentz. Celles-ci vont entrainer le gaz en protection vers la surface de la pièce à souder. Cette énergie calorifique permet de faire fondre localement la pièce à souder formant ainsi le joint soudé après refroidissement. La forme de la pointe de l'électrode peut affecter la forme du bain de fusion. Généralement, les pointes des électrodes utilisées, comme pour le cas du courant direct, sont ragrées sous une forme conique.

La figure 3.4 représente les premières étapes du procédé de soudage TIG :



Figure 3.4 : Premières étapes du procédé de soudage TIG

Les procédés de soudage à l'arc peuvent être utilisés en courant continu (DC), avec l'électrode négative (EN) ou positive (EP), ou en courant alternatif (AC). Ces différentes configurations se traduisent par des différentes morphologies du bain de fusion (voir chapitre 2).

En pratique, l'intensité et la vitesse de soudage sont les paramètres les plus importants à contrôler du fait qu'ils sont directement liés à la profondeur de pénétration, à la largeur du bain de fusion et à la qualité du joint soudé. L'intensité affecte également la tension si la longueur de l'arc (distance entre la pointe de l'électrode et la pièce à souder) est fixée. Aussi, l'augmentation de l'intensité du courant favorise une pénétration et une largeur du cordon plus importante, alors qu'une augmentation de la vitesse de soudage aura une influence inverse.

A titre d'exemple, et ayant utilisé une grande vitesse et une grande intensité lors du soudage d'un matériau traité, une fissure est apparue.

Ce phénomène est représenté dans la figure 3.5 :

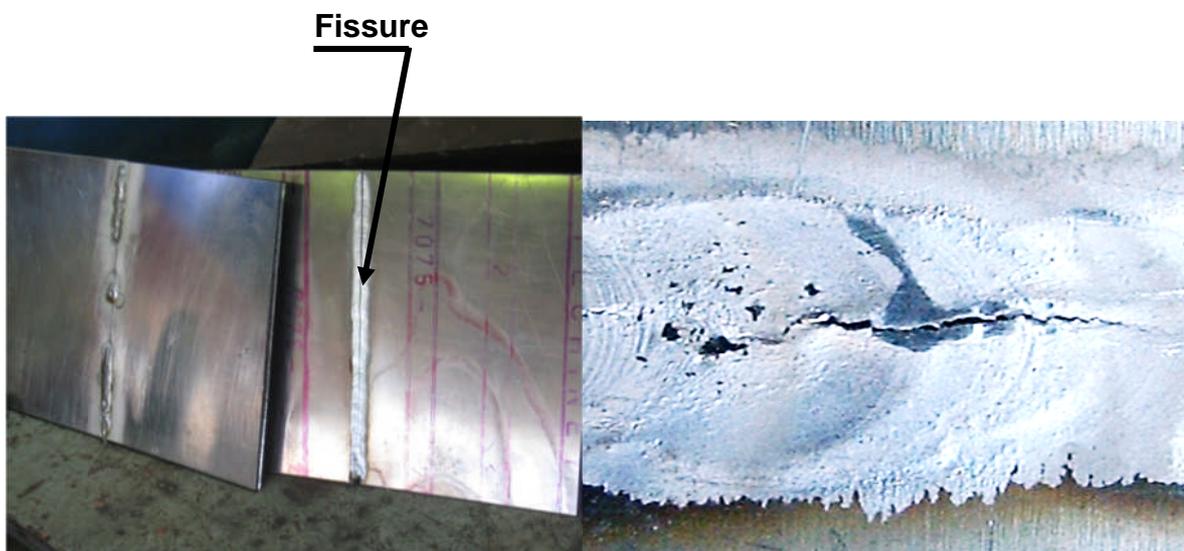


Figure 3.5 : Apparition d'une fissure dans l'échantillon (épaisseur = 2 mm) lors de l'utilisation d'un ampérage de 140 A

Le tableau 3.3 retrace les paramètres de soudage utilisés lors de notre expérience :

Epaisseur de l'échantillon (mm)	Courant utilisé (V)	Intensité (A)	Diamètre électrode (mm)
2	12 - 18	85 - 140	1,5
2,5	12 - 18	100 - 140	2

Tableau 3.3 : Paramètres de soudage

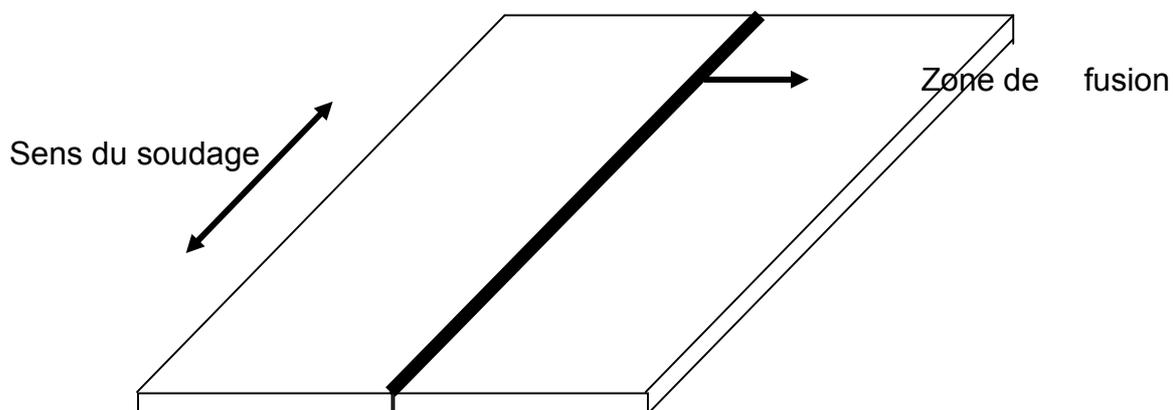
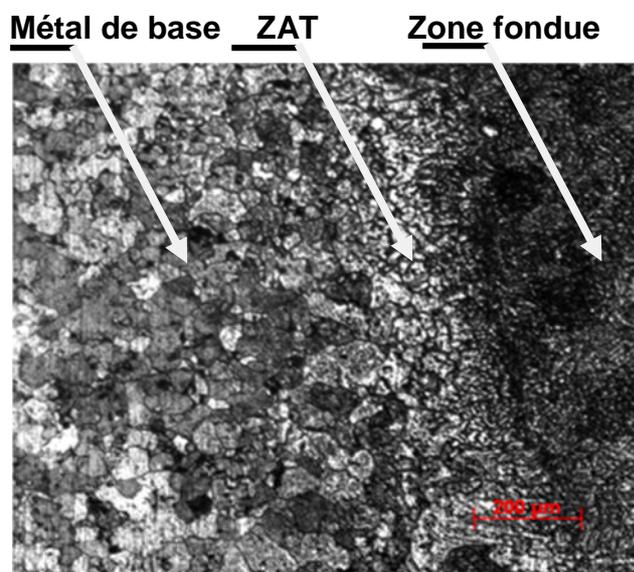


Figure 3.6 : Schéma du procédé de soudage



Figure 3.7 : Plaques soudées (épaisseur = 2.5 mm)



Sens du soudage

Figure 3.8 : Micrographie d'un échantillon soudé montrant les différentes zones de soudage (épaisseur = 2mm)

La distribution du pic de température en métal de base adjacent à la soudure est donné par la formule suivante : [3.2]

$$T_m = \frac{T_{max}}{\sqrt{x}} + T_{amb}$$

(3.1)

Avec :

x = Distance à la zone de liaison où l'on veut connaître le pic de température,

T_m = Température (°C) maximum à la distance x (mm) de la zone de liaison,

T_0 = Température initiale de la pièce (°C),

T_f = Température de fusion (°C) du métal de base,

E_p = Epaisseur de la tôle (mm),

H_n = Energie de soudage net en J/mm.

3.2.3. 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 et 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. [3.3].[3.4].

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. Ce type de contrôle comprend les essais de texture, mécaniques, corrosion, macrographiques et micrographiques.

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.

3.3. Traitements thermiques :

En 1911, Wilms découvrit qu'un alliage Al-Cu durcissait lors du vieillissement à température ambiante après trempe. [3.5]. Cela permit une nouvelle technique d'amélioration des propriétés mécaniques des métaux et en particulier pour les alliages d'aluminium. Grâce à cette technique, cet alliage est devenu privilégié pour les applications dans le domaine du transport aérien. Aujourd'hui, le durcissement par précipitation est devenu une pratique courante en métallurgie et s'applique à d'autres alliages que ceux à base d'aluminium.

Comme mentionné dans le premier chapitre, 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 3.4 donne des exemples d'alliages qui durcissent par précipitation lors d'un revenu après trempe :

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

Tableau 3.4 : Alliages d'aluminium durcissables par précipitation après une seconde phase

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

La figure 3.9 illustre la variation de la résistance à chaud en fonction de la température :

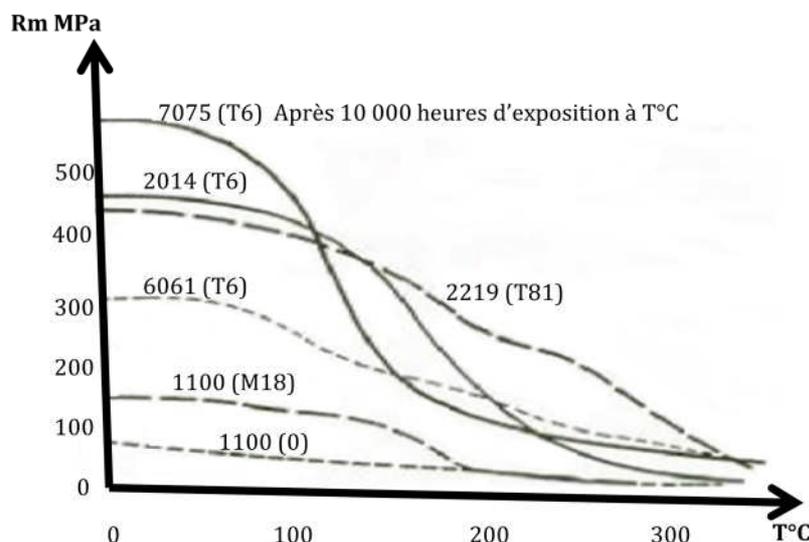


Figure 3.9 : Variation de la résistance à chaud en fonction de la température [3.6]

Les traitements thermiques furent réalisés dans un four électrique à affichage numérique de type LM321.11 dont la température maximale peut atteindre $1100^{\circ}C$.

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 3.10 illustre un exemple de traitement thermique d'un de nos échantillons.

Le tableau 3.5 résume les différentes applications des traitements thermiques pour chaque expérience.

Le même procédé fut utilisé pour chaque échantillon et pour chaque épaisseur : 2 et 2,5 mm.

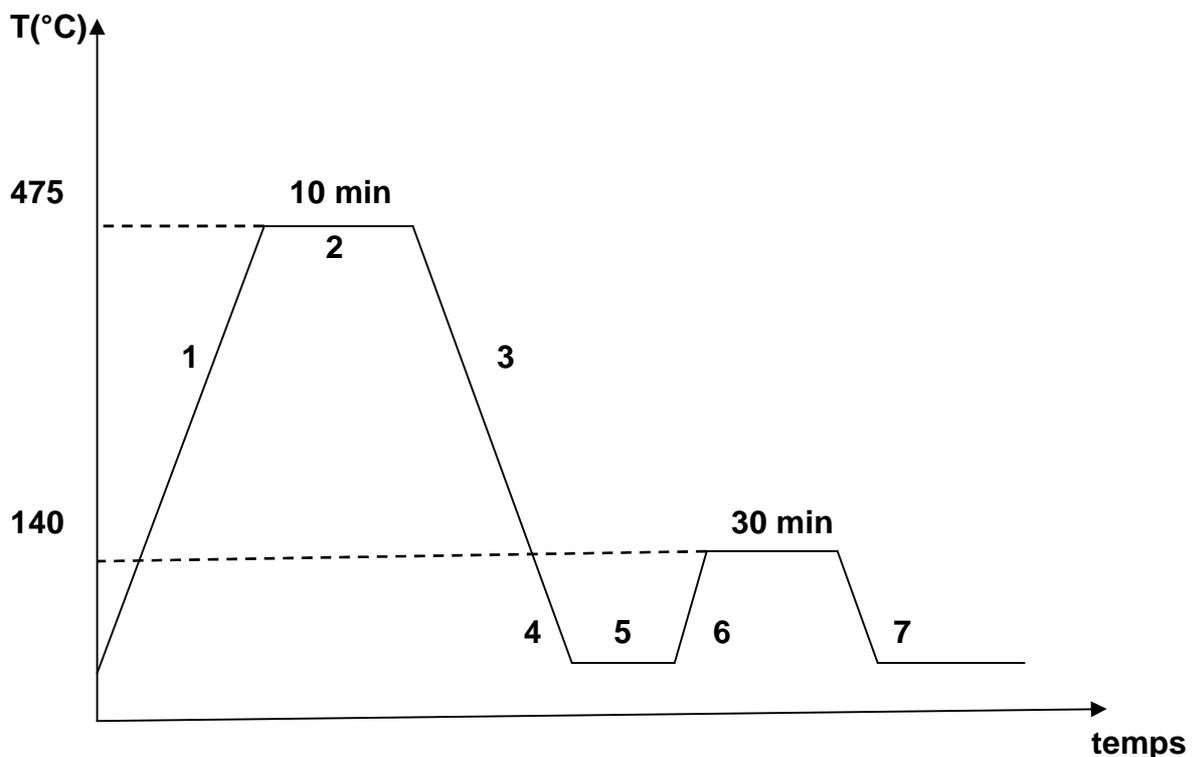


Figure 3.10 : Exemple de traitement thermique d'un échantillon

Avec :

1 = mise en solution

2, 4 et 6 = temps de maintien

3 et 7 = trempe à l'eau

5 = revenu

Mise en Solution : 475 495 510 525°C
Temps de maintien pour chaque mise en solution : 10 20 min
Trempe à l'eau
Revenu : 140 160 180°C
Temps de maintien pour chaque température de revenu : 30min 1h 4h 6h 10h

Tableau 3.5 : Application des traitements thermiques

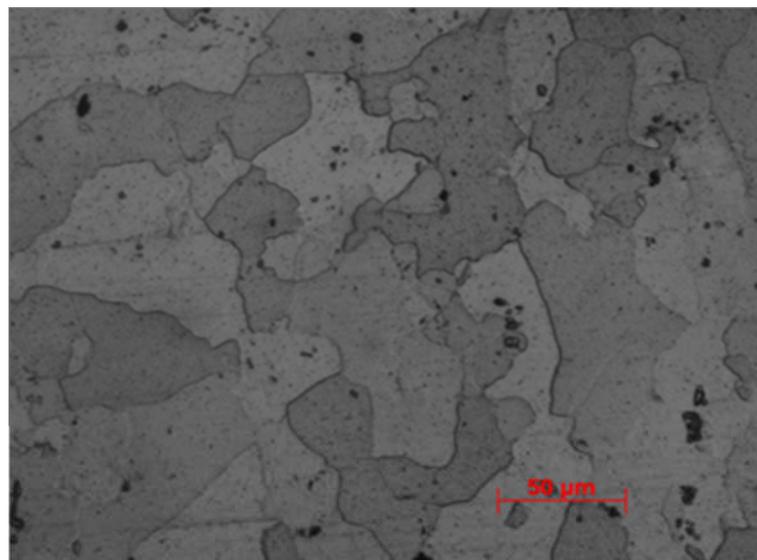


Figure 3.11 : Micrographie d'un échantillon traité : revenu = 160 °C avec un temps de maintien de 6 heures (épaisseur = 2,5 mm)

3.3.4. Caractérisation de la soudure :

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 caractère à favoriser, soit la formation et la répartition des phases α et β , soit à précipiter de

nouveaux composés souvent durcissant. Tout processus activé thermiquement ou mécaniquement affecte globalement la morphologie microstructurale, entraînant des modifications des propriétés mécaniques de l'alliage. [3.7]. [3.8]. Lors du processus de soudage TIG, un gradient de température se crée entre le métal de base et la zone fondue. Ainsi, les variations de gradients de température vont engendrer des structures métallographiques et des caractéristiques mécaniques diverses dans les différentes zones constituant le cordon de soudure. La compréhension de la métallurgie du soudage exige l'analyse des phases de fusion et de solidification, des phases de transformation au refroidissement, des effets des traitements thermiques postsoudage et des structures/propriétés mécaniques.

3.4. Caractérisation de la microstructure :

La connaissance des propriétés d'un matériau nécessite la détermination des phases qui le composent, relative à leur nature, leur forme, leur distribution, leur quantité : ces paramètres sont regroupés sous le nom de structure du matériau.

Dans le cas de notre matériau, l'alliage d'aluminium 7075 T6, et après l'élaboration des échantillons, la caractérisation de la microstructure par la diversité de ses composants en termes de taille et de nature, nécessite l'utilisation de plusieurs techniques d'investigations. Celles-ci sont classées en deux catégories :

- L'utilisation de la microscopie optique, de la microscopie électronique à balayage (MEB) et de l'analyse EDX pour des approches locales,
- L'indexation des phases par diffraction (RX) pour des approches globales.

Ces techniques d'investigation permettent de décrire les caractéristiques de la structure granulaire et des intermétalliques. Aussi, et en raison de la grande variété de taille des précipités, une caractérisation quantitative ne peut être obtenue que par l'utilisation de l'indexation des phases par diffraction (RX).

3.4.1. La 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.

3.4.1.A. 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.

3.4.1.B. Polissage :

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

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

L'expérience s'est déroulée au niveau de notre Département de Mécanique. La polisseuse utilisée de marque Metasinex est représentée dans la figure 3.12.



Figure 3.12 : Polisseuse Metasinx

3.4.1.C. Attaque chimique :

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

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

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

3.4.2.A. La microscopie électronique à balayage (MEB) :

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

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

En pratique, la technique de microscopie à balayage peut être utilisée pour décrire la précipitation grossière de trempe. Elle offre, dans ce cas, une excellente alternative à la microscopie en transmission puisque les zones observables sont alors beaucoup plus

étalées (quelques cm²), avec un temps de préparation des échantillons très sensiblement diminué.

La figure 3.13 représente le principe de fonctionnement d'un microscope électronique à balayage :

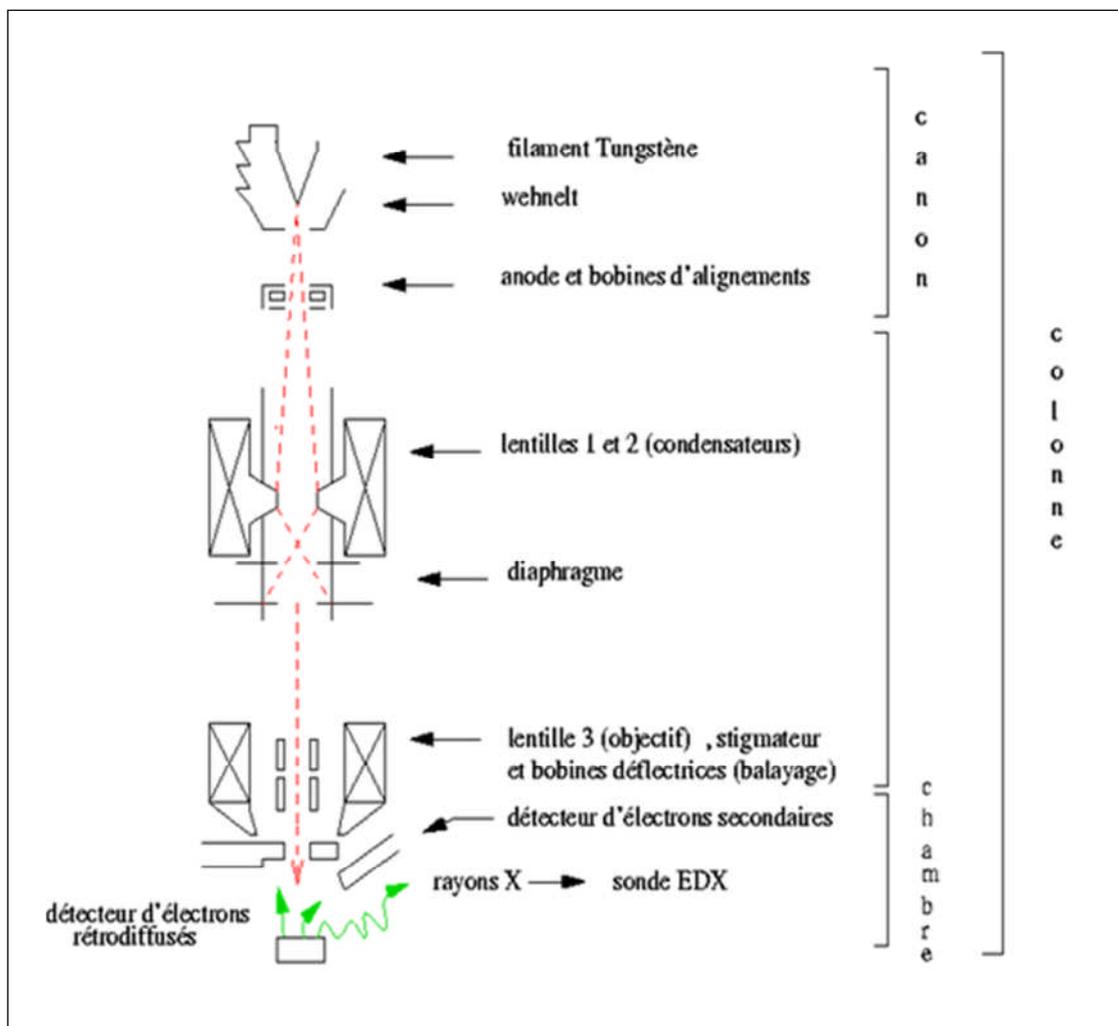


Figure 3.13 : Principe de fonctionnement d'un microscope électronique à balayage

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 3.14 représente une photographie au microscope électronique à balayage (MEB) de notre matériau :

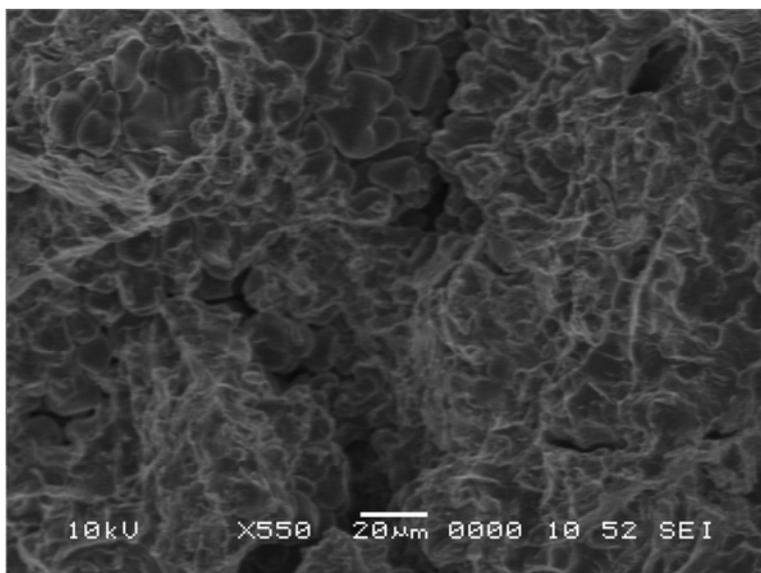


Figure 3.14 : Photographie au MEB de l'échantillon non traité (épaisseur = 2 mm)

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.

3.4.2.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", [III.9], 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).

3.4.3. 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. [3.10][3.11]. 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. [3.12]. 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.

Lors de notre expérience, les enregistrements ont été effectués sur des échantillons de dimensions suivantes (longueur x largeur x épaisseur):

- 30 mm x 10 mm x 2 mm,
- 30 mm x 10 mm x 2,5 mm.

L'expérience s'est déroulée au laboratoire de diffraction des rayons X de l'université Amar Telidji de Laghouat.

L'enregistrement des spectres s'est fait à l'aide du diffractomètre automatisé de type Phillips équipé d'un filtre et d'une anticathode utilisant les paramètres suivants :

- une radiation $K\alpha$ de longueur d'onde $\lambda_{K\alpha} = 1,5406 \text{ \AA}$,
- $U = 40 \text{ KV}$,
- $I = 30 \text{ mA}$,
- Vitesse = $0,02^\circ/\text{s}$.

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 3.15. Ce phénomène est dû à la structure recristallisée dans laquelle les grains possèdent des dislocations, et à la dissolution des précipités durcissant.

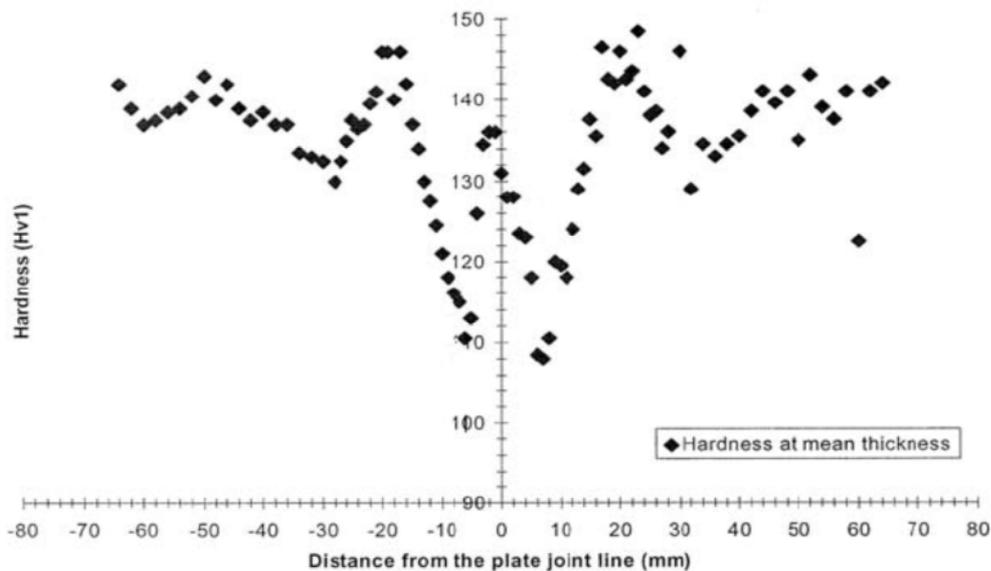


Figure 3.15 : Profil de dureté d'un joint d'un alliage d'aluminium [3.13]

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) :

$$= - \quad (3.2)$$

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

L'essai de dureté utilisé pour notre cas est l'essai Vickers. Il consiste dans un laps de temps bien déterminé à imprimer dans la pièce à évaluer un pénétrateur en forme de

pyramide droite, à base carrée, d'angle au sommet 136°, sous une charge F , et à mesurer la diagonale d de l'empreinte laissée sur la surface après enlèvement de la charge.

La figure 3.16 résume les caractéristiques de l'essai :

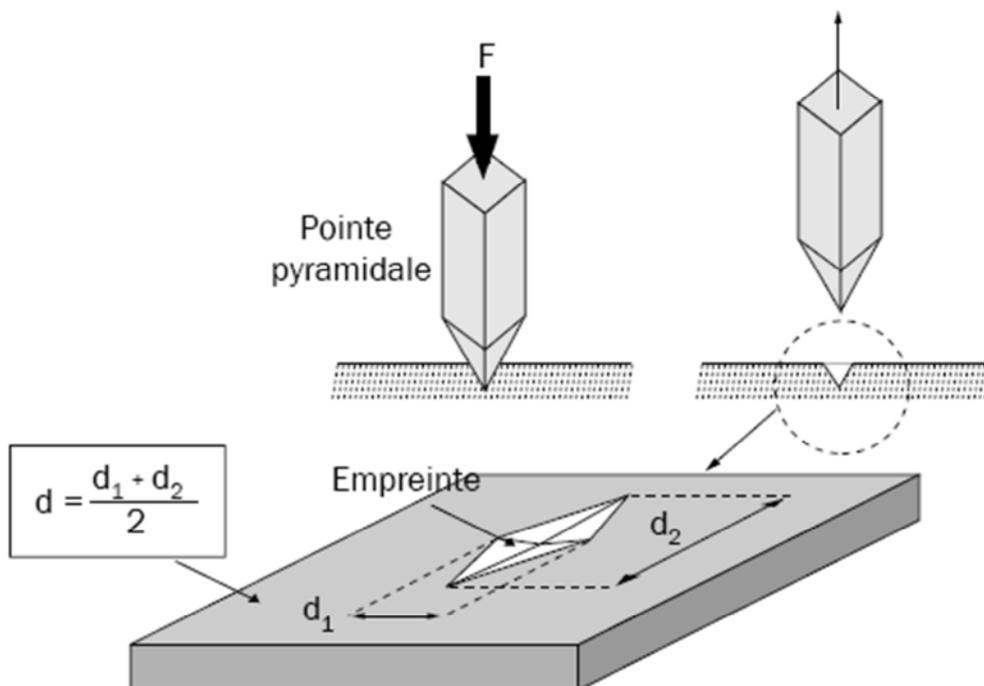


Figure 3.16 : Caractéristiques de l'essai

L'essai s'est déroulé au centre Alphapipe de Ghardaïa.

Les caractéristiques de la machine utilisée sont les suivantes : Controlab, étendu de mesure 450 J, type r004,2 et N/S : v12001.

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.

La figure 3.17 représente une photographie au microscope électronique à balayage (MEB) de rupture ductile de notre échantillon :

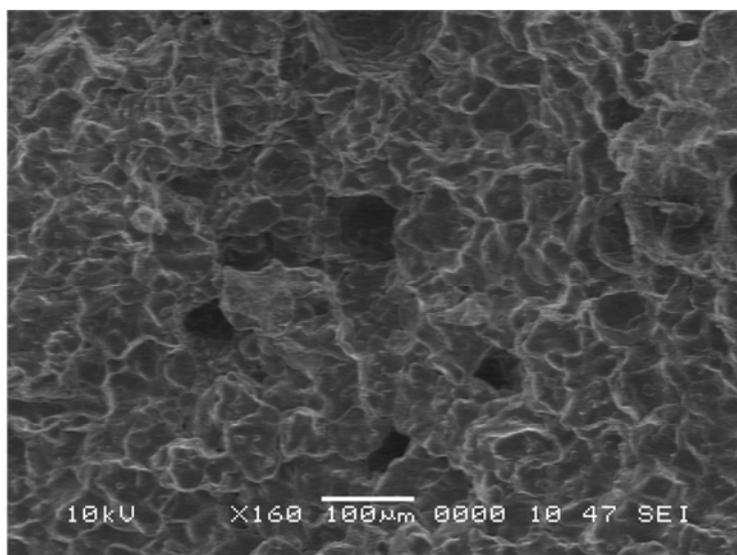


Figure 3.17 : Photographie au MEB de rupture ductile de la ZAT de l'échantillon traité (épaisseur = 2,5 mm)

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

Ces éprouvettes sont représentées dans la figure 3.18.

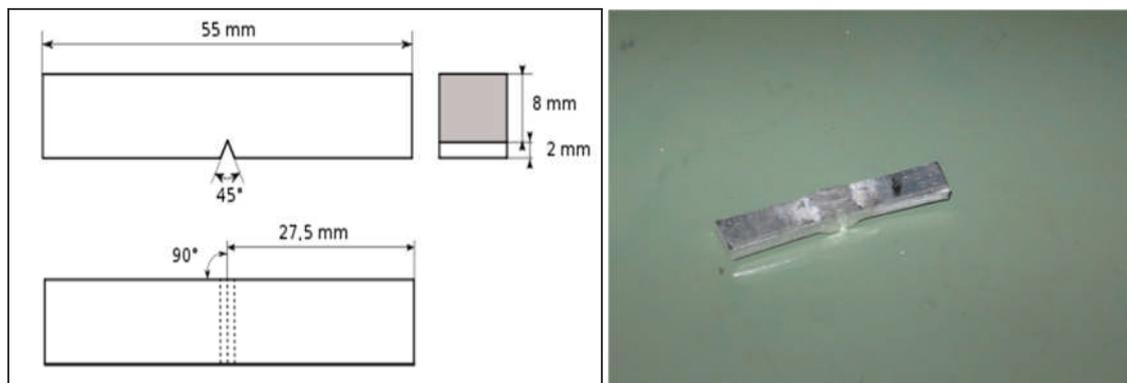


Figure 3.18 : Eprouvette normalisée

Aussi, l'entaille est réalisée selon le type de l'expérience désiré :

- Métal de base,
- ZAT,
- Cordon.

Un exemple d'emplacement (zone fondue) est représenté dans la figure 3.19 :

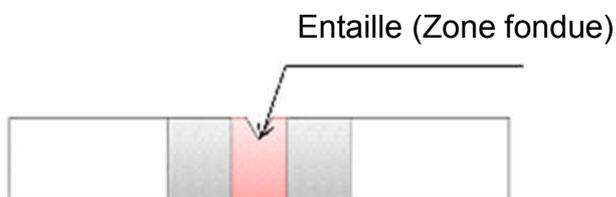


Figure 3.19 : Emplacement de l'entaille dans la zone fondue

Dans 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.

$$\text{Résilience} = \frac{é}{()} \quad (3.3)$$

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

L'expérience s'est déroulée au laboratoire des Grands Travaux Pétroliers (GTP) de Reghaia (Wilaya de Boumerdès) sur une machine disposant d'une énergie de 300 Joules, de marque Instron Wolper et de type PW 30.

Cette machine est représentée dans la figure 3.20 :



Figure 3.20 : Machine de résilience de marque Instron

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 Centre de Recherche Scientifique et Technique en Soudage et Contrôle de Cheraga (Alger) avec l'utilisation d'une machine hydraulique de marque Instron à commande électrique. Le pilotage et l'acquisition des données ont été effectués à l'aide de la console de la machine, l'ensemble guidé par un logiciel Merlin. La cellule d'effort ayant une capacité de ± 600 KN.

Cette machine est représentée dans la figure 3.21 :



Figure 3.21 : Machine de traction de marque Instron

Le type d'éprouvette utilisée est le suivant :

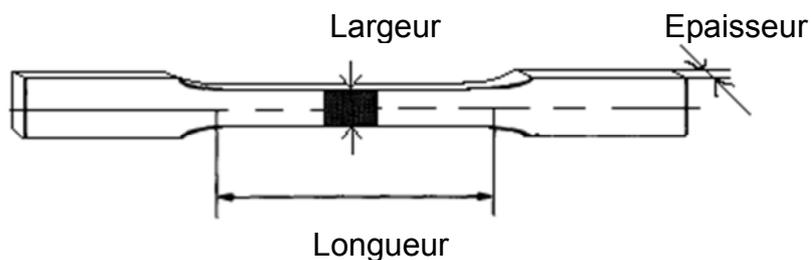


Figure 3.22 : Eprouvette de l'essai de traction normalisée

Avec :

Largeur : 19,16 mm

Longueur : 122 mm

L'éprouvette normalisée est représentée dans l'annexe 3.1.

Les différentes étapes de l'essai de traction sont représentées dans la figure 3.23 :

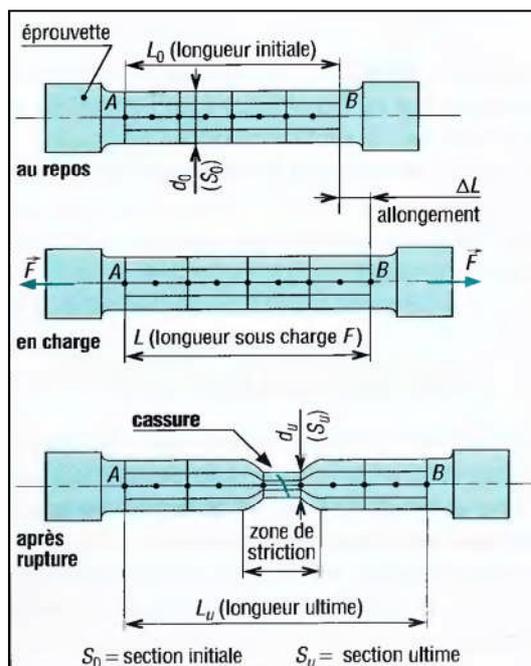


Figure 3.23 : Les différentes étapes de l'essai de traction d'une éprouvette

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.

CHAPITRE 4

RESULTATS ET INTERPRETATIONS

4.1. Introduction :

La microstructure de l'aluminium conditionne largement les propriétés des matériaux, qu'elles soient mécaniques, magnétiques, électriques ou autres. Elle dépend de la chimie du matériau mais également de toute la gamme de transformation depuis la solidification, dont les traitements thermomécaniques (laminage à chaud) et les traitements mécaniques et thermiques. Tout au long de la gamme de fabrication, les transformations de phases, la déformation plastique des grains, la restauration et/ou la recristallisation des grains écrouis, les interactions précipitation-recristallisation, la croissance normale ou anormale des grains, influent sur la microstructure finale du matériau.

Lors de notre expérience et avant l'utilisation du procédé de soudage, la séquence de précipitation dans notre matériau est relativement complexe et fait intervenir à la fois des phases stables ainsi que des phases métastables telles que les zones de Guinier-Preston et la phase métastable η' .

Cette séquence est représentée par :



Les alliages d'aluminium 7075 T6 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, ces alliages sont plus ou moins sensibles à ces phénomènes. L'utilisation du procédé de soudage TIG à grande concentration d'énergie et à protection gazeuse accrue améliore les résultats. Des soudures TIG (sans métal d'apport) des éprouvettes avec une pénétration complète ont été réalisées manuellement.

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 TIG.

Ainsi, le comportement de notre matériau lors du procédé de soudage TIG sera mieux connu, de même que les effets des traitements thermiques sur l'évolution structurale dans le cordon de soudure et le comportement mécanique de notre matériau.

4.2. Aspects métallurgiques du procédé de soudage TIG :

Etudié dans le chapitre II, le procédé de soudage consiste à assembler deux éléments métalliques, par fusion et re-solidification. Ce procédé implique des phénomènes qui interviennent de façon couplée dans la zone affectée thermiquement (ZAT).

Ces phénomènes sont définis par les qualificatifs :

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

Les interactions entre ces phénomènes sont représentées par la figure 4.1 :

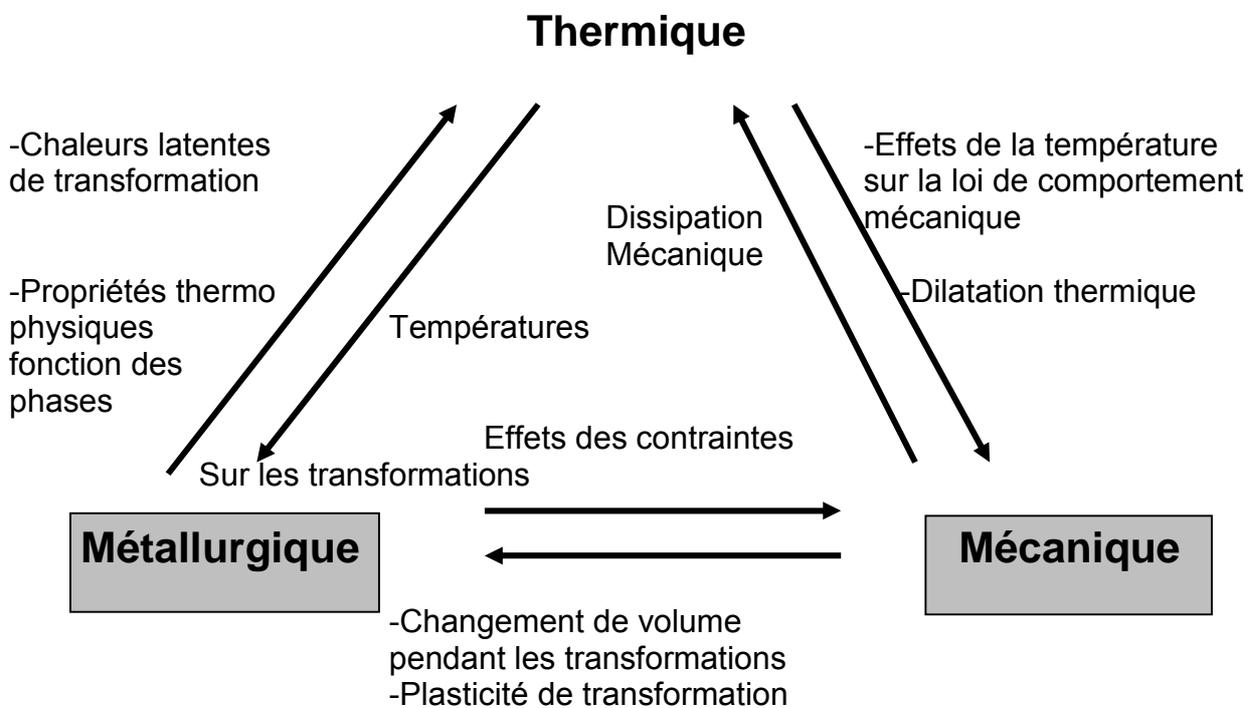


Figure 4.1 : Phénomènes physiques impliqués et leurs couplages lors du procédé de soudage [4.1]

4.2.1. Sous-structure de solidification :

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

Dans le mécanisme de refroidissement, les conditions de solidification hors équilibre pendant le procédé de soudage TIG entraînent la déstabilisation du front plan solide-liquide avec formation d'une sous structure de solidification. [4.2].

Chaque grain colonnaire de la structure d'une soudure d'un alliage contient une sous structure de solidification sous forme cellulaire ou dendritique. Même si la composition globale de la soudure est homogène, les sous structures cellulaires ou dendritiques représentent des formes de micro ségrégation. Cette dernière se caractérise par une différence de composition entre le cœur et la périphérie des cellules individuelles ou des dendrites cellulaires. Les cellules sont des protubérances de métal solide microscopiques en forme de crayon qui refroidissent en avant de l'interface solide-liquide. Les dendrites sont plus développées que les cellules et présentent une forme d'arbre avec un bras de dendrite primaire et des branches orthogonales appelées bras de dendrite secondaire. Souvent, les paramètres importants contrôlant les sous structures cellulaires ou dendritiques dans les soudures sont :

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

$$K = C^*s/C^*L \quad (4.1)$$

Avec :

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

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

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

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

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

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

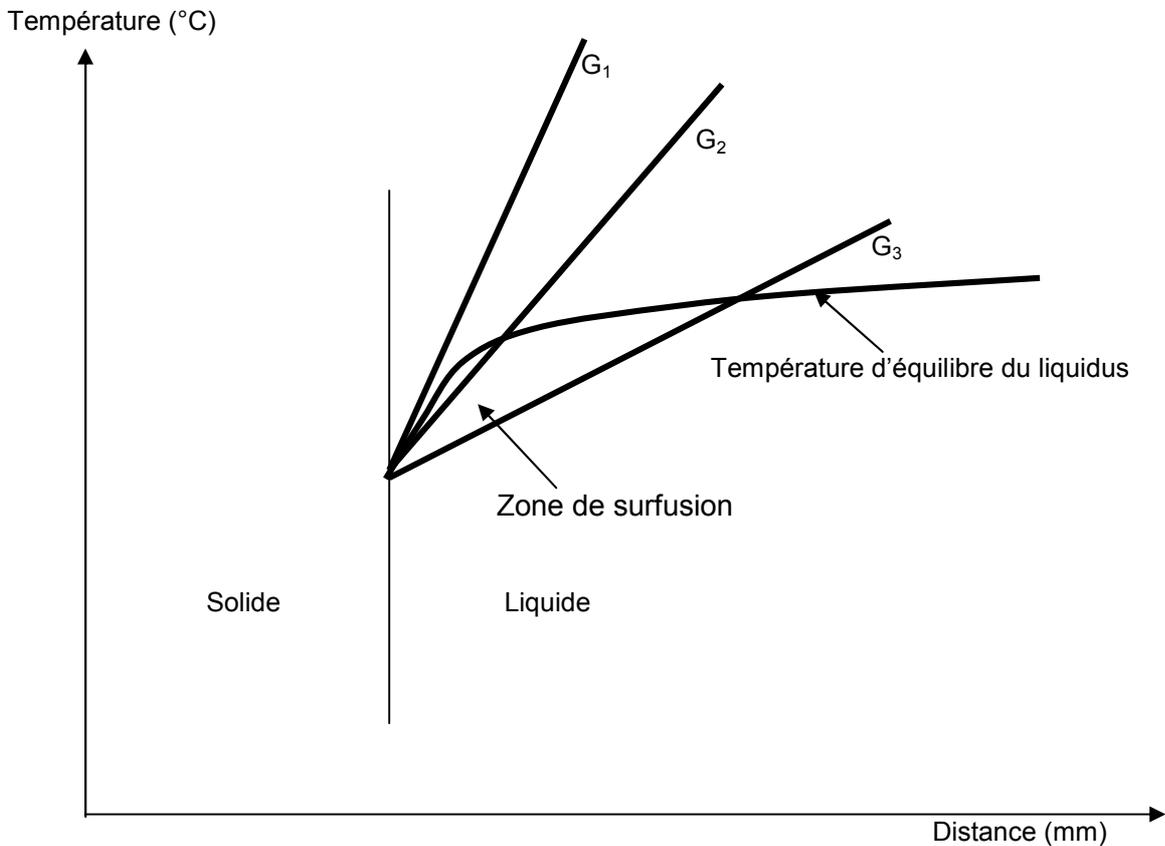


Figure 4.2 : Effet du gradient de température sur le mode de solidification des soudures pour une vitesse constante [4.3]

Dans la figure 4.2, on constate qu'en induisant un gradient de température extrêmement élevé (pente importante), il n'y a pas de surfusion constitutionnelle et la structure de solidification reste plane. Quand le gradient décroît légèrement, les protubérances de métal solide à l'interface croissent plus vite que l'interface plate restante car le solide croît dans une zone de liquide en surfusion.

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

Si la valeur du gradient de température décroît encore, la zone de surfusion devient si importante que des bras secondaires se forment et une croissance dendritique cellulaire ou dendritique colonnaire est réalisée. Dans une sous structure dendritique

cellulaire chaque grain contient plusieurs dendrites cellulaires alors que dans une structure dendritique colonnaire, le grain est occupé par une seule dendrite.

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

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

La figure 4.3 résume l'effet du gradient de température G et de la vitesse de solidification R sur la morphologie de la sous structure :

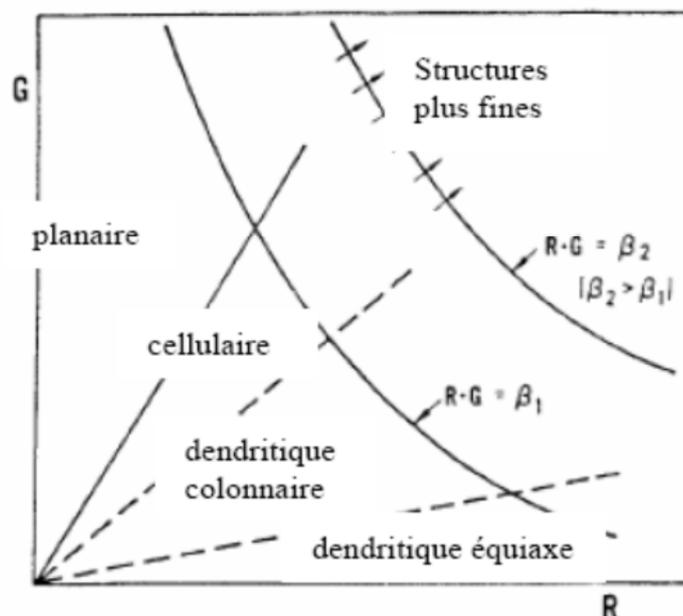


Figure 4.3 : Effet du gradient de température G et de la vitesse de solidification R sur la morphologie de la sous structure [4.4]

En pratique, les sous structures cellulaires et dendritiques cellulaires sont les plus fréquemment observées dans les structures de soudage. De plus il est très difficile

de contrôler G et R isolément lors du processus de soudage, car en règle générale, une vitesse de soudage importante, et donc une vitesse d'avance de l'interface R élevée, produira un gradient thermique élevé. De ce fait, la sous-structure de solidification du matériau dépendra des concentrations en soluté, du degré de partage à l'équilibre des éléments d'alliage et des paramètres de soudage.

4.2.2. Phénomènes de ségrégation dans les cordons de soudure :

Ces phénomènes se divisent en :

- Macroségrégations,
- Microségrégations.

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

Dans les microségrégations, la solidification hors équilibre des soudures par fusion entraîne une sous structure de solidification cellulaire ou dendritique par déstabilisation de l'interface plan solide-liquide et s'accompagne d'une ségrégation intercellulaire ou interdendritique des éléments du matériau.[4.5].

4.3. Caractérisation du durcissement structural :

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

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

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

Cet essai est illustré dans la figure 4.4 :

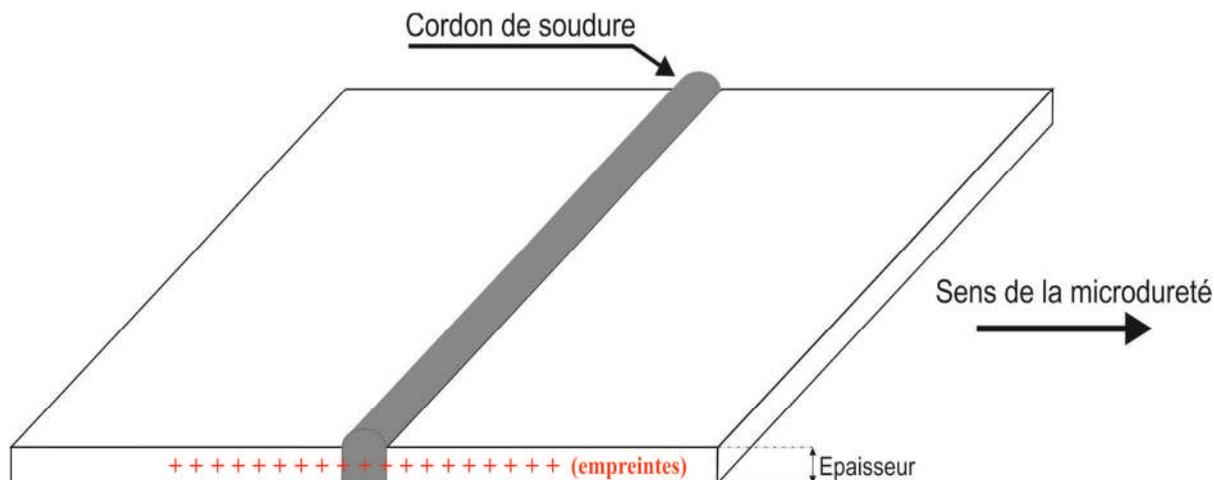


Figure 4.4: Essai de microdureté

Lors de notre expérience et lors de l'utilisation du soudage TIG, on constate que la structure de solidification en zone de fusion se produit à partir de la structure du métal des zones environnantes. Cette solidification s'établit au niveau de l'interface solide-liquide à partir des grains existants dans cette interface et qui servent de substrats à partir desquels débute et se développe la croissance. Cette dernière se développe selon la direction du gradient maximum de température. Elle forme l'avancée de la structure globale de solidification permettant la dissipation de la chaleur latente de solidification comme le montre la figure 4.5 vers le métal solide avoisinant.

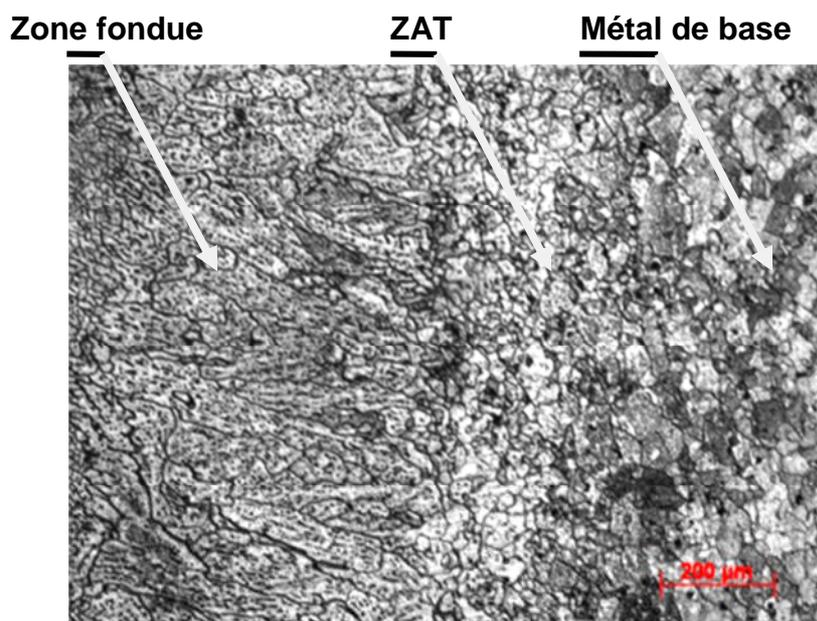


Figure 4.5 : Micrographie de l'échantillon soudé et traité avec une intensité de 100A
(épaisseur = 2 mm)

Dans la figure 4.5, on peut distinguer les différentes zones créées après le procédé de soudage TIG : le métal de base, la zone affectée thermiquement et la zone fondue.

On constate que :

- La structure de la soudure est fortement influencée par des cycles thermiques du procédé de soudage TIG,
- La taille et la forme des anciens grains bêta ainsi que les transformations de phase qui se produisent lors du refroidissement sont les principales caractéristiques définissant les propriétés mécaniques du matériau soudé,
- Dans notre matériau à savoir l'alliage d'aluminium 7075 T6, les microstructures des zones de fusion et des zones affectées thermiquement présentent des différences de morphologie.

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, 2 et 2,5 mm, le bain de fusion de la soudure garde un profil homogène.

4.3.1. Caractérisation à l'état brut:

Lors du soudage, les paramètres les plus importants à contrôler sont l'intensité et la vitesse de soudage, du fait de leurs liens directs à la profondeur de pénétration, à la largeur du bain de fusion, et à la qualité du joint soudé. Ces paramètres contrôlent la forme, les dimensions et les structures des zones du joint soudé.

Le paramètre intensité affecte également la tension si la distance entre l'électrode et l'échantillon à souder est fixe. En pratique et dans notre cas, cette distance ne fut pas fixée correctement (le soudage s'est déroulé manuellement). Ainsi l'augmentation de l'intensité de courant favorise une pénétration et une largeur de cordon importantes alors qu'une augmentation de la vitesse de soudage aura un effet inverse. La vitesse de

soudage régit directement la vitesse de croissance lors de la solidification. Lors du procédé de soudage, 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.

Nous signalons que les expériences des soudures réalisées au Centre de Recherche Scientifique et Technique en Soudage et Contrôle de Cheraga (Alger) ainsi que quelques essais préliminaires furent suffisants pour obtenir des cordons de soudure TIG présentant une conformité tout à la fois dimensionnelle, métallurgique et mécanique.

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



Figure 4.6 : Application et influence de la vitesse de soudage sur l'échantillon (épaisseur = 2 mm)

Lors de l'expérience et comme le montre la figure 4.6, l'influence de la vitesse de soudage sur l'étendue de la surface à souder est importante.

En appliquant une vitesse de soudage entre 12 et 18 mm/s et une intensité variant de 85 à 140 ampères, on constate que le passage de la zone fondue au métal de base se fait de manière continue sans interface particulière.

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

Ainsi, cette zone de transition varie en taille selon la vitesse de soudage. En augmentant la vitesse de soudage, la taille de cette zone diminue.

Avec nos paramètres de soudage, on a utilisé une passe de soudage en prenant comme hypothèse un régime de solidification 2D. La forme du bain de fusion obtenue dépend principalement de la vitesse de soudage. Celle-ci influe la cinétique du phénomène de solidification en contrôlant la vitesse de croissance de solidification et exprimée par la relation suivante : [4.6]

$$R = V_s \cdot \cos \theta \quad (4.2)$$

Avec :

R = Vitesse de croissance linéaire en tout point de solidification (m/min)

V_s = Vitesse de soudage (m/min)

θ = Angle entre la direction de soudage et la direction de croissance des cristaux ($^\circ$)

La figure 4.7 illustre la forme du bain de fusion :

Front de solidification

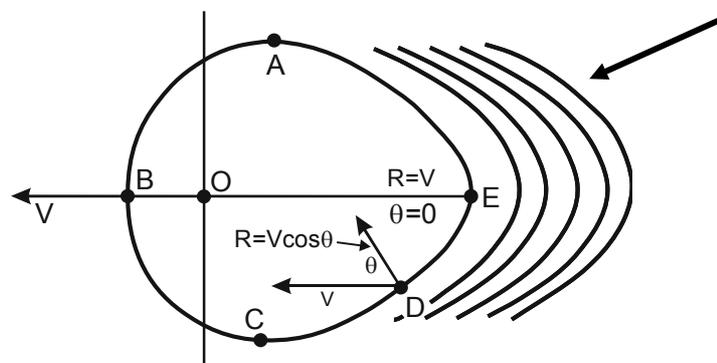


Figure 4.7 : Forme du bain de fusion

De la figure 4.7, R atteint :

- Une valeur minimale sur les bords du bain de fusion,
- Une valeur maximale égale à V_s au centre de ce bain.

A l'opposé, le gradient de température atteint une valeur maximale sur les bords (croissance planaire) et une valeur minimale au centre (croissance dendritique).

La solidification se produit à l'arrière du bain de fusion entre les points où $\theta = 90^\circ$ et $\theta = 0^\circ$.

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. Cette nouvelle zone est appelée la zone affectée thermiquement.

Cette microstructure met en évidence la présence de quelques précipités à l'intérieur des grains. Les figures (de 4.8 à 4.13) montrent que cette microstructure est divisée en trois régions: une zone loin du cordon de soudure mais non affectée par le soudage mais dont les caractéristiques sont les mêmes que celles du matériau de base, une zone proche du cordon de soudure où la dissolution a été complète et où des zones GP ont été pré-précipitées lors du refroidissement de la soudure ainsi qu'au cours du stockage à température ambiante, et une zone intermédiaire où la dissolution n'est que partielle et où la coalescence a été observée dans le cas de l'état T6. Il faut noter que la coalescence n'affecte pas entièrement la zone de transition mais uniquement la zone où la température a été la plus élevée au cours du cycle thermique. Ceci suggère qu'une partie de la dissolution intervient sans changement significatif de la taille moyenne des particules.

Ces changements constatés dans la microstructure sont causés par l'effet Joule du procédé de soudage TIG. Ce dernier a des effets positifs et négatifs sur le soudage.

Par effet Joule, la dissolution dans la zone affectée thermiquement est partielle c'est à dire une diminution de la précipitation.

La zone fondue est formée par la fusion du métal d'apport, ce qui implique que la dissolution dans cette zone est complète et par conséquent une augmentation de la

précipitation est notée. Cette augmentation dans la précipitation est plus grande par rapport à la zone affectée thermiquement, ce qui expliquera plus tard l'augmentation de la dureté Hv dans cette zone.

Parmi les effets négatifs de l'effet Joule, les changements dans la microstructure créent une zone de fragilisation dans les pièces soudées (hétérogénéité dans le matériau).

Les zones les plus affectées sont celles les plus proches de l'extrémité assemblée : la zone affectée thermiquement et la zone fondue.

- La zone affectée thermiquement (extrémité de métal de base) subit une température élevée lors du soudage,
- La zone fondue ou le métal d'apport fondu complètement est solidifié dans des conditions différentes que celles du métal de base.

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



Figure 4.8 : Micrographie du métal de base de l'échantillon soudé et non traité sur l'échantillon d'épaisseur = 2 mm

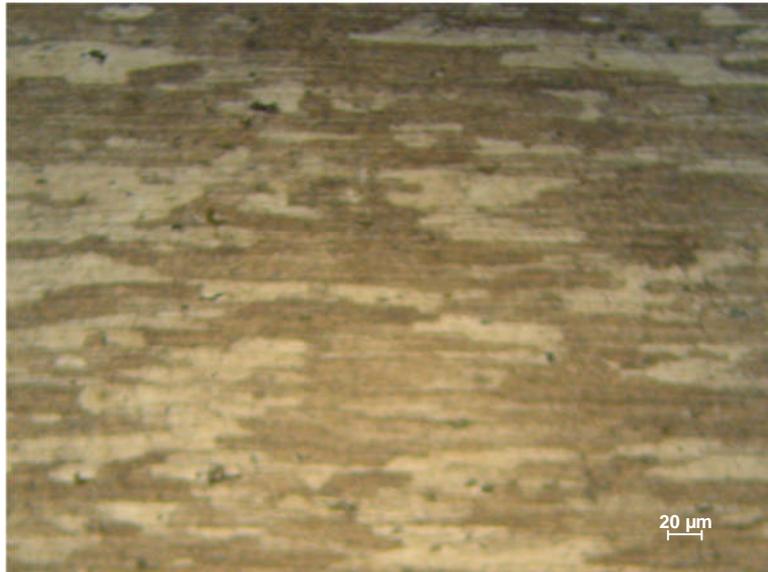


Figure 4.9 : Micrographie du métal de base de l'échantillon soudé et non traité sur l'échantillon d'épaisseur = 2,5 mm

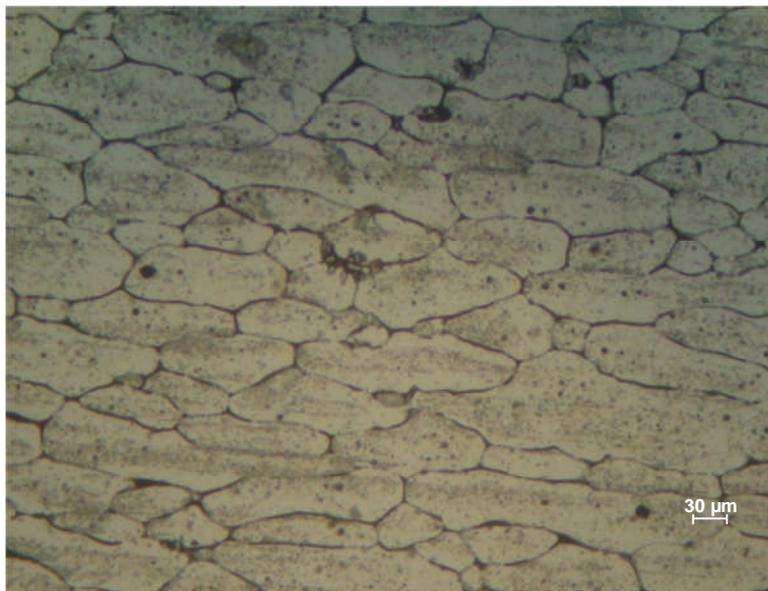


Figure 4.10: Micrographie de la ZAT de l'échantillon soudé et non traité sur l'échantillon d'épaisseur = 2 mm



Figure 4.11 : Micrographie de la ZAT de l'échantillon soudé et non traité sur l'échantillon d'épaisseur = 2,5 mm

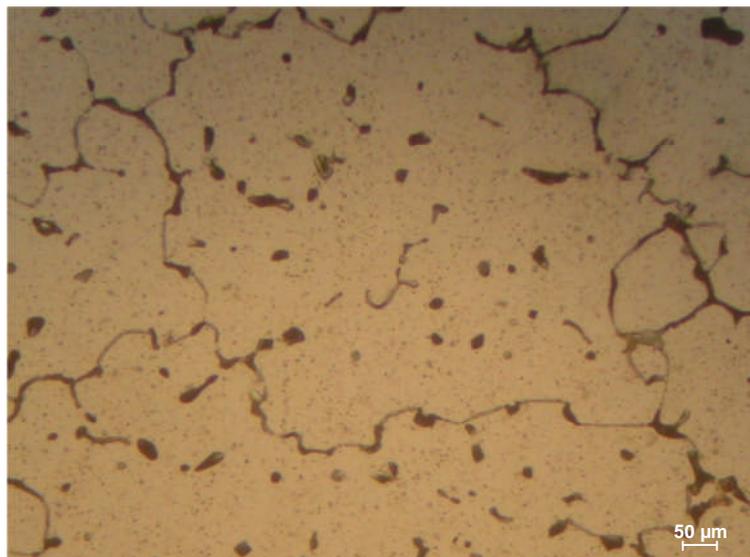


Figure 4.12 : Micrographie de la zone fondue de l'échantillon soudé et non traité sur l'échantillon d'épaisseur = 2 mm

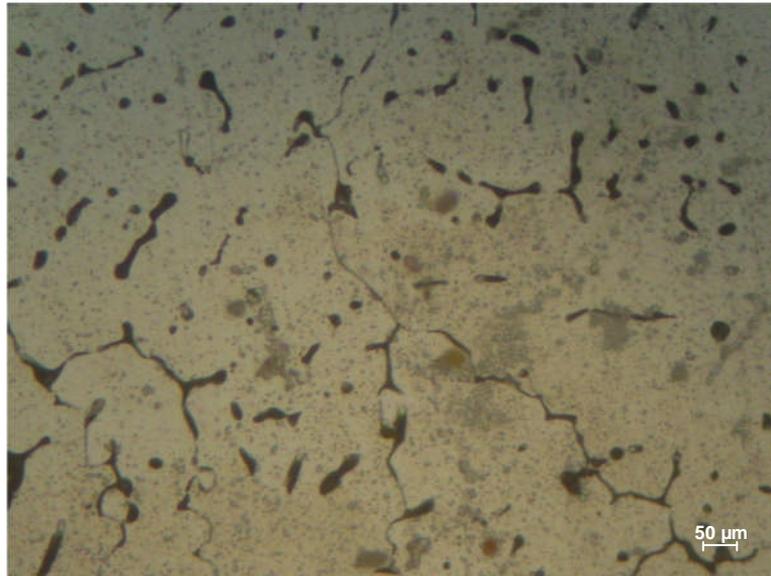


Figure 4.13 : Micrographie de la zone fondue de l'échantillon soudé et non traité sur l'échantillon d'épaisseur = 2,5 mm

4.3.1. A : Microdureté des échantillons à l'état brut:

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 et la zone fondue. Cet essai a permis d'observer la variation de la microdureté pour chaque zone.

Les résultats obtenus sont résumés dans la figure 4.14 :

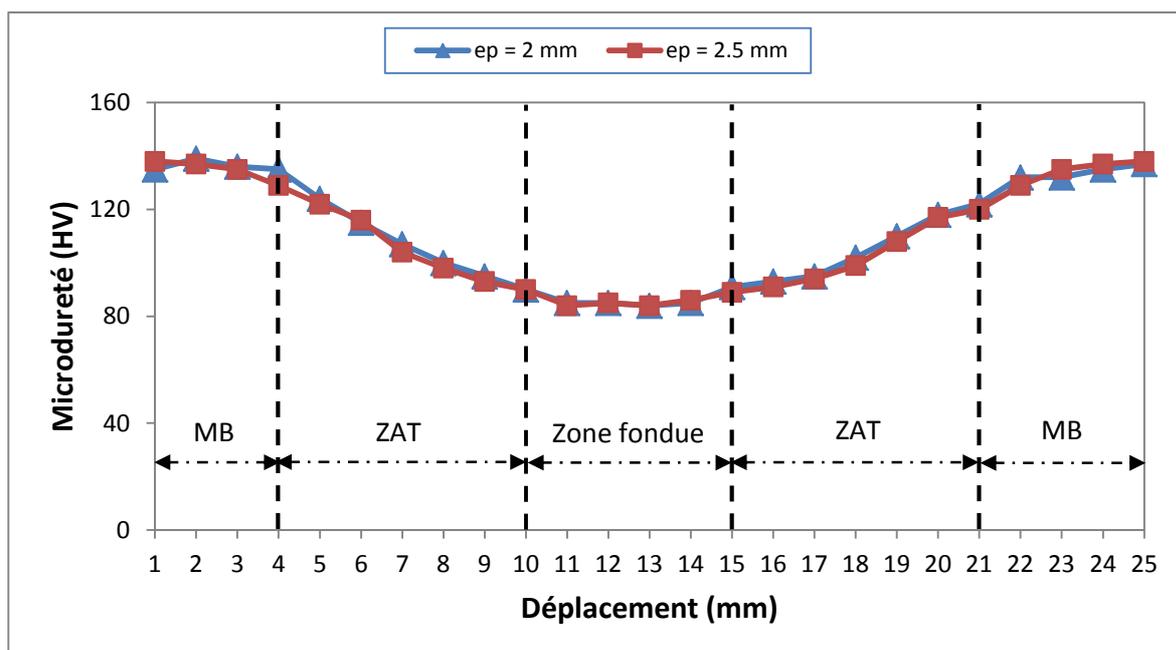


Figure 4.14 : Microdureté de l'échantillon soudé et non traité

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 4.17) à celle de la zone fondue.

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 4.8 à 4.13).

On peut résumer ces résultats sous la forme suivante :

$$Hv^{MB} > Hv^{ZAT} > Hv^{ZFondue} \quad (4.3)$$

4.3.1.B : Dureté des échantillons à l'état brut :

Des mesures de microdureté Vickers ont été effectuées sur l'ensemble de l'échantillon comprenant les trois zones : Métal de base, Zone affectée thermiquement et Zone fondue.

Les figures 4.15 et 4.16 montrent les valeurs moyennes obtenues pour chaque zone.

La dureté est du même ordre de grandeur que celle théoriquement attendue (chapitre 3). La dureté du métal de base est supérieure à celle de la zone affectée thermiquement ou la zone fondue. Il se produit donc un certain durcissement du cordon de soudure lors du procédé de soudage. Il existe une zone de transition entre celle de la zone affectée thermiquement et celle de la zone fondue.

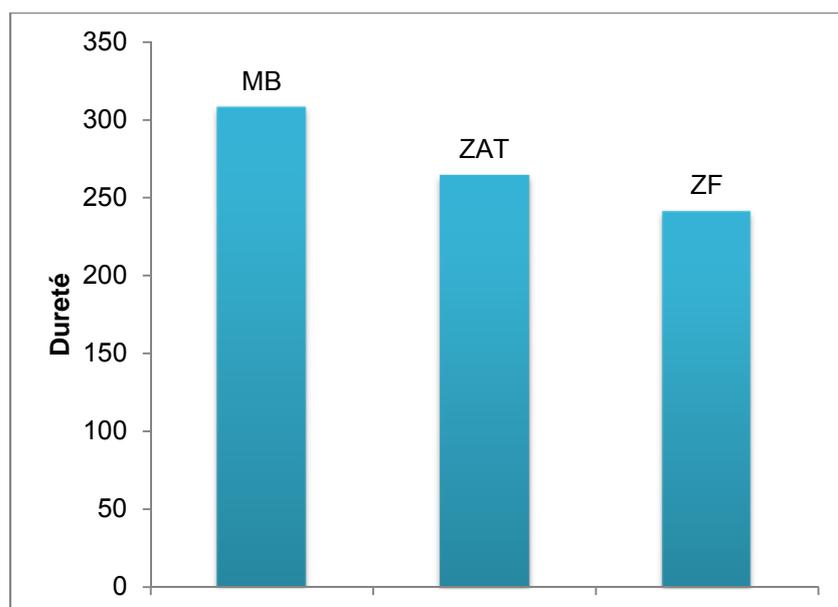


Figure 4.15 : Evolution de la dureté de l'échantillon soudé et non traité (épaisseur = 2 mm)

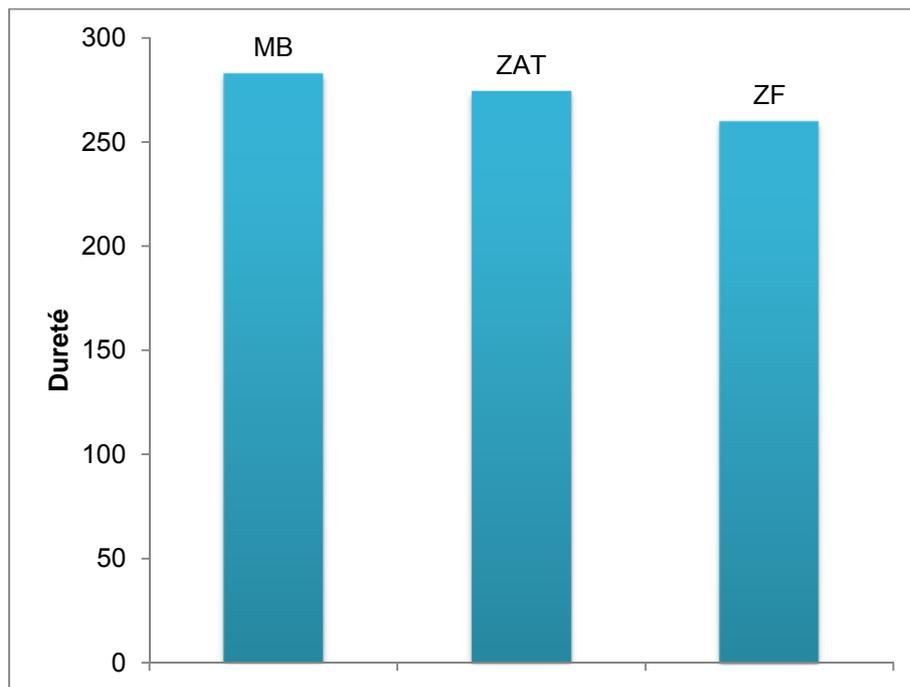


Figure 4.16 : Evolution de la dureté de l'échantillon soudé et non traité (épaisseur = 2,5 mm)

4.3.2 Caractérisation à l'état soudé et 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 (chapitre 3).

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

Les micrographies des microstructures de notre matériau soudé et traité sont représentées dans les figures 4.17 à 4.20.

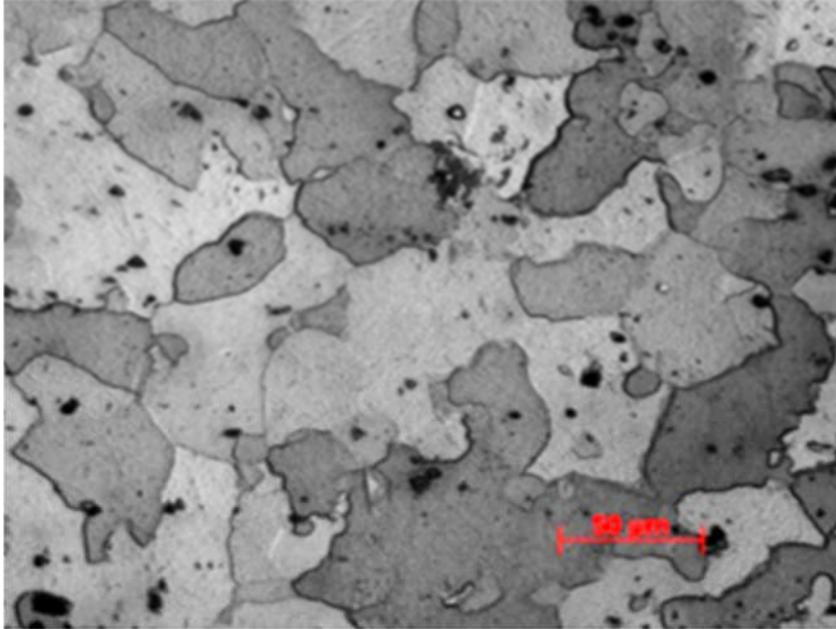


Figure 4.17 : Micrographie de l'échantillon (Métal de base) sous l'influence de la température de la mise en solution de 510 °C (épaisseur = 2 mm)

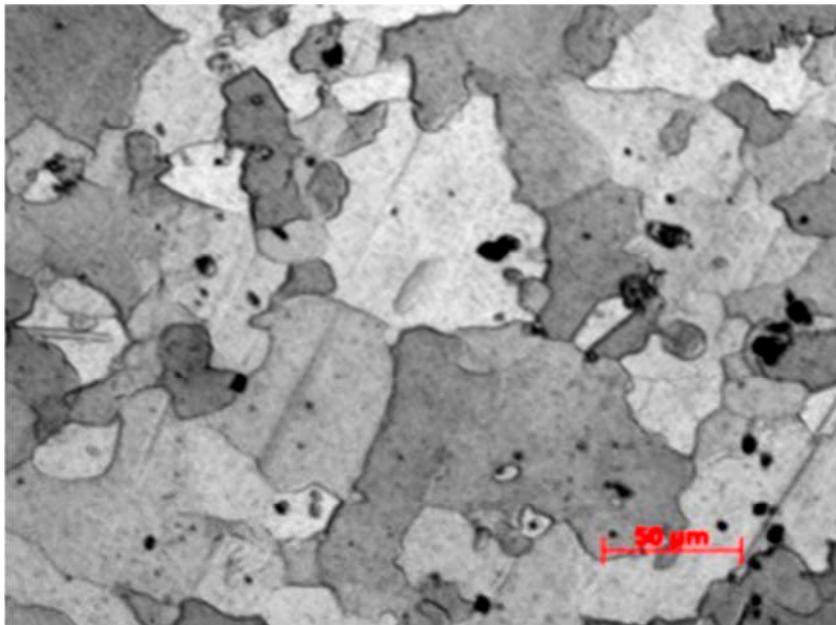


Figure 4.18 : Micrographie de l'échantillon (Métal de base) sous l'influence de la température de la mise en solution de 510 °C (épaisseur = 2,5 mm)

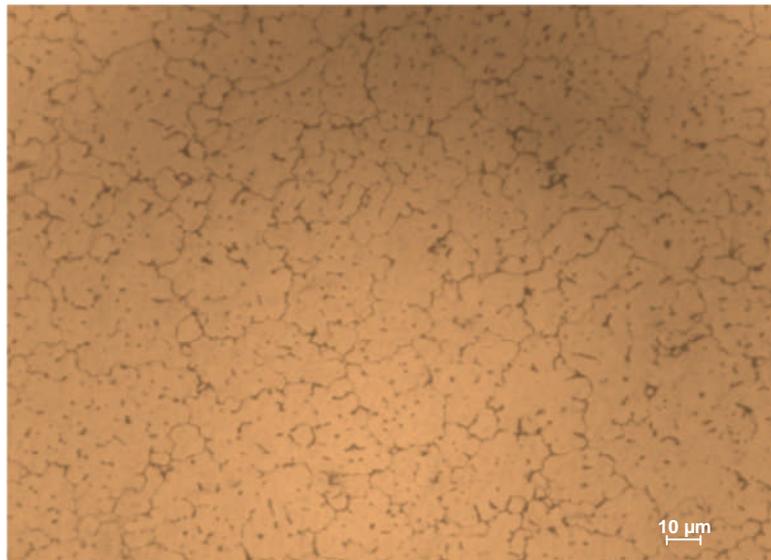


Figure 4.19 : Micrographie de la zone fondue de l'échantillon sous l'influence de la température de la mise en solution de 510 °C (épaisseur = 2,5 mm)

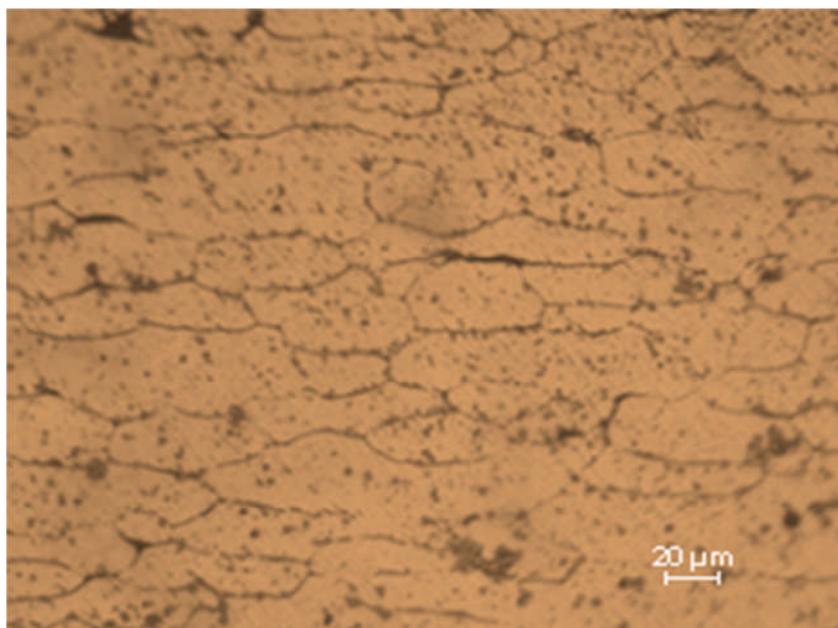


Figure 4.20 : Micrographie de la zone affectée thermiquement de l'échantillon sous l'influence de la température de la mise en solution de 510 °C (épaisseur = 2,5 mm)

La zone fondue présente un réseau dendritique équiaxial. La microstructure fine de la zone fondue est due au refroidissement rapide dans cette zone. Le procédé de soudage est considéré comme un effet négatif sur la zone fondue (fusion et solidification). Aussi, et dans cette zone, la microstructure est principalement dépendante des conditions de solidification à savoir le taux de croissance, le gradient

de température et la diffusion. Le phénomène de précipitation est limité par la formation d'un constituant eutectique à la fin de la solidification et où se précipitent la majorité des éléments de notre alliage.

Cependant, et dans la zone affectée thermiquement, la microstructure est principalement dominée par 2 types de réaction à l'état solide [4.7] :

- Une dissolution du précipité et une coalescence du grain dans la zone soumise à une température très élevée,
- Une dissolution partielle du précipité et une transformation d'une phase métastable à une phase stable dans la zone soumise à une faible température.

Dans la zone de transition formée entre la zone affectée thermiquement et la zone fondue, on remarque la présence des mêmes caractéristiques que l'on trouve généralement dans les alliages d'aluminium. Le changement des dimensions des grains n'est pas important après le soudage.

D'après notre recherche bibliographique, notre alliage est constitué d'éléments d'addition majoritaires et confèrent au matériel l'essentiel de sa résistance mécanique. Ils proviennent de la décomposition à relativement basse température de la solution solide. Certains paramètres doivent être pris en considération comme :

- Les conditions de la trempe,
- Le vieillissement,
- D'autres traitements thermiques.

Après la mise en solution et la maturation, des précipitations directes apparaissent [4.8]. [4.9]. A des températures comprises entre 25°C et 100°C, la solution solide se décompose pour former des zones GP. Ces zones ont la même structure cristallographique que la matrice. Aussi, la décomposition de la solution solide sursaturée apparaît lors de la formation des zones GP (Guinier Preston). Plusieurs séquences de décomposition de la solution solide sont possibles faisant intervenir des phases métastables et stables.

Le choix de la séquence est fonction de la composition de l'alliage. La séquence T à l'équilibre est favorisée pour une teneur en magnésium supérieure à 2% en masse mais peut ne pas être observée au détriment de celle donnant η , notamment lors de traitements à basse température.

A des températures comprises entre 120°C et 170°C, la formation du précipité h' est plus dominante par rapport à des températures comprises entre 170°C et 250 °C. [4.10]. Le principal précipité de durcissement h' est une phase metastable hexagonale et semi-cohérente [4.11]. [4.12]. Ces précipités sont aussi présents lors de l'absence des zones GP [4.13]. Quand la température augmente avant la température de maturation jusqu'à une température de maturation, la dissolution des zones GP apparait. Cette dissolution, appelée réversion, peut être complète ou partielle. Cependant, l'état de précipitation peut être modifié lors d'un changement brusque de températures. Cette modification dépend de :

- La nature initiale de la présence des précipités,
- La moyenne des températures,
- La durée de la chaleur transmise lors du procédé de soudage.

En variant les paramètres de la mise en solution et du revenu à savoir la température et le temps, des valeurs différentes de la dureté furent obtenues signifiant ainsi un changement de microstructures des alliages. La mise en solution fut effectuée dans des conditions de températures différentes (475, 495, 510 et 525°C) pour un temps de maintien de 10 min pour le premier échantillon et un temps de maintien de 20 min pour le deuxième échantillon. Ce changement de microstructures illustre l'évolution de la microdureté classiquement observée pendant le traitement de revenu. Ce dernier est effectué après maturation à la température ambiante qui initie le mécanisme de durcissement structural par précipitation des zones Guinier Preston (GP). En effet et à basses températures, après la trempe et pendant la période de maturation à l'ambiante, la solution solide se décompose pour former des zones GP.

En prenant le cas d'une mise en solution effectuée à une température de 510° pour un temps de maintien respectif de 10 min pour le premier échantillon et de 20 min pour le deuxième échantillon, on constate, selon la figure 4.21, que les traitements de mise en solution, effectués à des températures au dessus ou au dessous des conditions précédemment citées, ne permettent pas d'obtenir une bonne dureté.

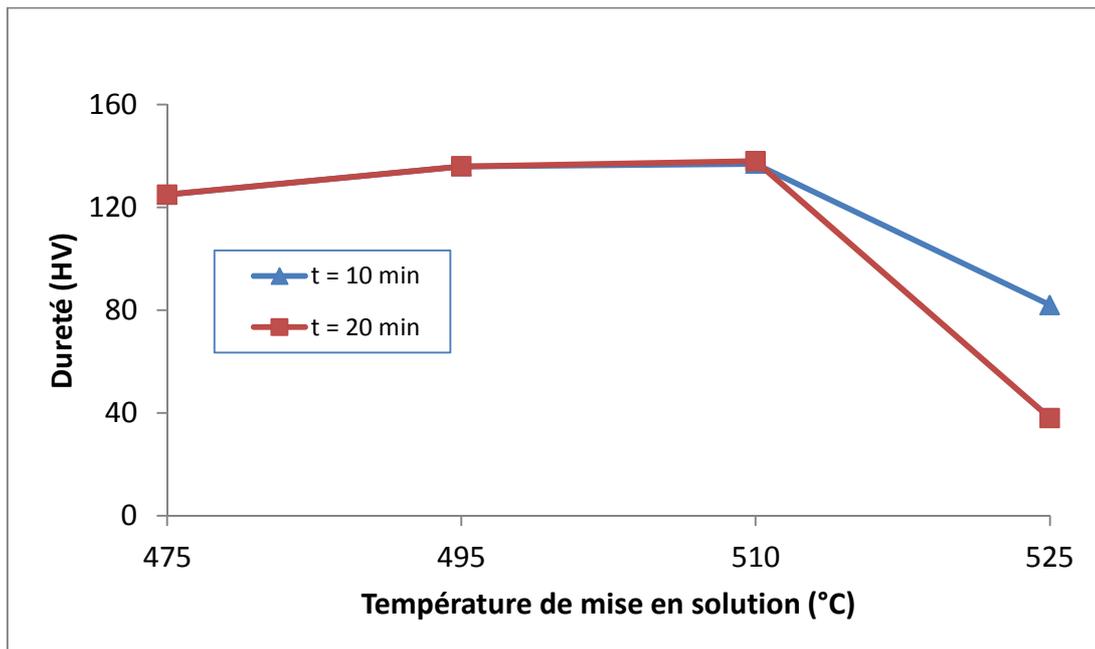


Figure 4.21 : Influence de la température de mise en solution sur la dureté de l'échantillon (épaisseur = 2 mm)

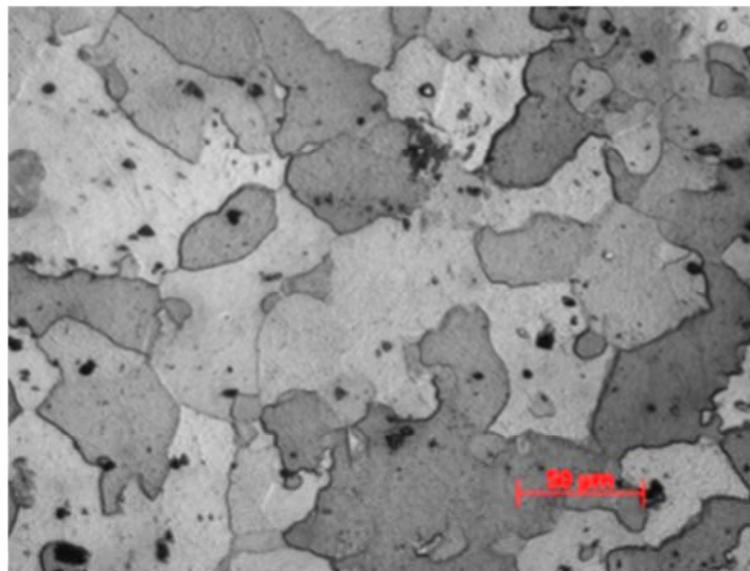


Figure 4.22 : Effet de la mise en solution (510 °C) sur l'échantillon (épaisseur = 2 mm)

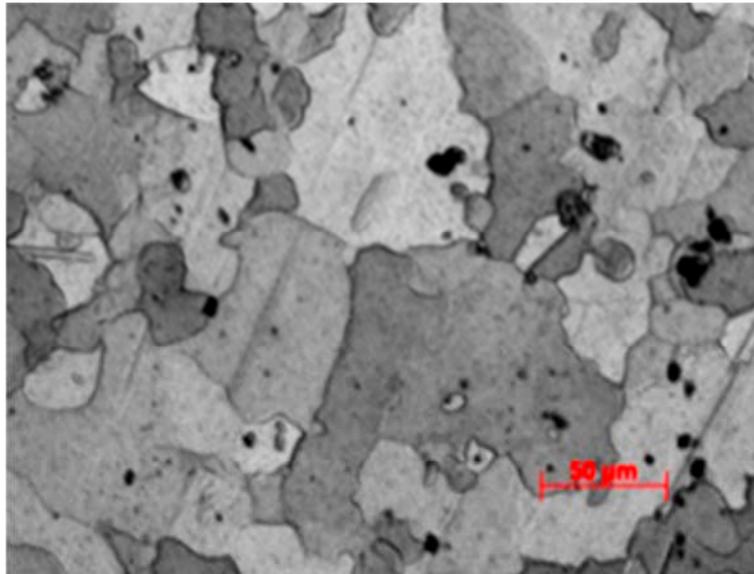


Figure 4.23 : Effet de la mise en solution (510 °C) sur l'échantillon (épaisseur = 2,5mm)

L'allure générale de la courbe, (de la figure 4.24 à 4.26), nous permet de remarquer qu'une réversion plus ou moins prononcée apparaît systématiquement à une mise en solution à 510 °C.

Ce phénomène correspond à la dissolution des zones Guinier Preston, qui se sont formées pendant la période de maturation à température ambiante. En outre, cette réversion est d'autant plus marquée que la trempe est lente. Une autre baisse de dureté se produit à travers l'expérience. Cette baisse est assurément liée à la réversion des phases métastables lors de la montée de la température. Plus précisément, il peut s'agir de la dissolution des zones GP restantes, ou de la dissolution des plus petits précipités η' avant l'apparition de la phase η .

Ce décalage provoquerait temporairement une légère baisse de durcissement.

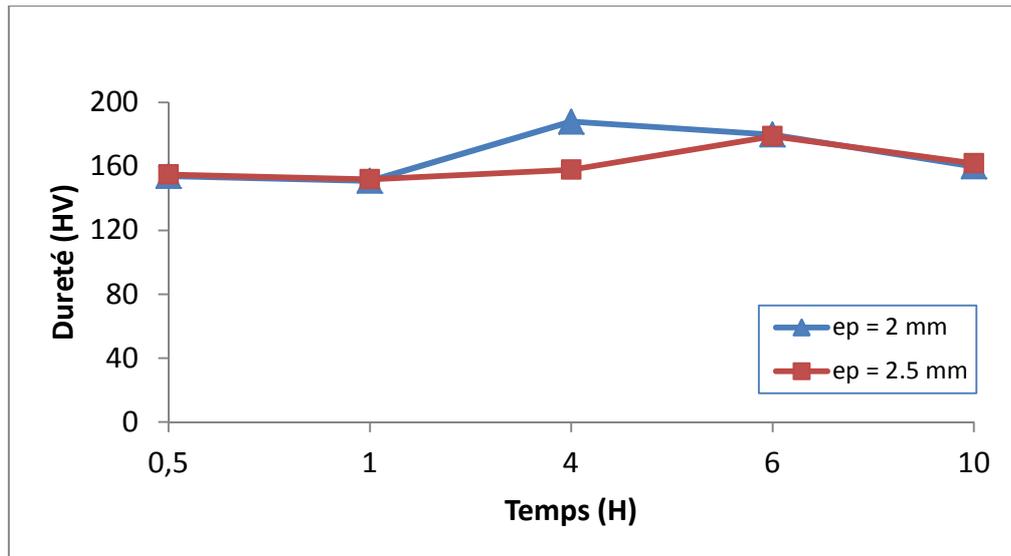


Figure 4.24 : Evolution de la dureté en fonction du temps pour $T = 140\text{ °C}$

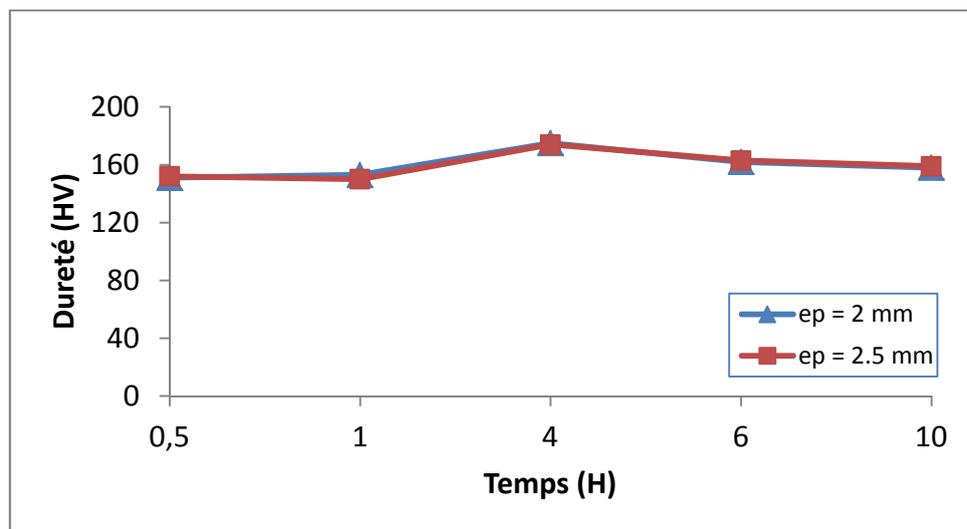


Figure 4.25 : Evolution de la dureté en fonction du temps pour $T = 160\text{ °C}$

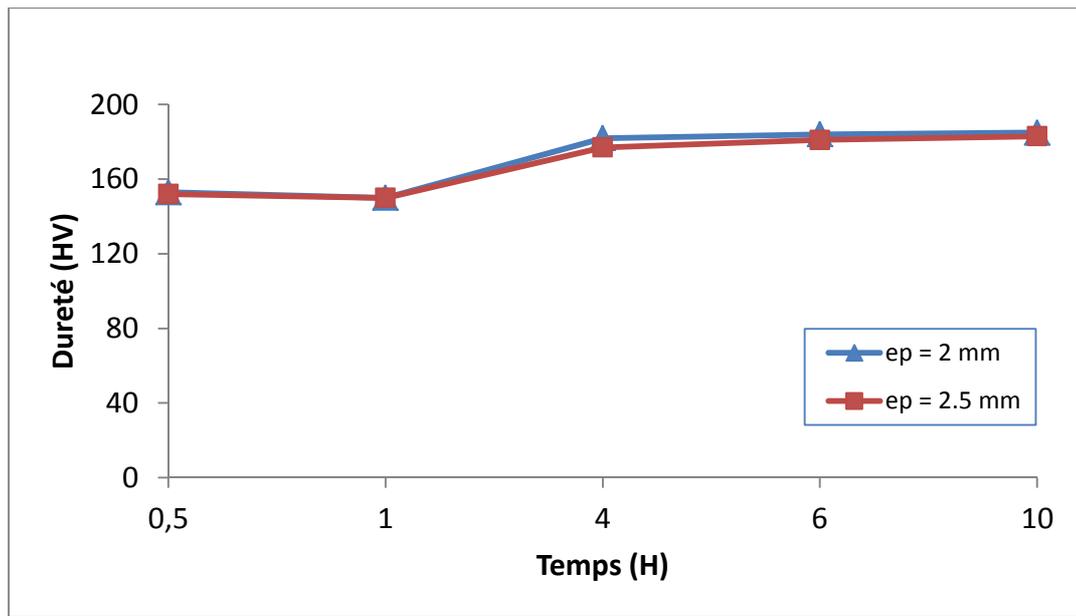


Figure 4.26 : Evolution de la dureté en fonction du temps pour $T = 180\text{ °C}$

A travers les figures 4.27 et 4.28, nous remarquerons que la dureté varie selon la température du revenu utilisé et de la durée du temps de maintien.

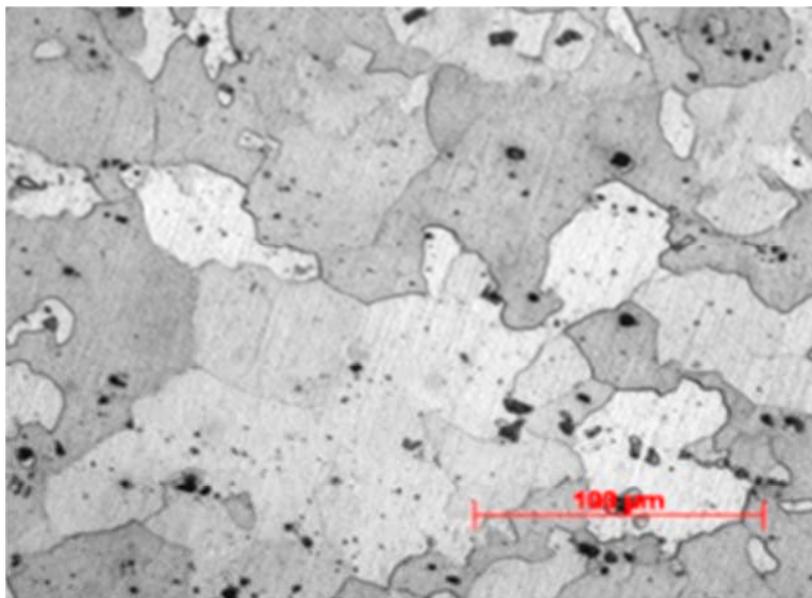


Figure 4.27 : Effet du revenu ($T = 160\text{ °C}$) pour un temps de maintien de 6 heures sur l'échantillon (épaisseur = 2 mm)

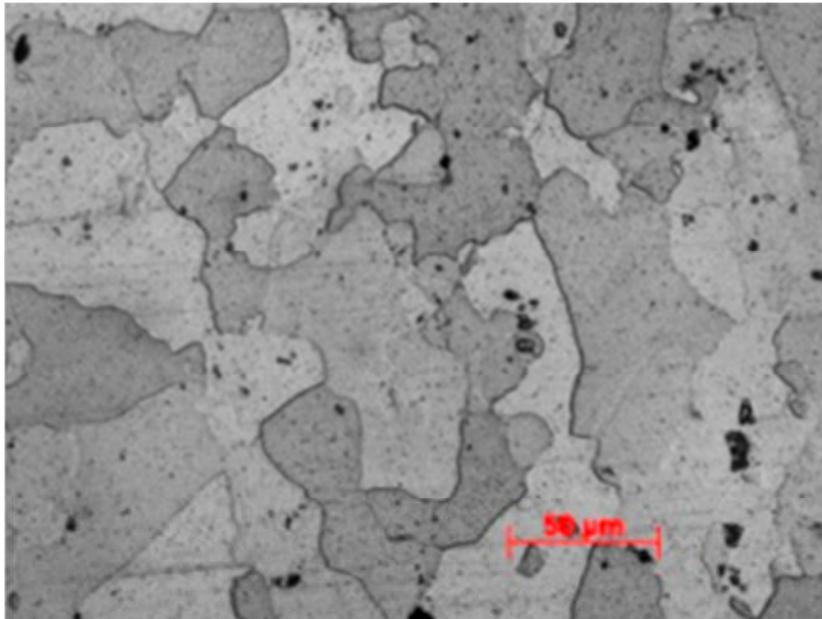


Figure 4.28 : Effet du revenu ($T = 160^\circ$) pour un temps de maintien de 6 heures sur l'échantillon (épaisseur = 2,5 mm)

4.3.2.A : Microdureté des échantillons à l'état soudé et traité:

De la même manière que les échantillons soudés et non traités, on remarque que la moyenne de la microdureté varie aussi d'une zone à l'autre.

Les mêmes résultats sont enregistrés. Ces derniers montrent que la valeur est toujours maximale dans le métal de base tandis que la valeur de la zone affectée thermiquement est supérieure à celle de la zone fondue.

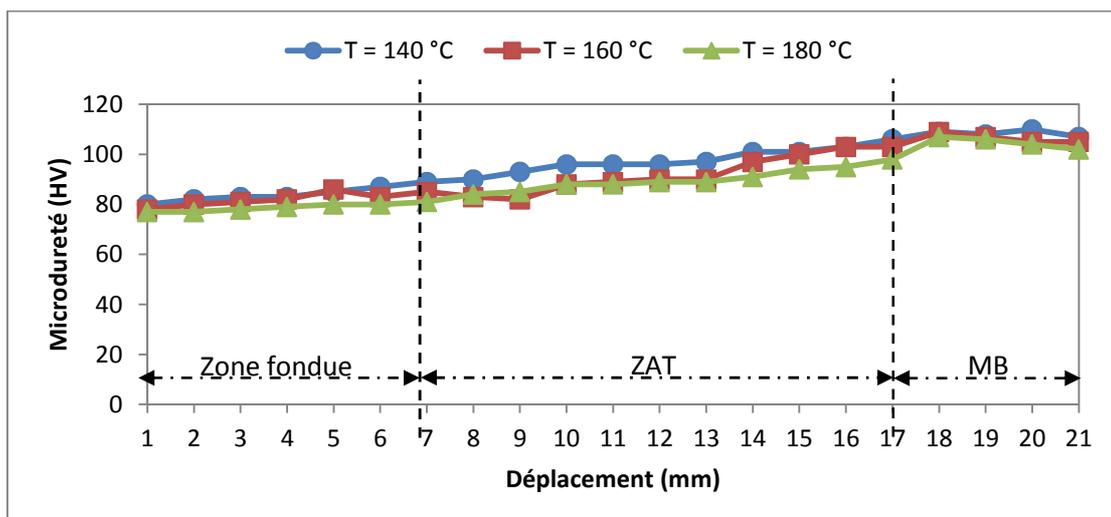


Figure 4.29 : Microdureté de l'échantillon sous différentes températures (épaisseur = 2 mm)

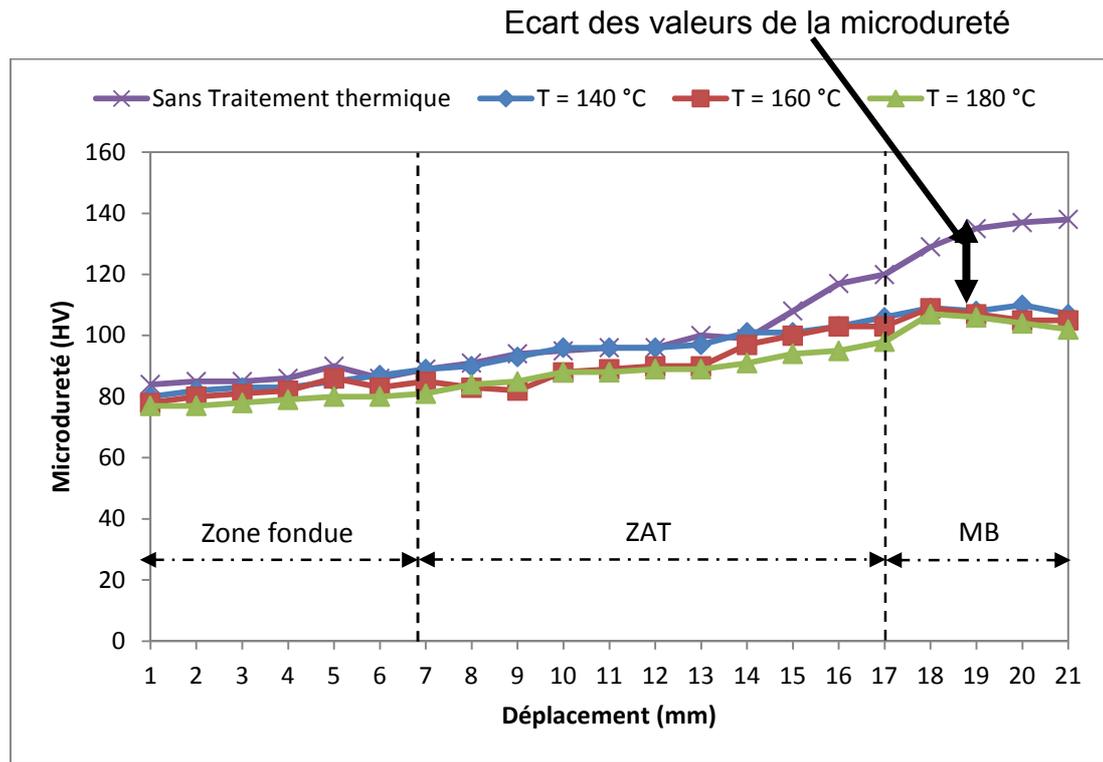


Figure 4.30 : Microdureté des échantillons soudés traités et non traités (épaisseur = 2 mm)

La figure 4.30 montre bien que l'écart, des valeurs de la microdureté des échantillons soudés traités et non traités (bruts), a été réduit. Cela est dû aux effets de l'application des traitements thermiques. Une comparaison entre les deux états (brut et soudé traité), nous montre bien l'effet des traitements thermiques. Notre matériau, fragilisé lors de l'application du soudage, s'est changé de caractéristiques mécaniques en obtenant un cordon de soudure homogène à la forme initiale.

4.3.2.B : Dureté des échantillons à l'état soudé et traité:

Dans cette partie, les échantillons ont subi un revenu à différentes températures avec un temps de maintien différent. En variant les paramètres de la mise en solution et du revenu (températures-temps), des valeurs différentes de dureté furent obtenues signifiant ainsi un changement de microstructures de notre matériau. Comme il a été mentionné précédemment, la dureté est minimale dans le cordon de soudure. Elle chute de façon significative de la zone du métal de base à la zone fondue. Dans le noyau ce phénomène est dû à la structure recristallisée dans laquelle les grains possèdent peu de dislocations, et à la dissolution des précipités durcissant. [4.14]

La mise en solution fut effectuée à une température de 510°C pour un temps de maintien respectif de 10 min et de 20 min. Les résultats montrent une mauvaise répartition de la dureté.

On remarque que la dureté HV varie d'une épaisseur à une autre et qu'elle est plus importante avec la plus petite épaisseur.

Les résultats de l'essai de dureté sont montrés dans les figures 4.31 et 4.32 :

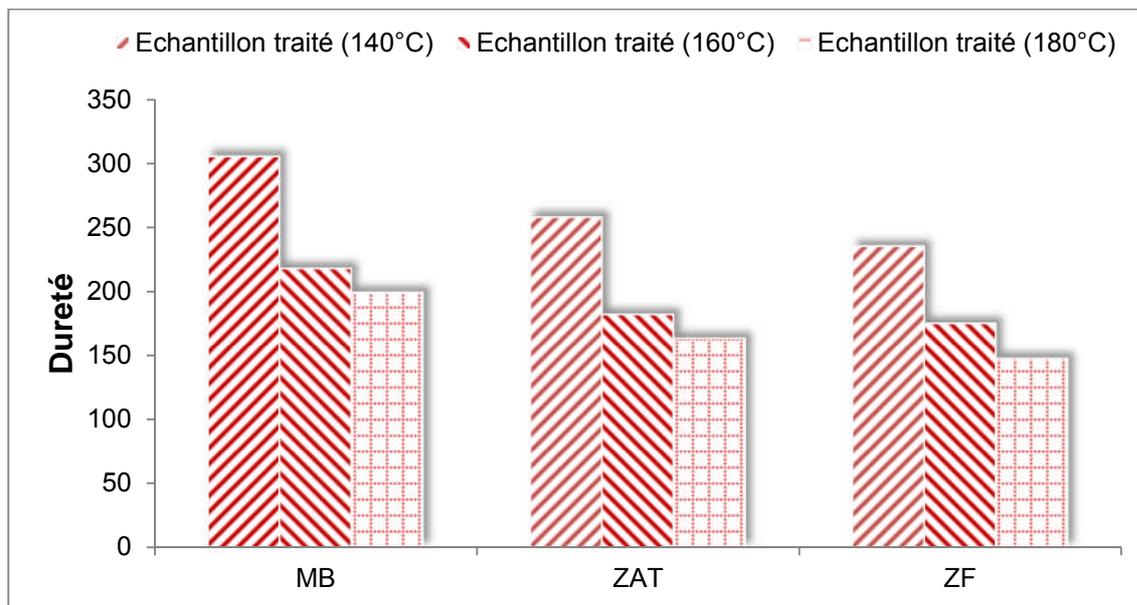


Figure 4.31 : Evolution de la dureté de l'échantillon soudé et traité (épaisseur = 2 mm)

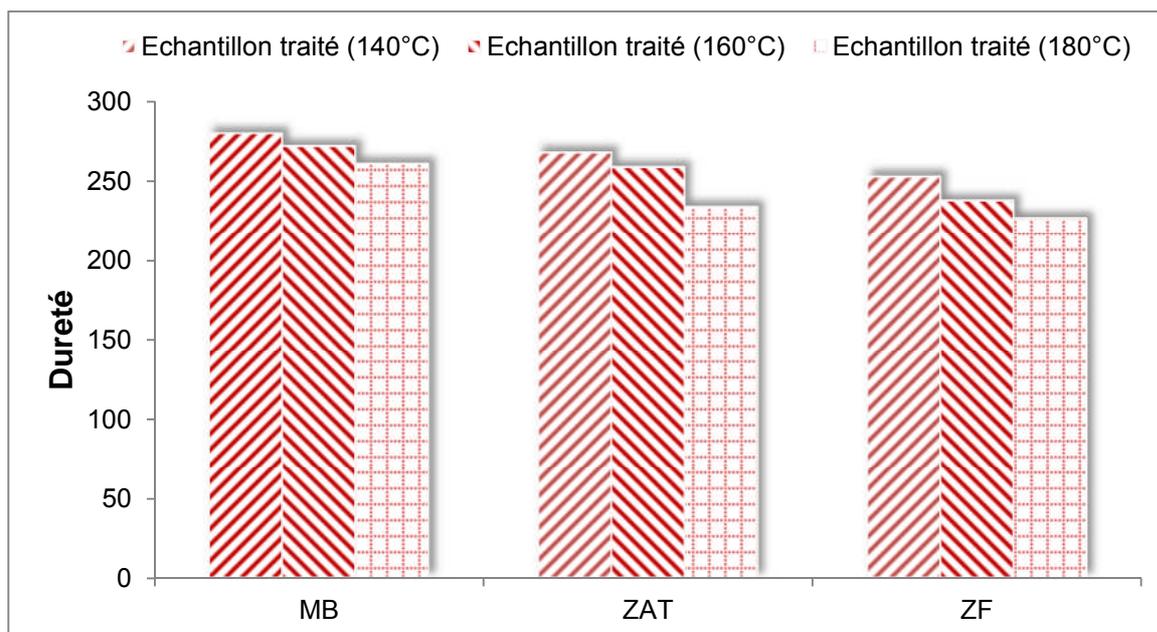


Figure 4.32 : Evolution de la dureté de l'échantillon soudé et traité (épaisseur = 2,5 mm)

Les essais de dureté ont montré qu'un 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. Ce résultat est causé par le fait que lors du traitement à haute température, une grande quantité de dislocation s'annule mutuellement, et par suite l'alliage voit sa structure s'adoucir : un adoucissement par distorsion du réseau cristallin. Un résultat qui est causé par le fait que l'alliage trempé ne présente qu'une seule phase. Il est bien évident que la présence d'une phase unique ne permet pas d'obtenir des propriétés mécaniques élevées, le grossissement du grain α contribue fortement à la chute de la dureté de l'alliage. Cependant la grandeur de la taille du grain n'est pas influencée que par la température de surchauffe, mais aussi elle est fortement liée à la morphologie du grain parent.

Les valeurs de dureté de l'alliage 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 l'alliage, 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.

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

En se déplaçant de la limite de la zone fondue (ZF) vers la zone du métal de base (MB), le profil de la dureté peut être classé en trois zones :

- ZAT (I) ou le niveau de la dureté est bas et constant. Ce qui correspond à une zone où seulement les zones GP sont présentes. Celles-ci sont formées dans la phase de refroidissement du procédé de soudage.

- ZAT (II) ou la zone de transition est caractérisée par une diminution de la dureté et où 2 processus apparaissent :

- a) Une dissolution partielle des précipités initialement présents,

- b) Une transformation des phases métastables vers des phases plus stables ($h' \rightarrow h$),

- L'état du métal de base (MB) reste intact et où la microstructure reste la même lors du procédé de soudage.

4.4. Résilience des échantillons à l'état soudé et traité :

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 conséquent entrainera une diminution de la déformation plastique avant rupture.

L'application de l'essai de résilience peut avoir certains avantages comme: [4.15]

- Préparation facile (voir chapitre 3),
- Facilité de l'application de cet essai,
- Cout négligeable lors de l'utilisation.

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

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

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

Parmi les conséquences de cet essai, on peut citer la fissure qui apparaît sous l'effet du choc en utilisant une très grande vitesse (les contraintes montent et descendent presque instantanément). De ce fait, leur mesure exacte n'est pratiquement pas possible.

Pour avoir une idée sur les deux parties, expérimentale et théorique, nous nous sommes intéressés à utiliser une méthode numérique : la méthode des plans d'expérience. Cette étude est détaillée dans le prochain chapitre.

Lors de cet essai, 6 différentes températures ont été utilisées : 0, 15, ambiante, 30, 45 et 60 °C. Les résultats sont montrés dans les figures suivantes :

Pour obtenir ces températures, une solution composée du CO₂ à l'état solide et de l'alcool furent préparés.

Chaque température est mesurée à l'aide d'un thermocouple.

Les figures 4.33 et 4.34 illustrent cette préparation :



Figure 4.33: Préparation de l'échantillon avant l'essai de résilience



Figure 4.34: Obtention d'une température souhaitée à l'aide d'un thermocouple

Les résultats de cet essai sont représentés dans les figures 4.35, 4.36 et 4.37. Ces dernières résument les résultats des cas du métal de base, de la zone affectée thermiquement 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).

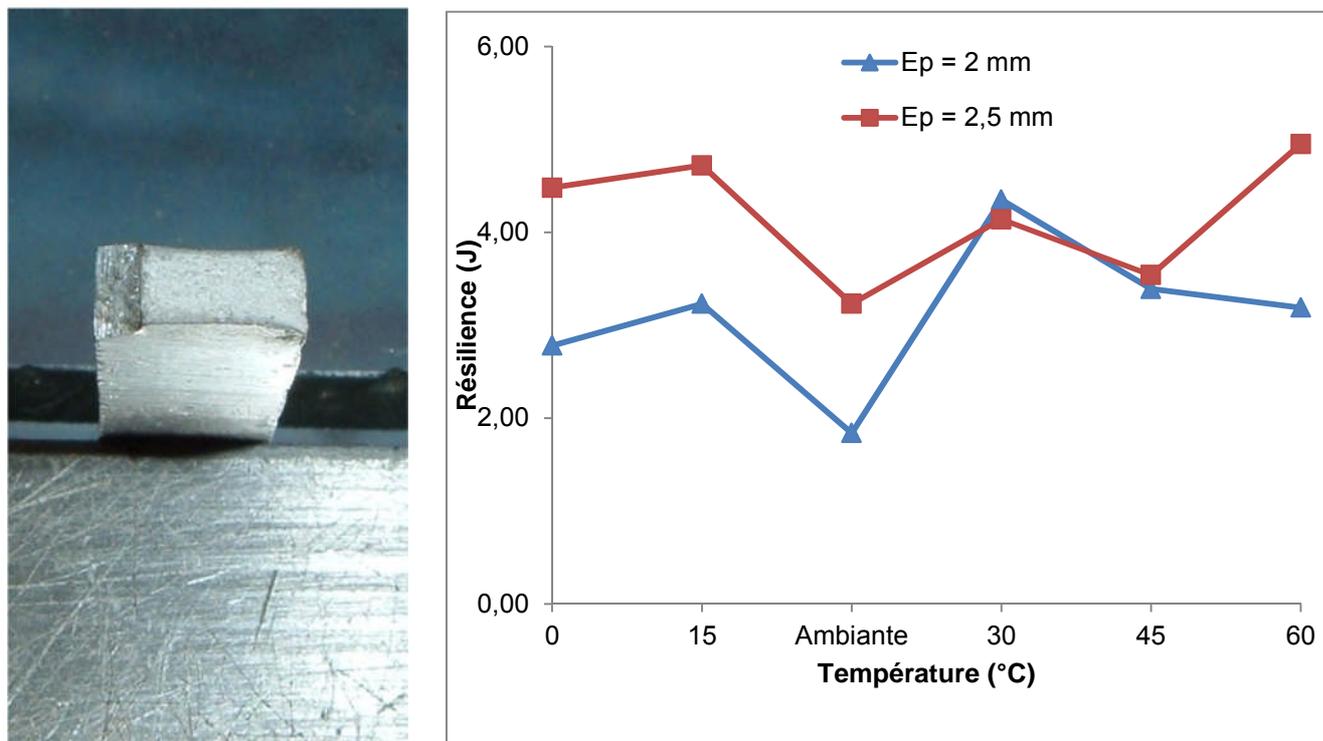


Figure 4.35 : Photo d'une éprouvette ayant subi un essai de résilience et Variation de la résilience en fonction des différentes températures (Métal de base)

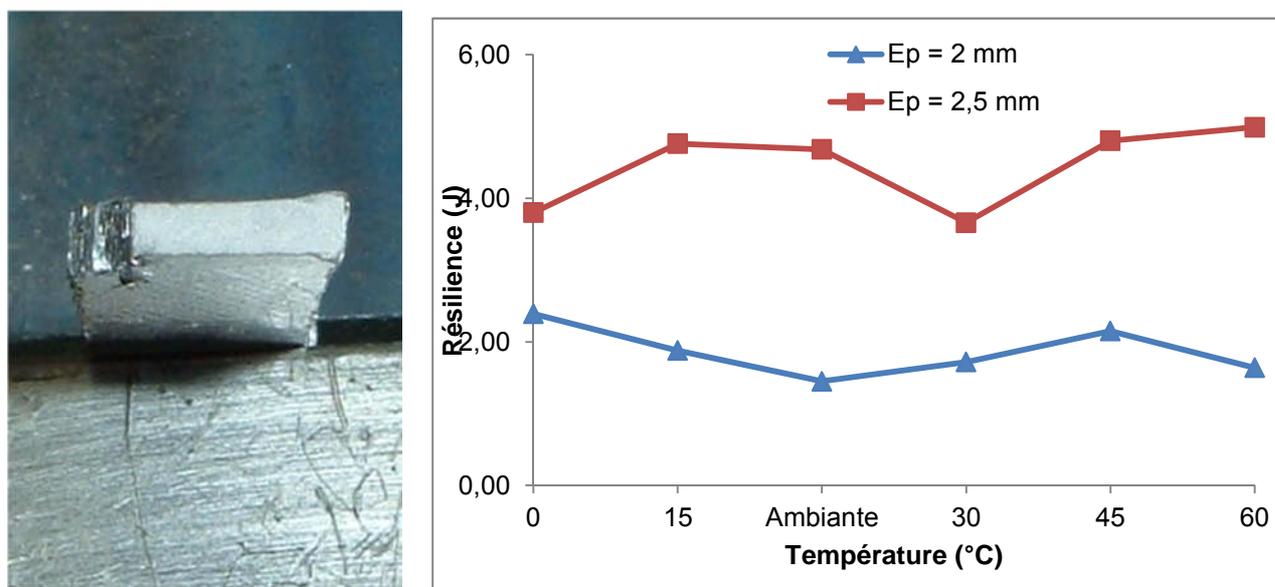


Figure 4.36 : Photo d'une éprouvette ayant subi un essai de résilience et Variation de la résilience en fonction des différentes températures (Zone affectée thermiquement)

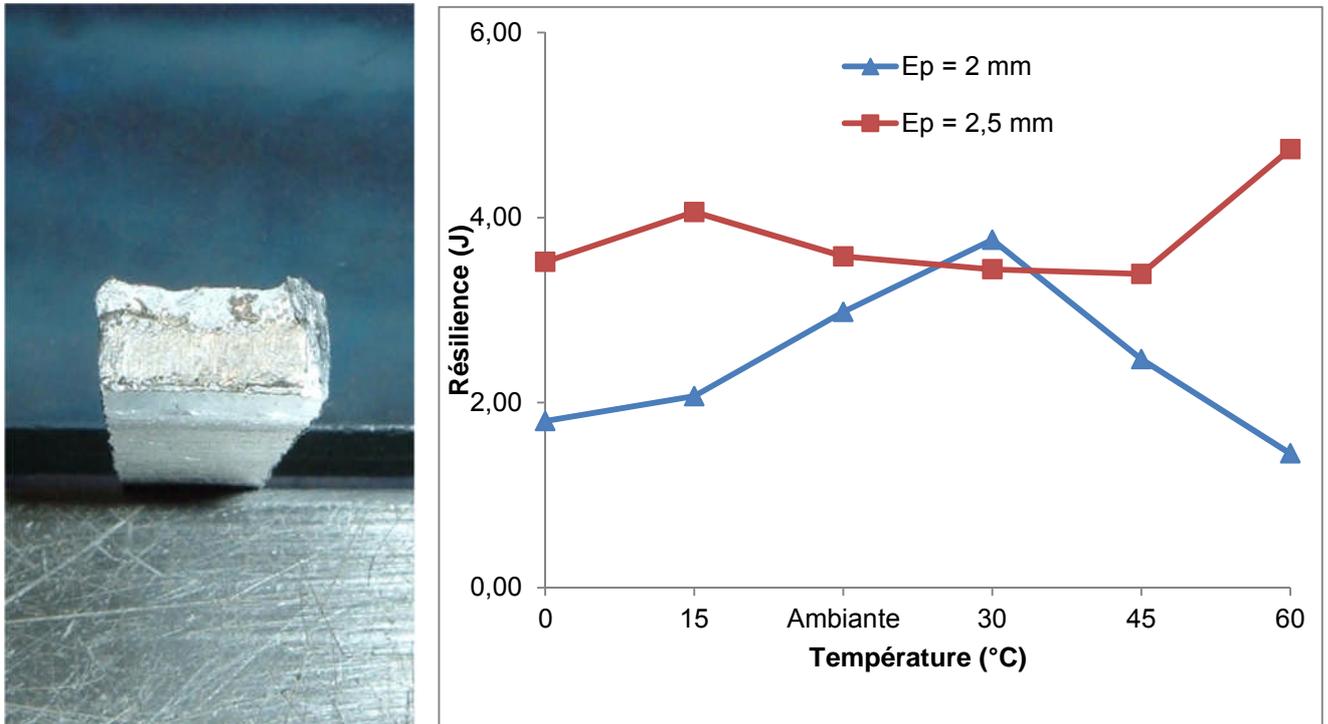


Figure 4.37 : Photo d'une éprouvette ayant subi un essai de résilience et Variation de la résilience en fonction des différentes températures (Zone fondue)

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.

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.

Les figures 4.38, 4.39 et 4.40 du Microscopie Electronique à Balayage (MEB) représentent les effets de l'essai dans la zone fondue et la zone affectée thermiquement. L'état des surfaces des factures de la zone de fusion révèle les faciès de clivage indiquant la présence d'une fissure fragile. Les images obtenues montrent que la rupture est ductile.

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

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

Parmi les principales catégories de ce phénomène, on peut citer : [4.16].

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

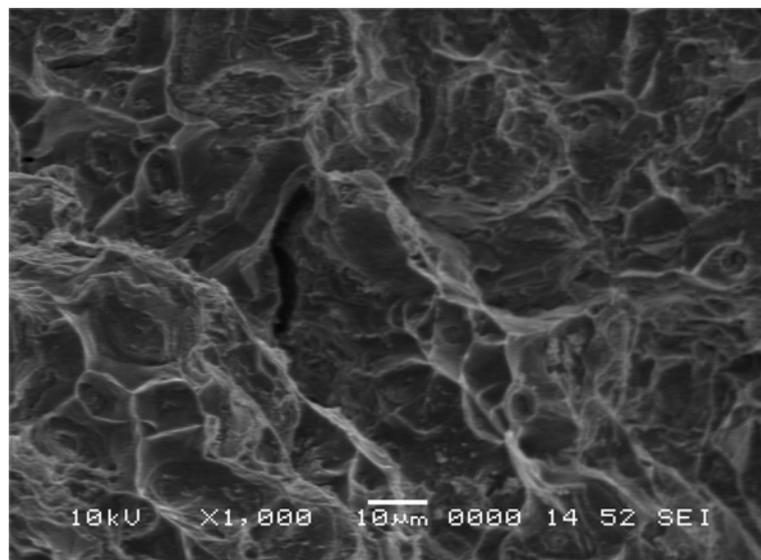


Figure 4.38: Photographie au MEB de la ZAT de l'échantillon avec apparition de fissures (épaisseur = 2,5 mm)

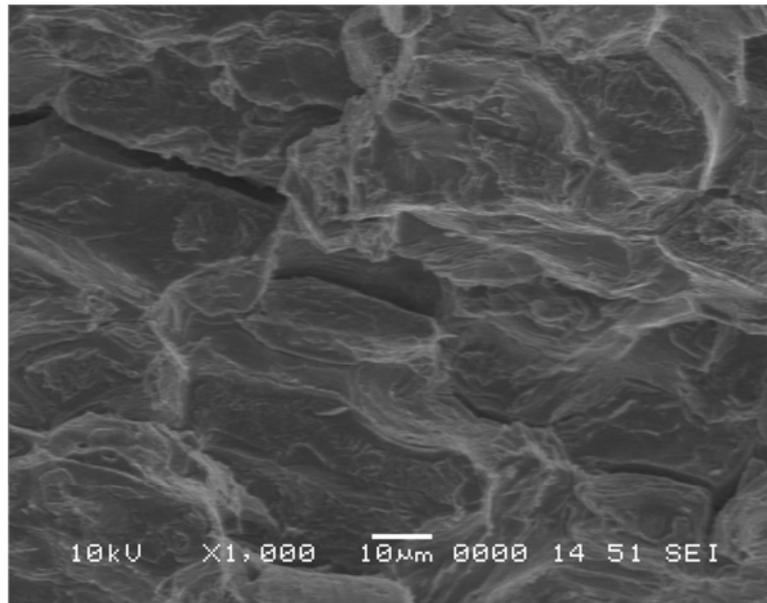


Figure 4.39: Photographie au MEB de la ZF de l'échantillon avec apparition de fissures (épaisseur = 2 mm)

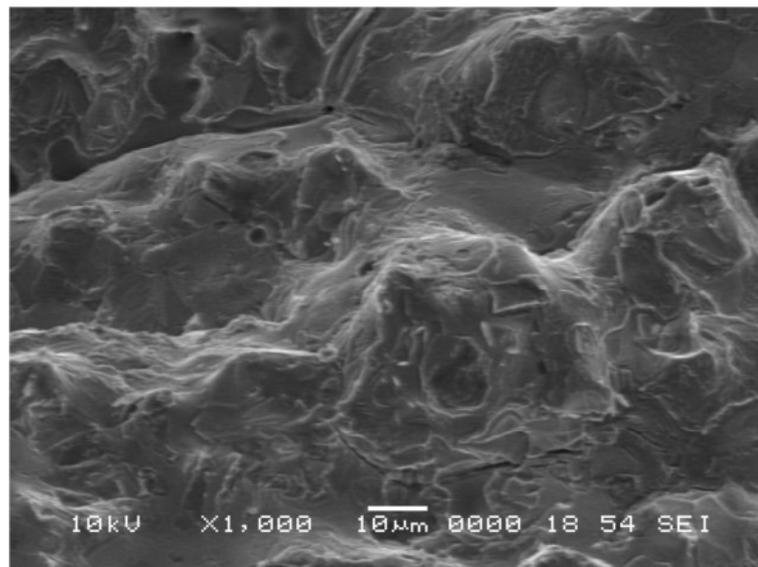


Figure 4.40 : Photographie au MEB de la ZF de l'échantillon avec apparition de fissures (épaisseur = 2,5 mm)

L'examen des facies de rupture des échantillons (soudés et traités) nous a permis d'avoir des images à différentes échelles et le types de ruptures. Après l'essai de résilience, les observations montrent des grains de forme polyédrique (conséquence de la déformation mécanique subie). Ces grains sont montrés dans les figures 4.41 et 4.42.

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 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, la ZAT, et la zone fondue sont principalement dues aux structures plus grossières obtenues en zone fondue et en ZAT. En effet, le grossissement de grain améliore la résilience du cordon de soudure en imposant une surface de rupture très fortement chaotique. Ces ruptures restent néanmoins ductiles quelle que soit la zone rompue comme le montre nos différentes figures.

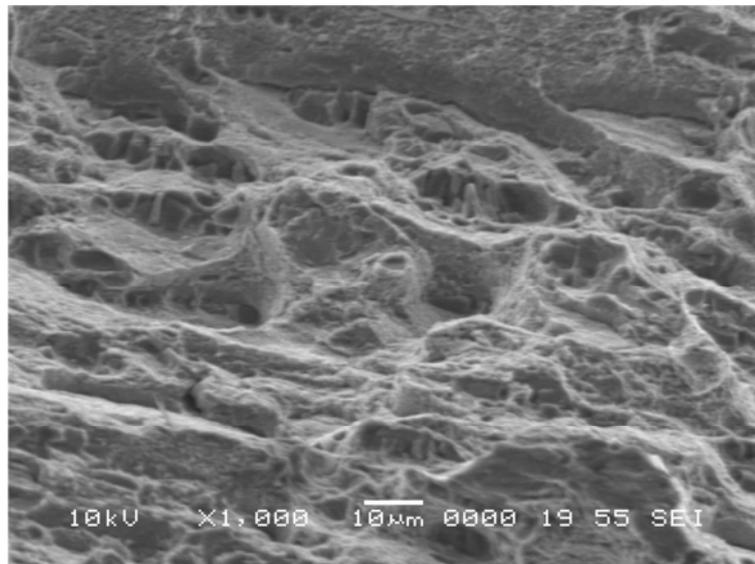


Figure 4.41 : Faciès de rupture de la ZAT d'un échantillon (revenu ($T = 160^\circ$) pour un temps de maintien de 6 heures) (épaisseur = 2 mm)

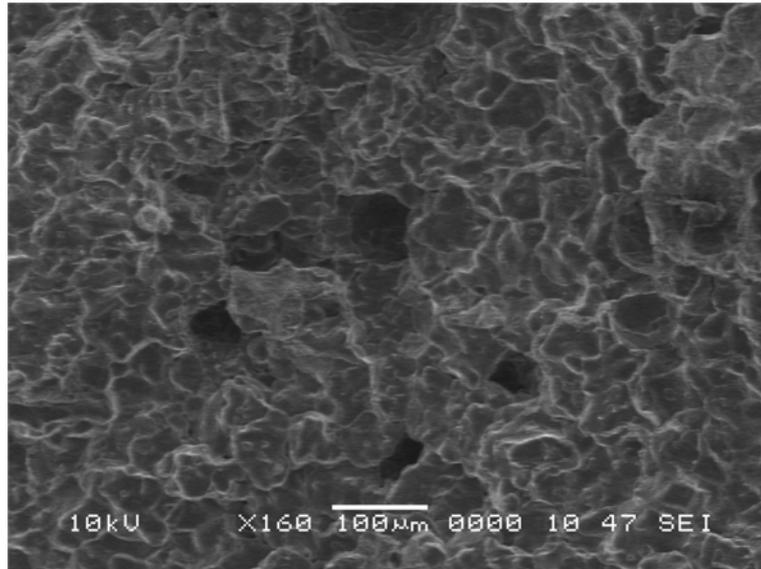


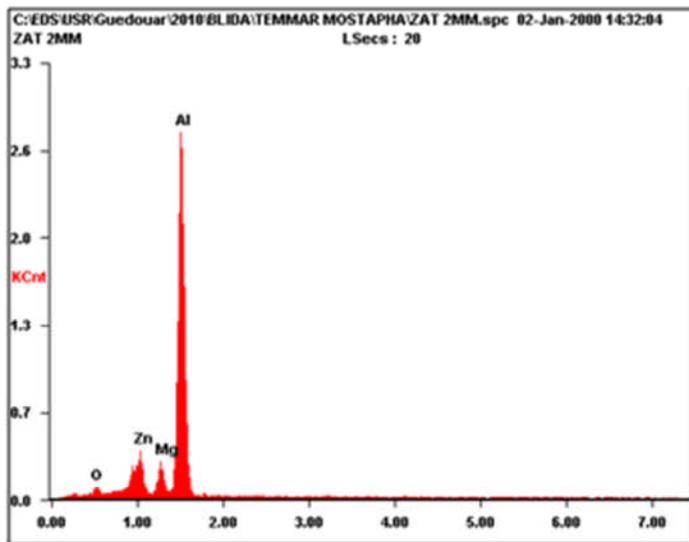
Figure 4.42 : Facies de rupture de la ZAT d'un échantillon (revenu ($T = 160^\circ$) pour un temps de maintien de 6 heures) (épaisseur = 2,5 mm)

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

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

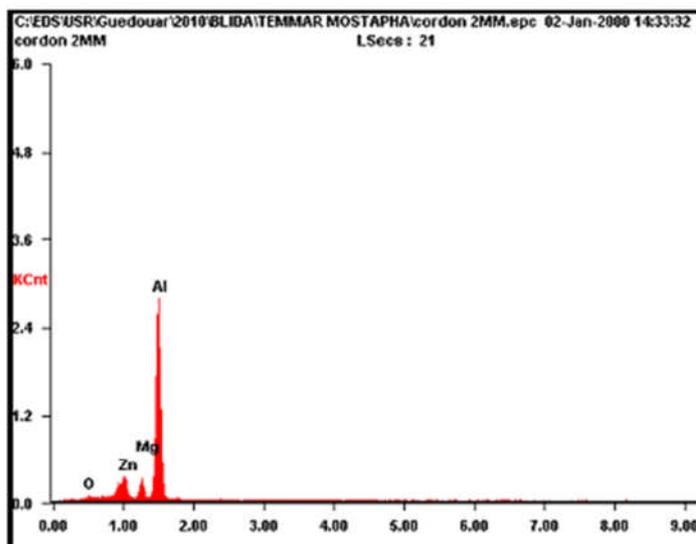
Pour déterminer les compositions chimiques de ces précipités, nous avons procédé à une analyse EDX pour des approches locales.

Les figures 4.43 et 4.44 montrent une analyse EDX de l'échantillon :



<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>ZnL</i>	12.86	05.70
<i>MgK</i>	06.60	07.86
<i>AlK</i>	80.54	86.44

Figure 4.43 : Analyse EDX de la ZAT d'un échantillon (revenu ($T = 160^\circ$) pour un temps de maintien de 6 heures) (épaisseur = 2 mm)



<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>ZnL</i>	13.16	05.84
<i>MgK</i>	07.01	08.37
<i>AlK</i>	79.83	85.80

Figure 4.44 : Analyse EDX de la Zone fondue d'un échantillon (revenu ($T = 160^\circ$) pour un temps de maintien de 6 heures) (épaisseur = 2,5 mm)

On constate que la teneur en aluminium est pratiquement la même pour tous les échantillons étudiés. La présence des éléments d'addition provoque la formation de précipités dans notre alliage et ne favorise pas l'amélioration des propriétés mécaniques de l'alliage.

L'examen des surfaces d'une fissure après la rupture d'une éprouvette révèle des informations relatives à la question de savoir si la rupture a été accompagnée d'une déformation plastique très importante (rupture ductile) ou si celle-ci n'a subi quasiment aucune déformation plastique (rupture fragile). A basse température, la rupture se fait pratiquement sans déformation plastique préalable. A ce niveau, la température utilisée est dite température de transition de ductilité. En augmentant la température, on constate que, dans un intervalle plus ou moins large, les caractéristiques de ductilité augmentent rapidement. Dans ce domaine, la rupture apparaît mixte étant partiellement fragile et partiellement ductile comme pour les températures les plus élevées. Au dessous de cette température, la rupture est dite fragile.

Sachant qu'on a utilisé des éprouvettes entaillées (forme V) conformément aux normes, les résultats nous conduisent à une transition plus nette. Aussi, et sur les faciès de rupture de notre matériau, il y a une combinaison de petites cupules provoquées par nucléation, croissance et coalescence des cavités microscopiques et des chemins de décohesion au niveau des joints de grains. Aussi et lors de l'application du procédé de soudage TIG, les vitesses de déformation et de refroidissement sont élevées ce qui peut entraîner que la circulation du fluide n'ait pas le temps de combler les porosités créées. Ainsi, l'amorçage de la rupture pourrait se produire à plus faible fraction solide. Cette rupture s'amorce après que des bras secondaires de dendrites ont coalescé. La rupture est due à des tensions induites par le réseau dendritique cohérent qui vont déformer la partie non cohérente.

4.5. Essais de traction des échantillons à l'état soudé et traité:

Comme il a été mentionné dans le chapitre 3, l'objectif de cet essai est de mesurer les courbes de traction sur notre matériau 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 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.

Cet essai a été réalisé sur des éprouvettes contenant une soudure perpendiculaire à l'axe de traction et d'épaisseurs de 2 et 2,5 mm.

a) Pour l'échantillon d'épaisseur = 2 mm, on obtient :

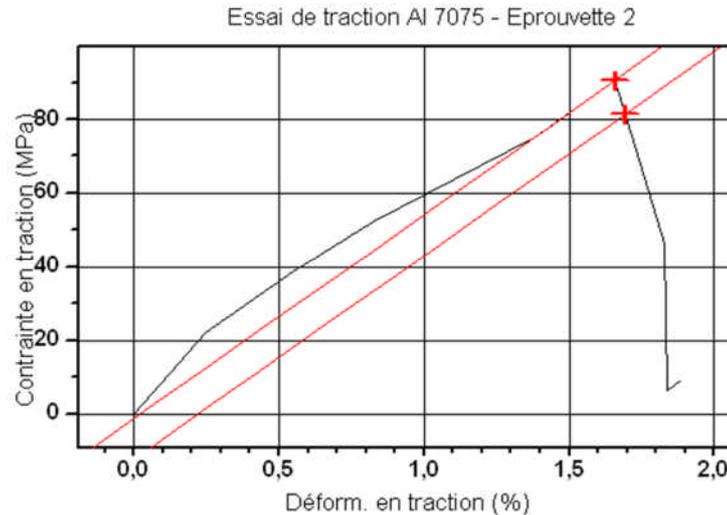


Figure 4.45 : Essai de traction sur une éprouvette avec une intensité de 100 A (épaisseur = 2mm)

Avec :

Charge maximale	Contrainte maximale	Module de Young	Limite d'élasticité	Déformation à la rupture
KN	MPa	Mpa	Mpa	%
03,41	90,47	5537,238	81,360	01,89

Pour ce cas, la déchirure s'est produite entre la zone affectée thermiquement et la zone fondue.

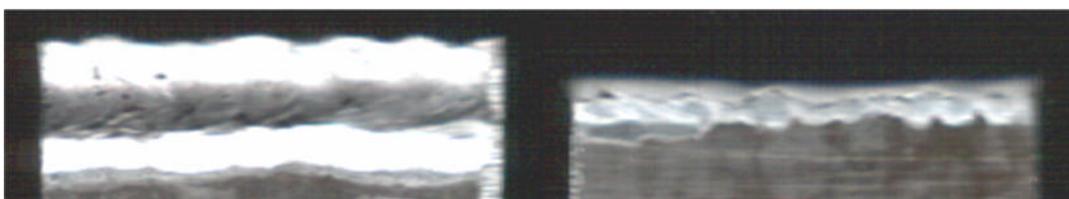


Figure 4.46 : Effet de l'essai de traction sur l'échantillon (épaisseur = 2mm)

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),
- Un mauvais chanfrein a été préparé (présence de jeu entre les deux tôles),
- Absence de nettoyage des plaques avant le soudage.



Figure 4.47: Vue de profil de la déchirure apparue après l'essai de traction (épaisseur = 2mm)

b) Pour l'échantillon d'épaisseur = 2,5 mm, on obtient :

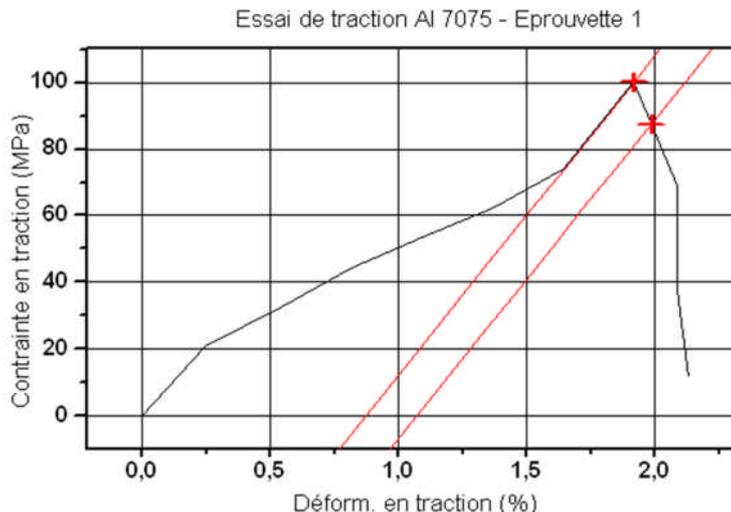


Figure 4.48 : Essai de traction sur une éprouvette avec une intensité de 100 A (épaisseur = 2,5mm)

Avec :

Charge maximale KN	Contrainte maximale MPa	Module de Young MPa	Limite d'élasticité MPa	Déformation à la rupture %
04,88	99,40	9495,93	86,75	02,13

Pour ce cas, la déchirure s'est produite dans la zone fondue.



Figure 4.49 : Effet de l'essai de traction sur un échantillon
(épaisseur = 2.5 mm)

A travers les résultats, la même remarque est faite pour la limite d'élasticité. L'autre remarque est la présence de soufflures. 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 de la torche de soudage,
- Un arc de soudage trop long.



Figure 4.50 : Apparition de soufflures après l'essai de traction
(épaisseur= 2,5 mm)

De la même manière que l'essai de résilience, et pour avoir une idée sur les deux parties, expérimentale et théorique, nous nous sommes intéressés dans l'essai de traction à utiliser une méthode numérique avec le logiciel Autodesk Inventor. Cette étude est détaillée dans le chapitre 5.

4.6. Diffraction des rayons X :

4.6.1. 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 4.51 illustre la variation de la contrainte interne sur une distance traversant plusieurs grains : [4.17]

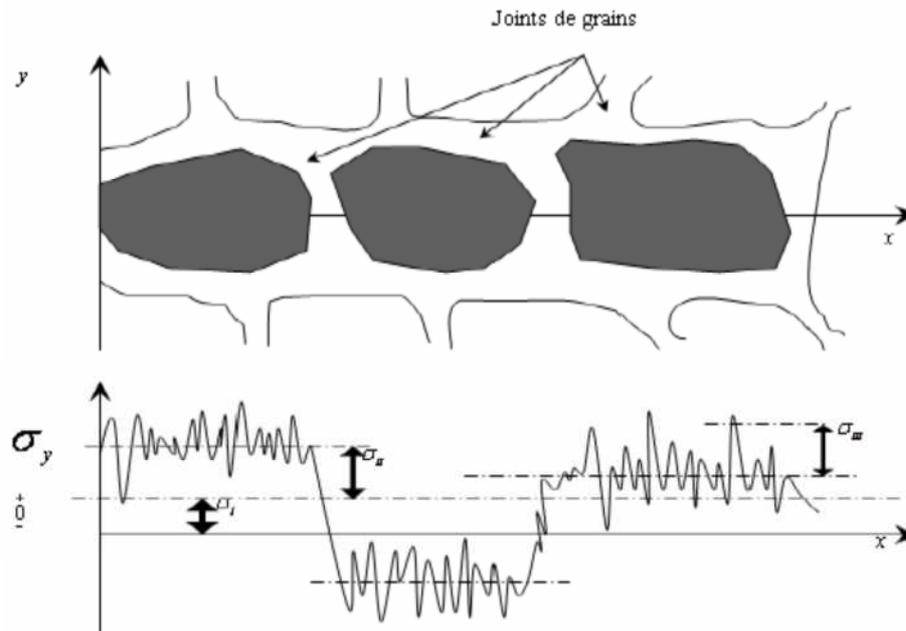


Figure 4.51 : Variation de la contrainte interne sur une distance traversant plusieurs grains

Sur la figure 4.51, 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.

4.6.2. 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 4.52 représente une démonstration de la loi de Bragg avec :

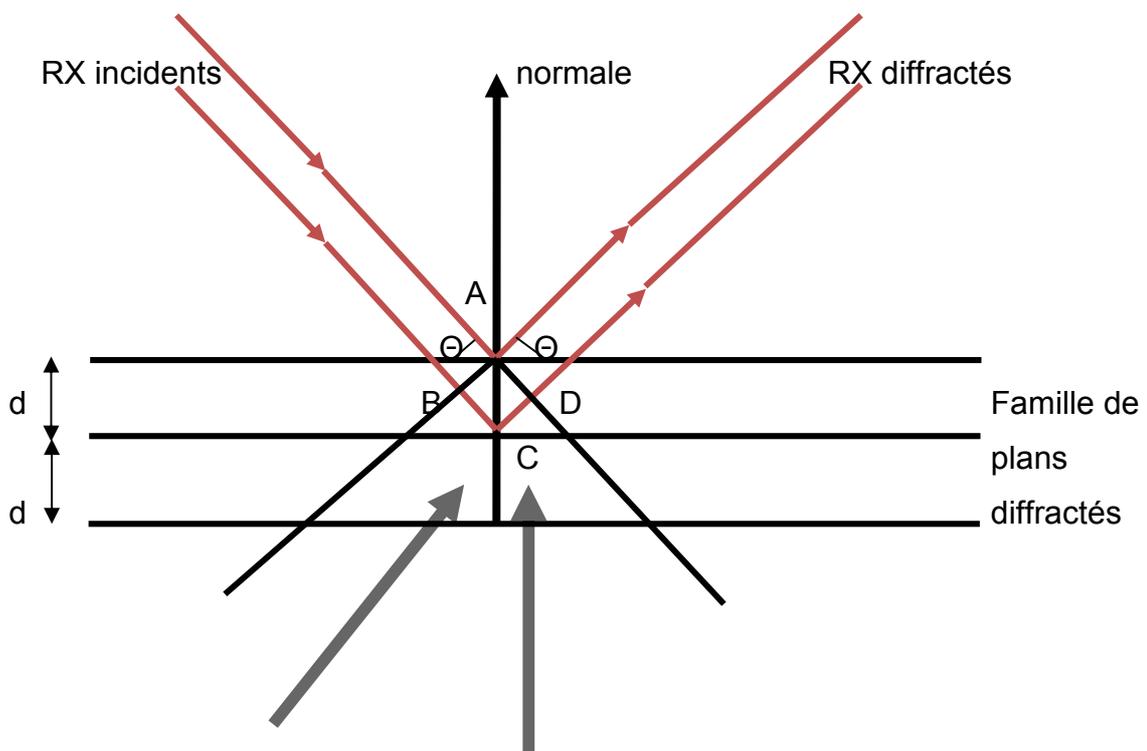
d = distance réticulaire

θ = angle d'incidence des rayons X

n = ordre de la diffraction

λ = longueur d'onde du faisceau de rayon X

$$2d \sin \theta = n \cdot \lambda \quad (4.4)$$



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 4.52 : Démonstration de la loi de Bragg

On a d'après la figure 4.52 :

L'angle BAC = angle CAD = θ (angles à côtés perpendiculaires).

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

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

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

Dans le cas ou $K = 2$, 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 2θ avec le faisceau incident,

- La réflexion de Bragg nécessite des longueurs d'onde λ inférieures ou égales à $2d$ (les valeurs de d pour la plupart des métaux sont inférieures à 4 \AA et donc la longueur d'onde incidente ne doit pas dépasser 8 \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 2θ compris entre 20° à 120° avec un pas de $0,02^\circ$.

4.6.3. Analyse par diffraction des rayons X :

Afin d'identifier les composés formés, nous avons utilisé les paramètres suivants :

- $U = 40 \text{ KV}$,
- $I = 50 \text{ mA}$,
- longueur d'onde $\lambda = 1,54 \text{ \AA}$.

Le lieu et l'appareil utilisés sont mentionnés dans le chapitre 3.

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 (de 4.54 à 4.58). 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 du 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 soudés et traités montrent que les pics de diffraction de la solution solide sursaturée correspondent aux différents traitements thermiques utilisés lors de nos différentes expériences. Les structures des échantillons soudés et traités dans la zone affectée thermiquement sont presque identiques. Dans la zone fondue, des variations de précipitation apparaissent, notamment au niveau des bandes de solutés.

La microstructure révèle des morphologies variées des précipités (figure 4.53).

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

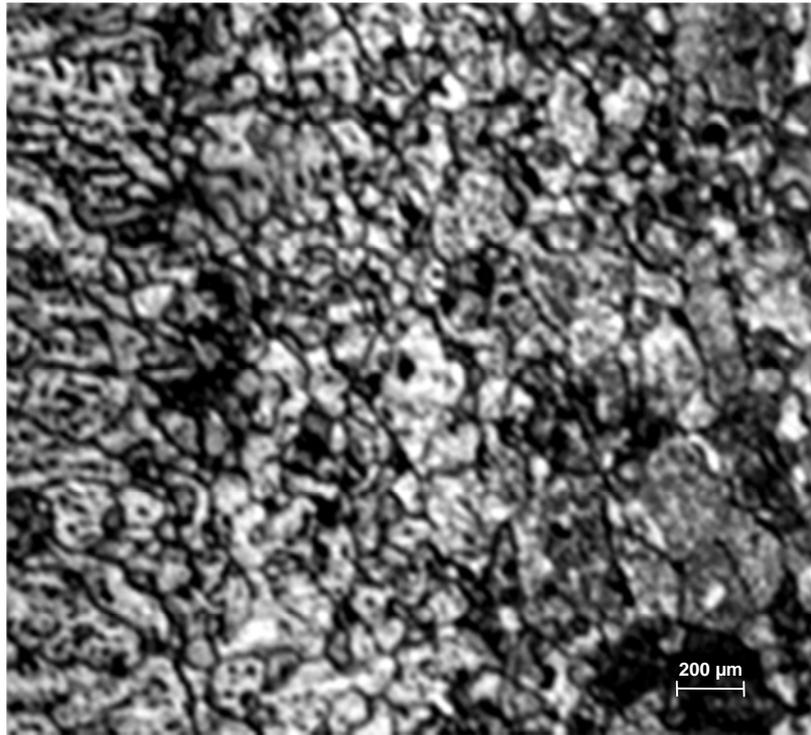


Figure 4.53 : Microstructure d'un échantillon soudé et traité
(épaisseur = 2 mm)

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. [4.18][4.19]. 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 η .

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

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%. [4.20].

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 traités et non traités 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 α , 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 β apparaisse de façon plus intense, la phase α représente encore plus de 90% de la composition de la zone de fusion de phases α/β .

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 θ .

Le chauffage de notre alliage, jusqu'à une certaine température, permet la précipitation de la phase d'équilibre η . 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).

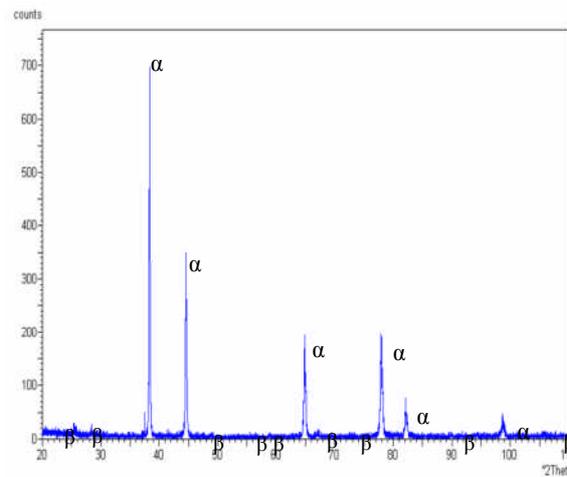


Figure 4.54 : Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon soudé et non traité (épaisseur = 2 mm)

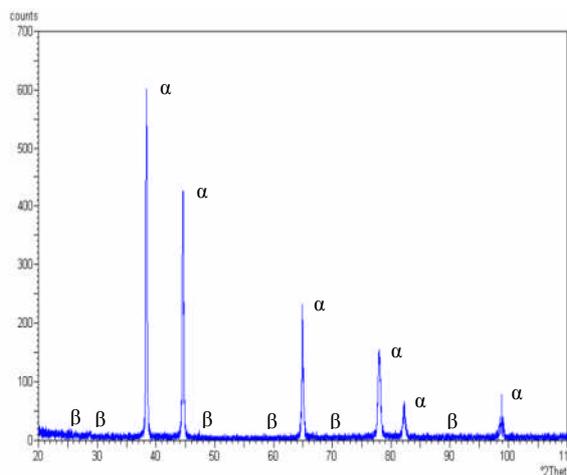


Figure 4.55 : Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon soudé et non traité (épaisseur = 2,5 mm)

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

La figure 4.56 représente le diagramme de référence pour l'alliage d'aluminium 7075 T6 selon le fichier ASTM :

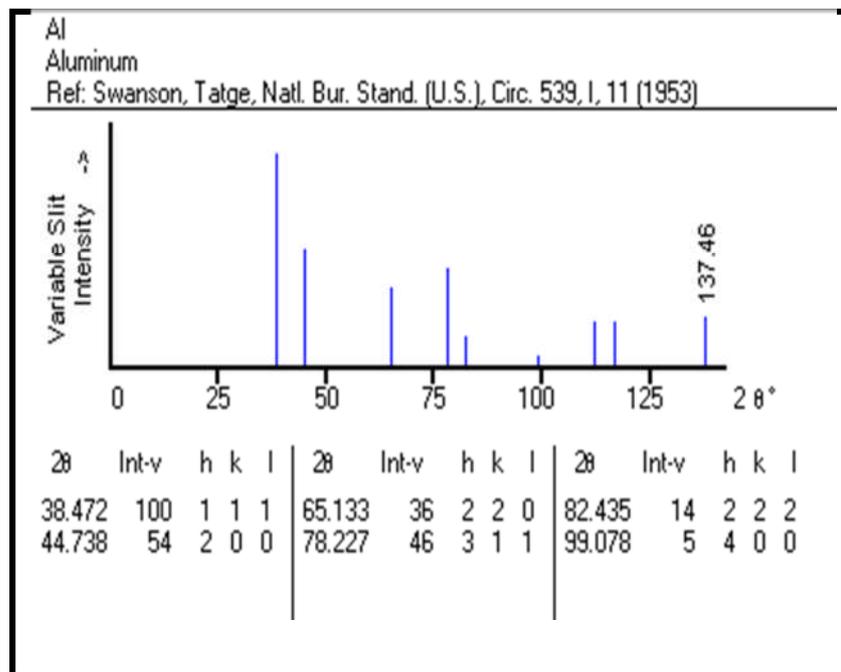
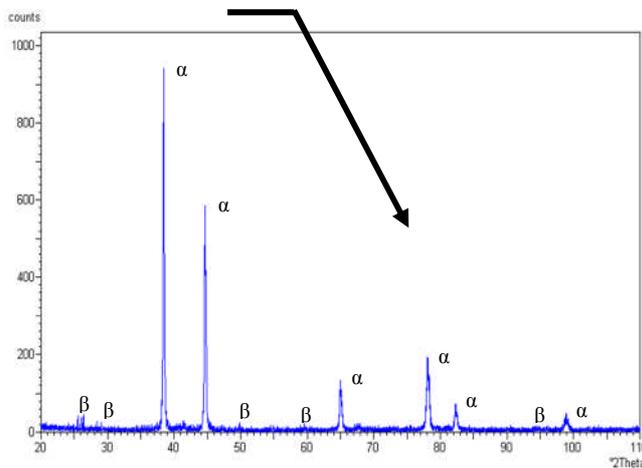


Figure 4.56 : Diagramme de référence pour l'alliage d'aluminium 7075 T6 selon le fichier ASTM

Mise en solution 475 ° et revenu 120 °C



Mise en solution 495 ° et revenu 120 °C

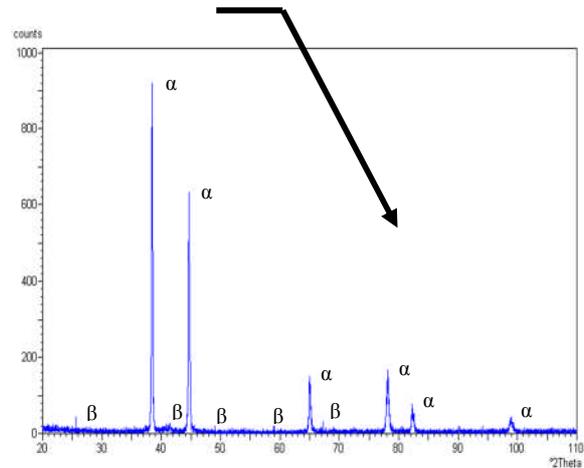


Figure 4.57 : Echantillon traité (épaisseur = 2mm)

Mise en solution 475 ° et revenu 120 ° Mise en solution 495 ° et revenu 120 °

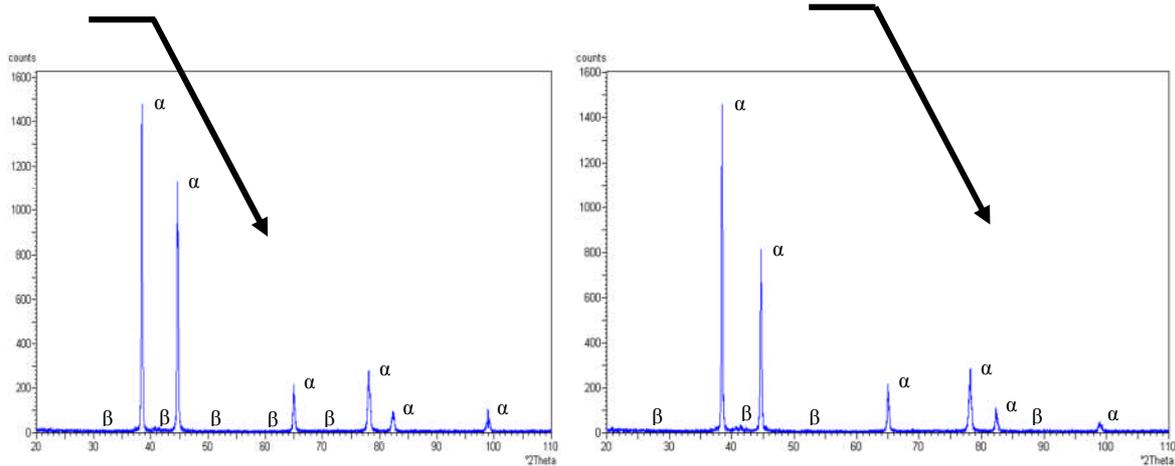


Figure 4.58 : Echantillon traité (épaisseur = 2,5 mm)

Les spectres de diffraction X, obtenus à partir des échantillons d'épaisseurs différentes (2 et 2,5 mm) sont presque identiques.

Les résultats de la diffraction sont représentés dans l'annexe 4.

CHAPITRE V

MODELISATION NUMERIQUE DE L'ESSAI DE RESILIENCE ET DE L'ESSAI DE TRACTION

5.1. Introduction :

Les chapitres précédents ayant retracé les différents phénomènes liés au procédé de soudage TIG ainsi que leurs conséquences thermiques, métallurgiques et mécaniques sur notre matériau à savoir l'alliage d'aluminium 7075 T6, nous nous intéresserons dans ce chapitre à expliquer un type de modélisation.

La modélisation numérique des liaisons des assemblages est difficile en raison des grandes déformations, des modifications thermiques ou des frottements qu'elles subissent. La simulation de mise en forme d'assemblage est représentée dans la plupart des cas par un modèle mathématique non linéaire. Cette non linéarité est induite par l'existence des grands déplacements, du modèle de comportement et des conditions de frottement inhérents à la simulation de pièces assemblées.

La modélisation des procédés de soudage nécessite au préalable l'étude des phénomènes physiques intervenant au niveau des états suivants :

- Microscopique,
- Macroscopique,
- Bain liquide.

L'échelle microscopique concerne l'étude de la structure microscopique du cordon, c'est-à-dire l'étude des phénomènes liés à la solidification rapide du matériau.

L'échelle macroscopique intéresse la détermination des différentes contraintes et des distorsions résiduelles.

Le bain liquide étudie les interactions intervenant directement sous l'arc.

En pratique, chaque cas est étudié séparément, mais la fiabilité des résultats reste liée aux connaissances des lois de comportement du matériau utilisé lors de l'expérience. Actuellement, aucun modèle ne permet de prendre en considération tous

les phénomènes simultanément (échelle microscopique, macroscopique et bain liquide).

Dans les travaux étudiés, dont ceux de Taylor, Hughes, Strusevich et Pericleous [5.1], il est mentionné que la simulation numérique du procédé de soudage ne peut avoir lieu qu'en deux étapes :

- Modélisation du bain fondu en tenant compte des différents phénomènes thermohydrauliques afin de déterminer la forme du bain fondu et celle de la ZAT.
- Modélisation du comportement thermomécanique global de la structure soudée où le rôle de la source de chaleur est important.

Deux différentes méthodes vont être utilisées séparément. La première, plan des expériences, concernera l'essai de résilience et la seconde, logiciel Autodesk Inventor, l'essai de traction.

5.2. Méthode des plans d'expérience :

Parmi les méthodes de simulations existantes, nous avons utilisé celle des plans d'expérience pour simuler nos résultats expérimentaux. [5.2].

Dans les différentes recherches, les essais sont obligatoires. Or ces essais sont trop souvent conduits sans méthodologie et les résultats obtenus sont le plus souvent mal exploités.

La méthode des plans d'expériences permet une meilleure organisation des essais accompagnant des résultats expérimentaux et ces essais seront applicables à de nombreuses disciplines et à toutes les industries.

Les plans d'expérience servent à optimiser l'organisation des essais afin d'obtenir le plus de renseignements possibles avec le minimum d'expériences. Elle permet également d'obtenir la meilleure précision possible sur la modélisation des résultats. [5.3].

5.2.1. Définition :

Les plans d'expériences sont une méthode de calcul d'une fonction décrivant un phénomène à n variables indépendantes basé sur les statistiques.

Sir Ronald Fisher (1890-1962), l'un des fondateurs de la statistique inductive moderne, introduit la notion de plan d'expérience. Durant les années 20, son travail se fera dans une station expérimentale agricole où il sera amené à réaliser un nombre important d'expériences. Son intérêt était de trouver une méthode réduisant le nombre d'expériences réalisées et augmentant la précision des expériences.

Cependant, c'est Genichi Taguchi, ingénieur et statisticien Japonais qui va démocratiser cette méthode afin que les techniciens puissent en bénéficier.

Les principaux avantages de cette méthode sont :

- Diminution du nombre d'essais,
- Etude d'un grand nombre de facteurs,
- Détection des interactions entre facteurs,
- Modélisation des réponses étudiées,
- Précision optimale des résultats.

Cette méthode permettra une interprétation rapide et infaillible des résultats en fournissant un modèle expérimental précis du système étudié, et donnera le maximum de renseignements avec le minimum d'expériences. On devra suivre alors des règles mathématiques et adopter une démarche rigoureuse. Il existe de nombreux plans d'expériences adaptés à tous les cas rencontrés par un expérimentateur.

La compréhension de cette méthode est basée sur deux notions essentielles : la notion d'espace expérimental et la notion de modélisation mathématique des grandeurs étudiées.

5.2.2 Notion d'espace expérimental et terminologie :

Ce paragraphe rappelle les principaux termes utilisés dans la méthode des plans d'expériences qui sont :

- Le facteur,
- La réponse,
- La surface de réponse.

5.2.2.A. Le facteur :

Lors de l'étude, les variables à étudier sont appelées facteurs. Ces derniers varient généralement entre deux bornes :

- La borne inférieure,
- La borne supérieure.

Lors de l'application des plans d'expérience, le facteur varie entre le niveau bas et le niveau haut qui sont représentés respectivement par -1 et $+1$. L'ensemble de toutes les valeurs prises par le facteur entre le niveau bas et le niveau haut est dénommé le domaine de variation du facteur ou plus simplement le domaine du facteur. Un facteur peut prendre plusieurs niveaux à l'intérieur de son domaine de variation.

La figure 5.1 représente le domaine de variation d'un seul facteur :

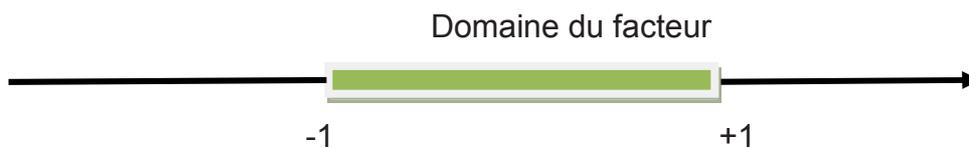


Figure 5.1 : Domaine de variation d'un seul facteur

Avec :

-1 : niveau bas

$+1$: niveau haut

Les facteurs étudiés peuvent être des variables continues que l'on ne peut pas ordonner ou des variables discontinues que l'on peut ordonner. On parlera alors de facteurs continus, de facteurs discrets et de facteurs ordonnables.

Un facteur est représenté par un axe orienté. Si le facteur est continu, cet axe est gradué selon une certaine échelle. Si le facteur est ordonnable, on indique l'ordre choisi sur l'axe.

S'il y a 2 facteurs, le second facteur est représenté, lui aussi, par un axe gradué et orienté. On définit, comme pour le premier facteur : son niveau haut, son niveau bas et son domaine de variation. Ce second axe est disposé orthogonalement au premier. L'espace créé est appelé espace expérimental.

La figure 5.2 montre le domaine de variation de deux facteurs :

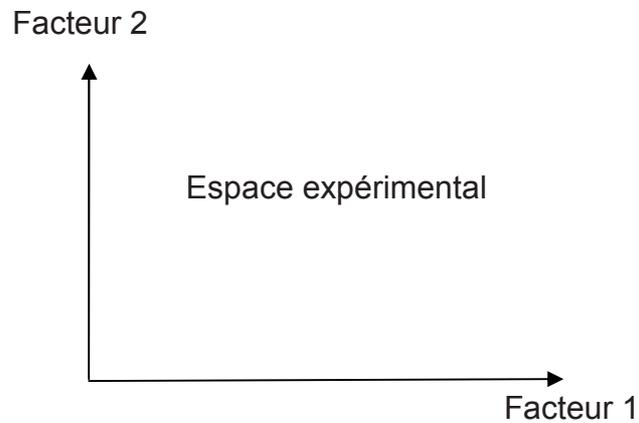


Figure 5.2 : Domaine de variation de deux facteurs

Les niveaux des facteurs peuvent être considérés comme les coordonnées d'un point de l'espace expérimental.

Une expérience donnée est alors représentée dans ce système d'axes par un point : Ce point est appelé point expérimental ou point d'expérience.

Un plan d'expériences représente un ensemble de plusieurs points expérimentaux. Ces derniers sont illustrés dans la figure 5.3.

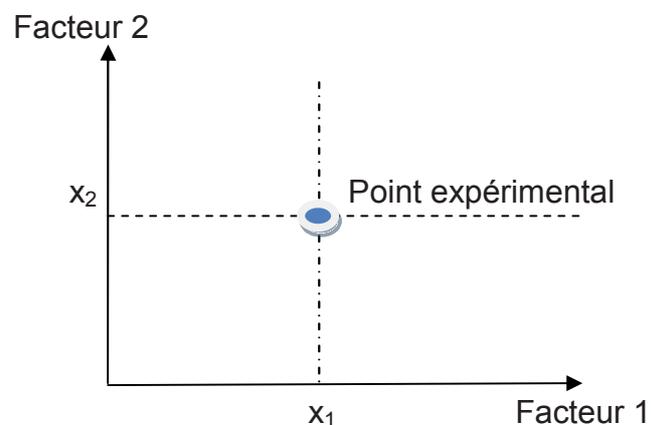


Figure 5.3 : Points expérimentaux dans l'espace expérimental.

La figure 5.4 schématise plusieurs expériences bien définies représentées par des points répartis dans le domaine d'étude :

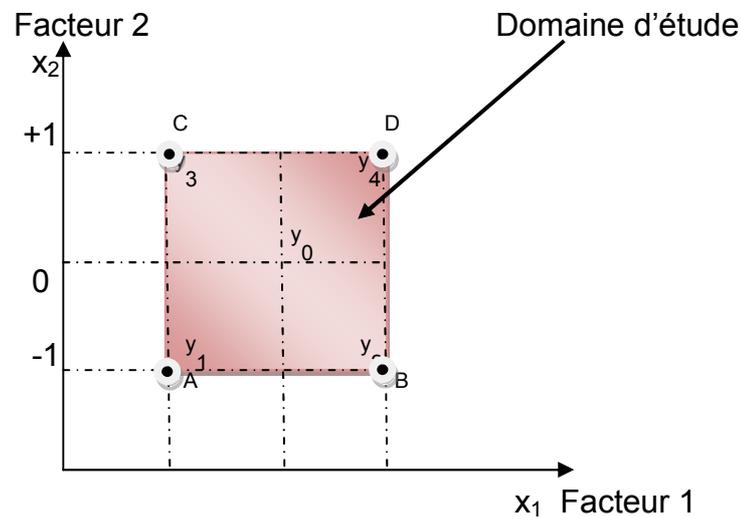


Figure 5.4 : Domaine d'étude pour le cas de 2 facteurs

Cette manière de représenter une expérimentation par un ensemble de points dans un espace cartésien est une représentation géométrique de plan d'expériences.

5.2.2.B. La réponse :

Les grandeurs intéressant l'expérimentateur et mesurées à chaque expérience sont appelées réponses.

Le choix des réponses est un problème difficile qui ne relève pas de la théorie des plans d'expériences. Ce n'est qu'après une analyse minutieuse des phénomènes, des enjeux, des objectifs et des contraintes de l'étude que l'on peut définir la ou les bonnes réponses.

5.2.2.C. Surface de réponse :

En l'absence de toute indication sur la fonction liant la réponse aux facteurs, on se guide, à priori, par une loi d'évolution.

Cela définit le modèle mathématique à priori ou modèle postulé.

Quand on recherche le lien existant entre une grandeur d'intérêt, y , et des variables, x_i , on se référera aux plans d'expériences si l'on étudie une fonction de type :

$$Y = f(x_i) \quad (5.1)$$

On attribue un axe à une réponse et cet axe est orthogonal à l'espace expérimental. A chaque point du domaine d'étude correspond une réponse. A l'ensemble de tous les points du domaine d'étude correspond un ensemble de réponses qui définissent une surface appelée la surface de réponse.

La figure 5.5 représente une surface de réponse :

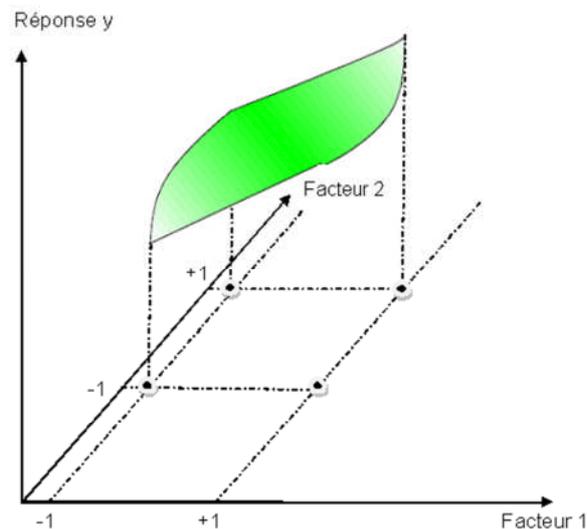


Figure 5.5 : Représentation d'une surface de réponse

5.2.3. Notion de modélisation mathématique et application :

Quand on veut connaître la dépendance d'une variable de sortie F d'un cas précis, plusieurs interrogations sont posées:

- Quels sont les facteurs les plus influents ?
- Existe-t-il des interactions entre les facteurs (corrélations) ?
- Peut-on linéariser le processus en fonction de ces facteurs et le modèle ainsi obtenu est-il prédictif ?
- Comment minimiser le nombre de points de mesure du processus pour obtenir le maximum d'informations ?
- Existe-t-il des biais dans les résultats des mesures ?

La méthode du plan d'expérience répond à ces questions et sera ainsi appliquée à notre cas.

Le principe consistera à planifier nos essais en utilisant des tables ayant la propriété d'orthogonalité pour configurer les combinaisons des facteurs à tester. [5.4].

La modélisation par plans d'expériences, dans le cas de l'essai de résilience, se fait par modèle mathématique sous la forme polynomiale suivante :

$$y_i = a_0 + \sum_{i=1}^k a_i x_i + \sum_{i=1}^k a_{ii} x_i^2 + \sum_{i=1}^{k-1} \sum_{j=j+1}^k a_{ij} x_i x_j \quad (5.2)$$

La forme développée pour notre cas s'écrit :

$$y_i = a_0 + a_1 x_{i,1} + a_2 x_{i,2} + a_3 x_{i,3} + a_{12} x_{i,1} x_{i,2} + a_{13} x_{i,1} x_{i,3} + a_{23} x_{i,2} x_{i,3} + a_{11} x_{i,1}^2 + a_{22} x_{i,2}^2 + a_{33} x_{i,3}^2 \quad (5.3)$$

Avec :

x_1 = Epaisseur de l'éprouvette normalisée,

x_2 = Température au moment de l'essai,

x_3 = Zone d'impact.

Ces 3 paramètres (x_1 , x_2 , x_3) agissent sur la réponse "y", donc sur la résilience.

Le tableau du plan d'expérimentation est dressé de la façon suivante :

Exp No	Exp Name	Incl/Excl	Résilience
1	N1	Incl	2,78
2	N2	Incl	3,23
3	N3	Incl	1,84
4	N4	Incl	4,35
5	N5	Incl	3,39
6	N6	Incl	3,19
7	N7	Incl	2,39
8	N8	Incl	1,88
9	N9	Incl	1,45
10	N10	Incl	1,72
11	N11	Incl	2,15
12	N12	Incl	1,64
13	N13	Incl	1,8
14	N14	Incl	2,07
15	N15	Excl	2,98
16	N16	Incl	3,76
17	N17	Incl	2,47
18	N18	Incl	1,45
19	N19	Incl	4,48
20	N20	Incl	4,72
21	N21	Incl	3,23
22	N22	Incl	4,14
23	N23	Incl	3,54
24	N24	Incl	4,95
25	N25	Incl	3,8
26	N26	Incl	4,76
27	N27	Incl	4,68
28	N28	Incl	3,66
29	N29	Incl	4,8
30	N30	Incl	4,99
31	N31	Incl	3,52
32	N32	Incl	4,06
33	N33	Incl	3,58
34	N34	Incl	3,44
35	N35	Incl	3,39
36	N36	Incl	4,74

Tableau 5.1 : Tableau du plan expérimental

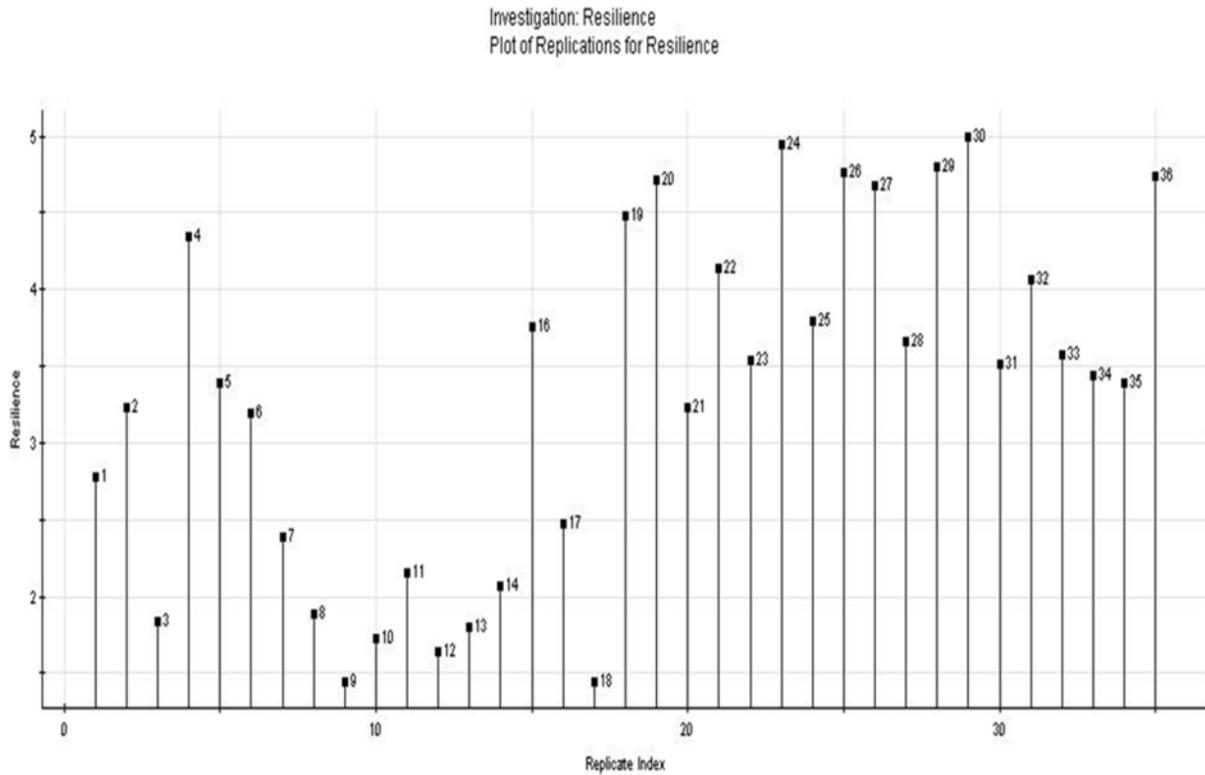


Figure 5.6 : Histogramme des valeurs des résiliences dans l'ordre du tableau expérimental

La forme codifiée s'écrit comme suit en utilisant l'équation suivante :

$$x_i = \frac{u_i - \left(\frac{u_{\min i} + u_{\max i}}{2} \right)}{\left(\frac{u_{\max i} - u_{\min i}}{2} \right)} \quad (5.4)$$

Les valeurs doivent être comprises entre (-1) et (+1) :

Avec :

x_i = Valeur codifiée à trouver,

u_i = Valeur réelle du paramètre,

u_{\max} = Valeur maximale du paramètre,

u_{\min} = Valeur minimale du paramètre.

Exp No	Layer	Température	Area
1	-1	-1	-1
2	-1	-0,5	-1
3	-1	-0,333	-1
4	-1	0	-1
5	-1	0,5	-1
6	-1	1	-1
7	-1	-1	0
8	-1	-0,5	0
9	-1	-0,333	0
10	-1	0	0
11	-1	0,5	0
12	-1	1	0
13	-1	-1	1
14	-1	-0,5	1
16	-1	0	1
17	-1	0,5	1
18	-1	1	1
19	1	-1	-1
20	1	-0,5	-1
21	1	-0,333	-1
22	1	0	-1
23	1	0,5	-1
24	1	1	-1
25	1	-1	0
26	1	-0,5	0
27	1	-0,333	0
28	1	0	0
29	1	0,5	0
30	1	1	0
31	1	-1	1
32	1	-0,5	1
33	1	-0,333	1
34	1	0	1
35	1	0,5	1
36	1	1	1

Tableau 5.2 : Valeurs codées des résiliences

Les coefficients a_i du polynôme sont obtenus par la formule :

$$\text{Coefficients} = ({}^tXX)^{-1}({}^tX)(Y) \quad (5.5)$$

Résilience	Coeff. SC	Std. Err.	P	Conf. int(±)
Constant	3,70861	0,576507	5,75593e-007	1,18094
e	0,500723	0,373135	0,190399	0,764342
T	0,00712272	0,0165974	0,671101	0,0339986
A	-0,296368	0,270235	0,282112	0,553557
e*T	0,00405732	0,00628109	0,523566	0,0128664
e*A	0,121991	0,154949	0,437721	0,317401
T*A	-0,000698331	0,00770398	0,928418	0,0157811

N = 35	Q2 =	0,485	Cond. no. =	411,3314
DF = 28	R2 =	0,648	Y-miss =	0
	R2 Adj. =	0,573	RSD =	0,7410
			Conf. lev. =	0,95

Tableau 5.3 : Coefficients a_i du modèle polynômial

Le modèle mathématique qui décrit la résilience en fonction des 3 paramètres cités prend alors la forme suivante :

$$y = 3,70861 + 0,500723x_1 + 0,00712272x_2 - 0,296368x_3 + 0,00405732x_1x_2 + 0,121991x_1x_3 - 0,000698331x_2x_3$$

Avec :

y = Résilience,

x_1 = Epaisseur de l'éprouvette normalisée,

x_2 = Température au moment de l'essai,

x_3 = Zone d'impact.

Les produits respectifs entre ces paramètres représentent respectivement les interactions subies.

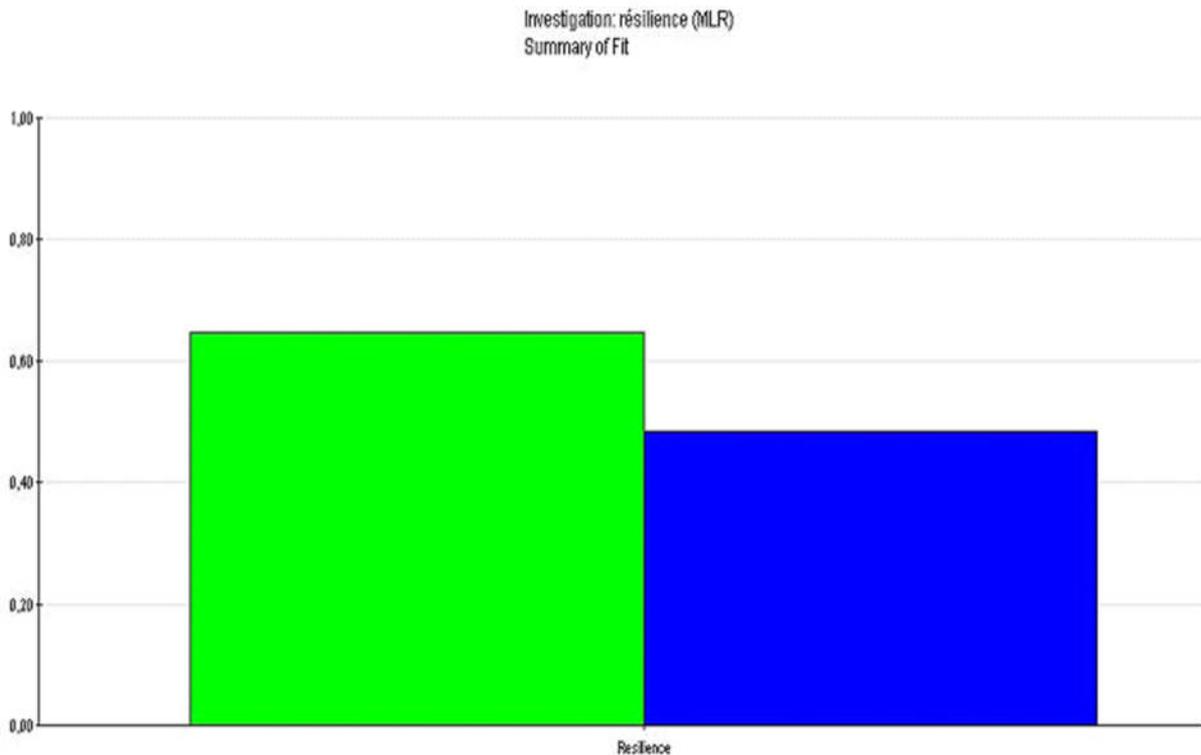


Figure 5.7 : Coefficient de qualité R^2 et de prédiction Q^2

Le coefficient $R^2=0,648$ du polynôme montre la qualité du polynôme à décrire et à rapprocher des valeurs expérimentales, alors que le coefficient $Q^2 = 0,485$ représente la faculté du polynôme à donner les valeurs se situant dans la plage expérimentale non effectuées. Les valeurs des coefficients montrent l'action de chaque paramètre sur la résilience "y". On remarque que le paramètre le plus prépondérant est l'épaisseur égale à $0,500723x_1$ qui va augmenter donc la résilience. A l'inverse, le paramètre de la zone de contact en passant de 1 à 3 (existence de 3 zones d'impact) agit négativement ($-0,296368x_3$) : la résilience diminuera en passant du métal de base vers la ZAT puis vers la ZF. On en déduit alors que la zone fondue du point de vue choc dynamique est plus faible que le métal de base et la ZAT.

Concernant les interactions, on remarque que lorsqu'on réunit l'action de l'épaisseur et de la zone 3 (zone fondue), la résilience augmente. Ainsi, un classement des coefficients peut être établi en gardant à l'esprit que les signes positifs augmentent la résilience et les signes négatifs la diminuent.

Les figures suivantes 5.8 et 5.9 montrent la déviation de chaque expérience par rapport au modèle mathématique. On remarque, par exemple, que les points qui se rapprochent du modèle sont les points 1 et 7 alors que ceux qui s'éloignent sont les

points 4 et 16. En fonction de cela, on peut dresser un classement dans un tableau décrivant dans l'ordre croissant les écarts des points par rapport au modèle.

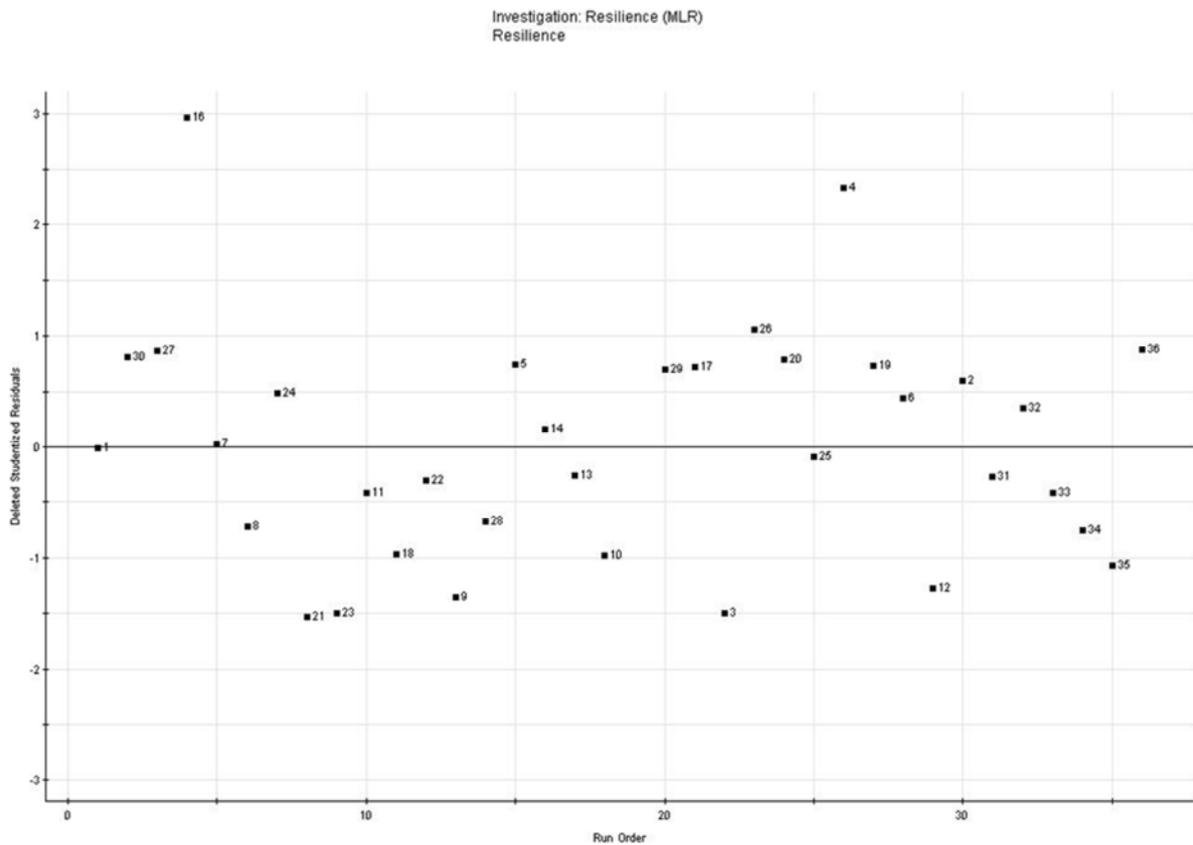


Figure 5.8 : Graphe I des écarts des points par rapport au modèle

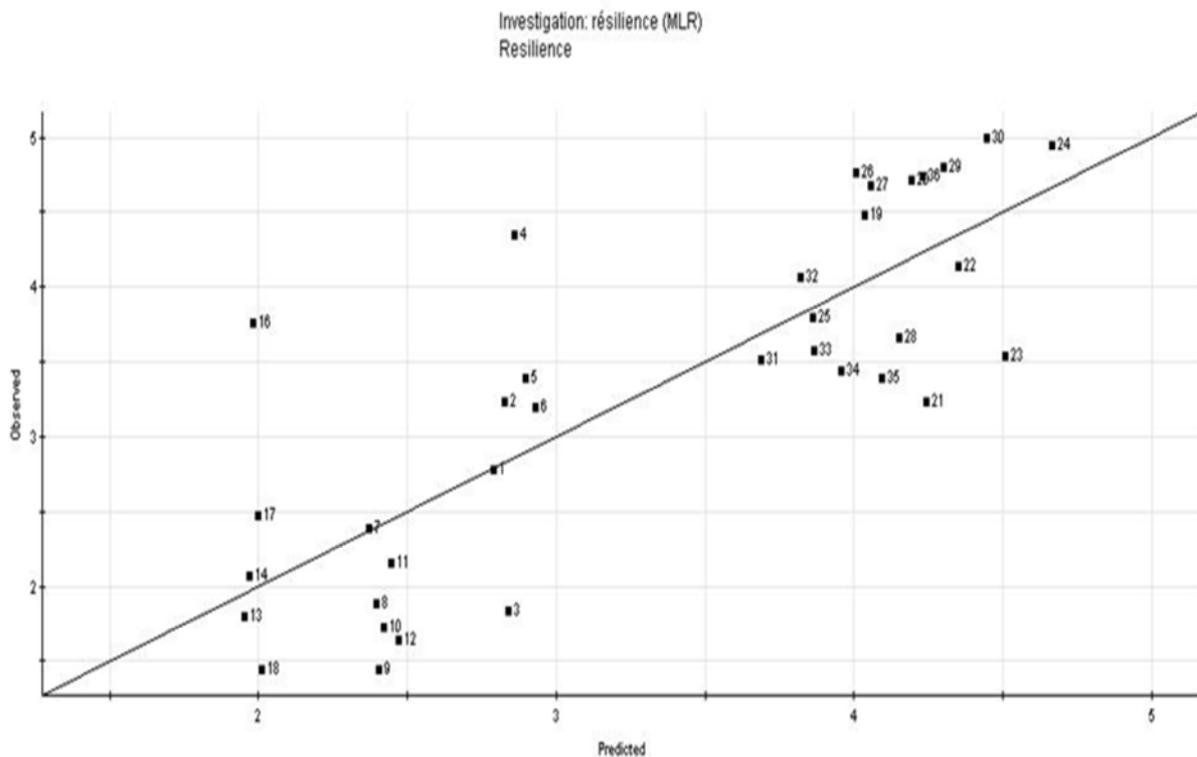


Figure 5.9 : Graphe II des écarts des points par rapport au modèle

L'action d'un paramètre sur la résilience, quand les 2 autres restent constants, se distingue par 3 cas : Minimal (low), moyen (center) et maximal (high).

Les 3 cas sont représentés ci-dessous :

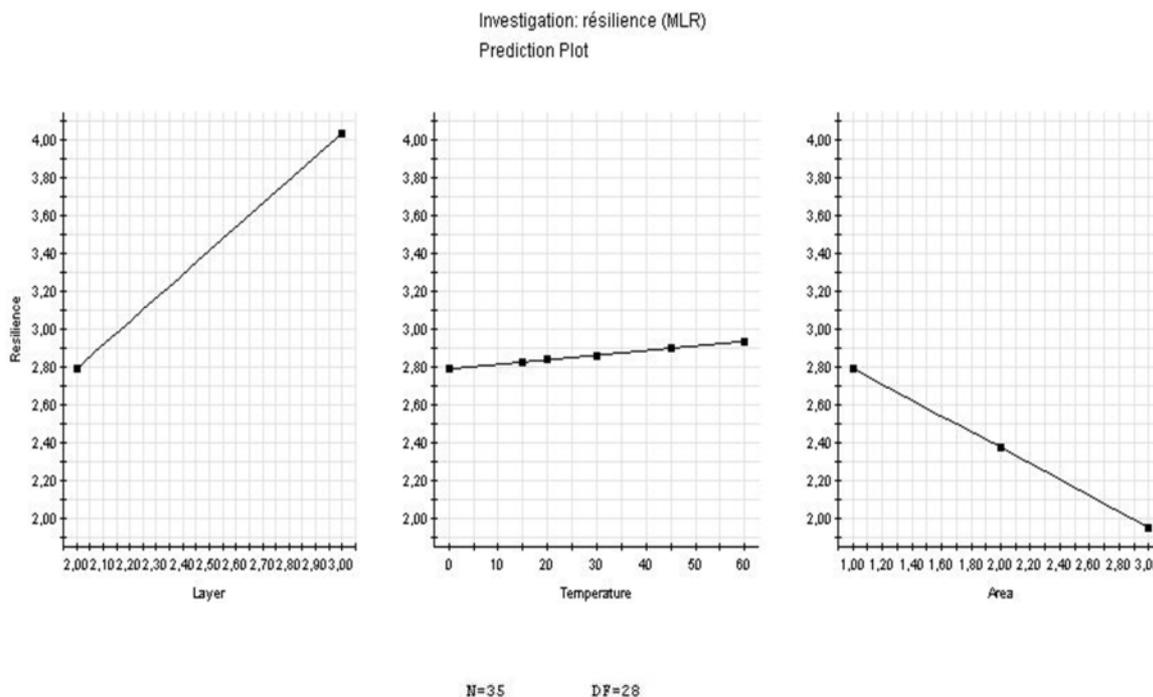


Figure 5.10 : Cas minimal (low Value)

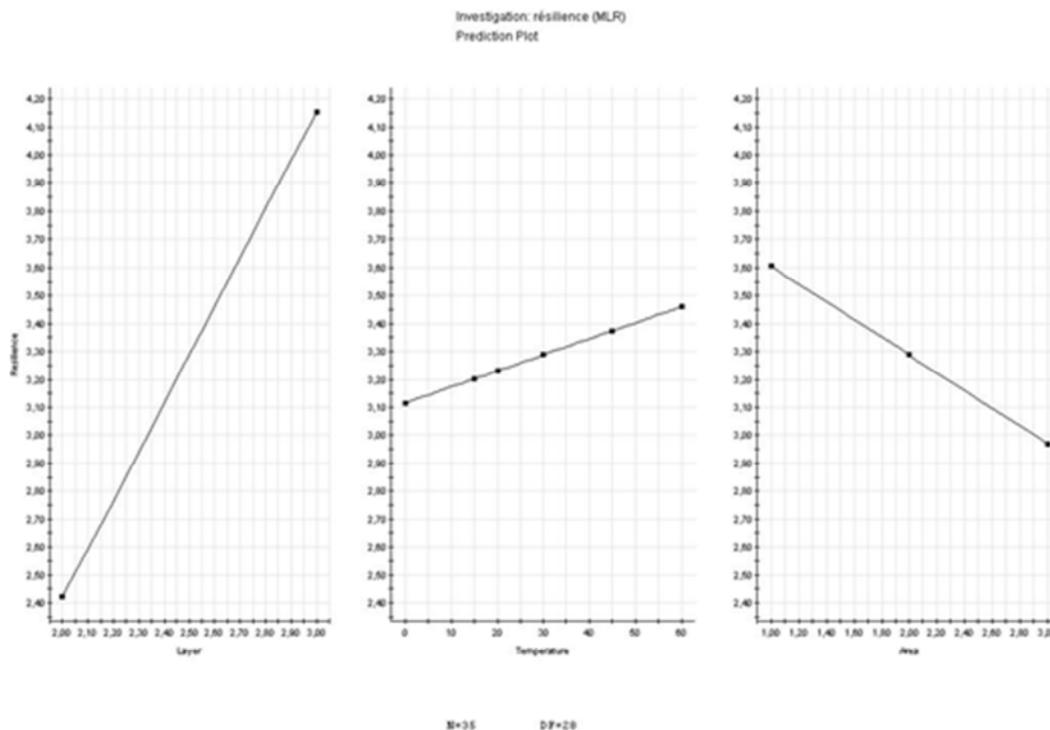


Figure 5.11 : Cas moyen (Center Value)

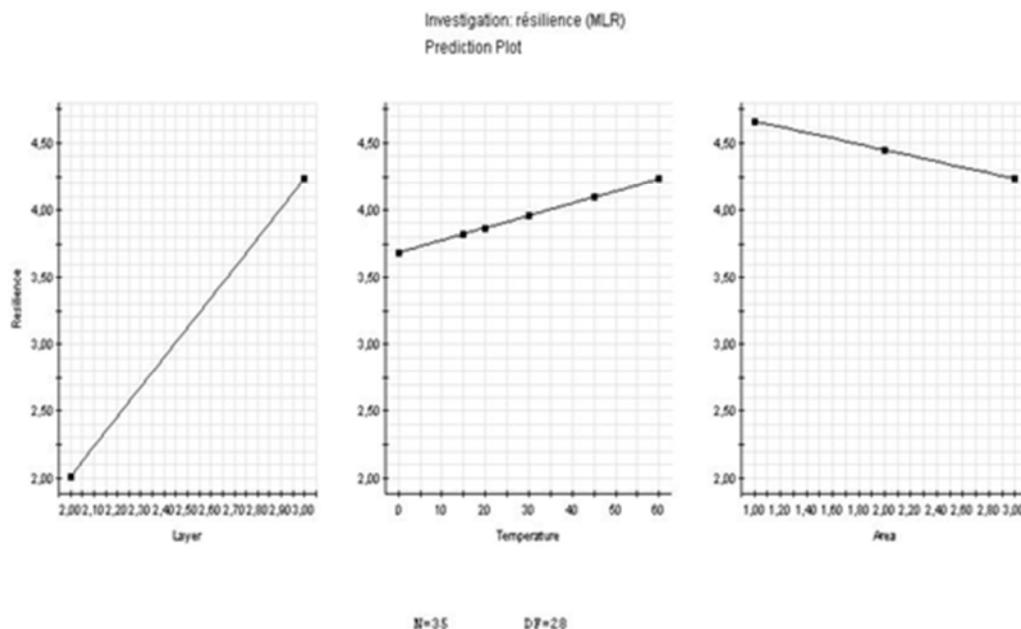


Figure 5.12 : Cas maximal (High Value)

Les graphes précédents montrent l'action de chaque paramètre sur la résilience lorsque les 2 autres sont maintenus constants (3 premiers : valeurs minimales, 3 seconds : valeurs moyennes, 3 derniers : valeurs maximales).

En comparant les graphes, on constate que l'allure et la forme des graphes qui restent identiques ; donc en passant de la valeur minimale à la valeur maximale, une épaisseur plus importante augmente la résilience et une température plus élevée augmente également la résilience, mais les changements de la zone d'impact de 1 vers 2 puis 3 diminuent quant à eux la résilience.

On remarque aussi suivant l'inclinaison (coefficient directeur de la droite) que la variation de l'épaisseur agit beaucoup plus que la variation de la température dans l'augmentation de la résilience (Cela est vérifié par les coefficients du polynôme).

La comparaison des 3 graphes de l'action de l'épaisseur sur la résilience permet un constat aisé : si l'en prend les valeurs moyennes des 2 paramètres (températures et zones), l'action sur l'augmentation de la résilience est plus évidente, suivie par celle des valeurs maximales et enfin des valeurs minimales. Il en de même pour l'action de la température ou le même ordre régressif est suivi.

De même, le maintien de la température et de l'épaisseur à leurs valeurs moyennes permet une diminution de la résilience avec un changement de la zone 1 à 3 plus prépondérant qu'avec leurs valeurs minimales puis leurs valeurs maximales.

L'action simultanée de l'épaisseur de l'éprouvette et de la température sur la résilience du métal de base est représentée dans les figures 5.13 et 5.14 :

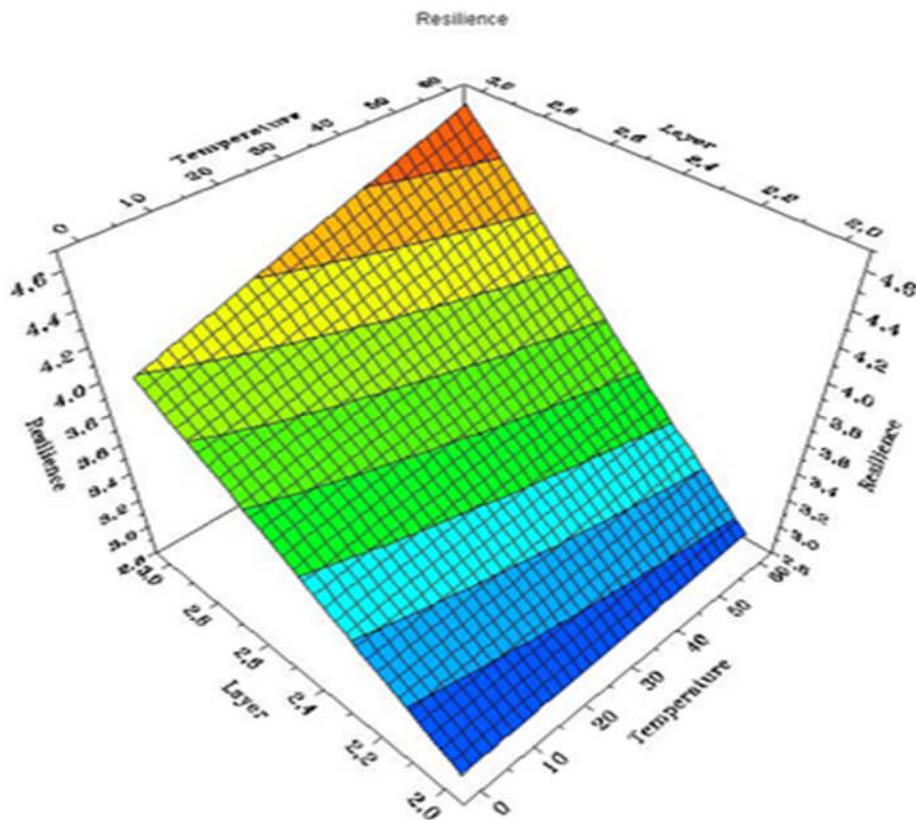


Figure 5.13 : Surface de réponses

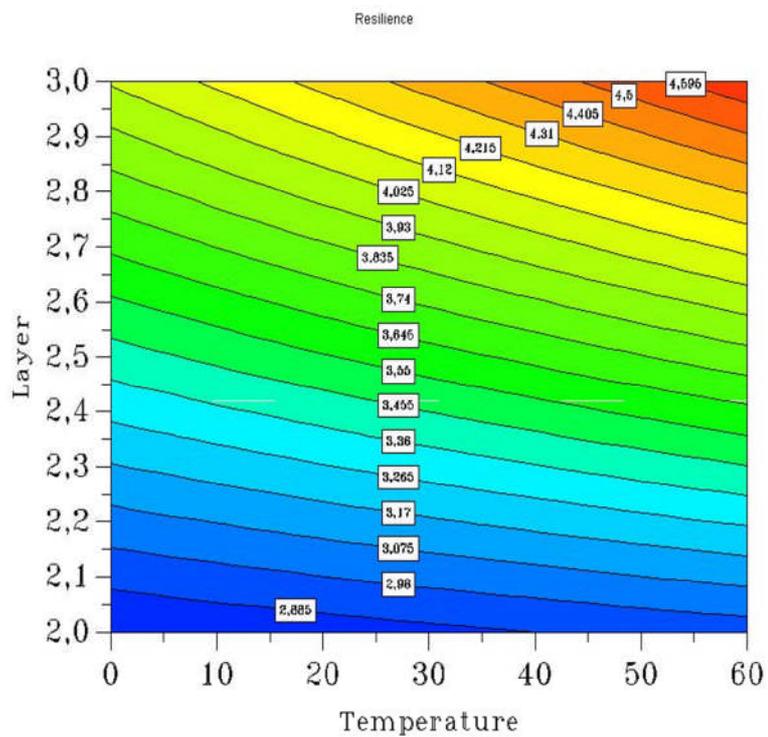


Figure 5.14 : Contours de réponses

En analysant la surface de réponses (figure 5.13) et les contours de réponses (figure 5.14), on s'aperçoit qu'en augmentant l'épaisseur de 2 à 3, la résilience augmente rapidement car plusieurs zones et contours sont traversés. Le passage de 0 °C à 60 °C entraîne une augmentation minimale de la résilience (contours couchés presque horizontaux) surtout au dessous d'une épaisseur de 2,5 mm de l'éprouvette. Ceci montre la prépondérance du paramètre épaisseur sur le paramètre température (vérifié par le modèle mathématique). L'augmentation simultanée de l'épaisseur et de la température augmente visiblement la résilience et cela dépend uniquement de l'action d'un des 2 paramètres par rapport au 2ème.

L'action simultanée de l'épaisseur de l'éprouvette et de la température sur la résilience de la ZAT est représentée dans les figures 5.15 et 5.16 :

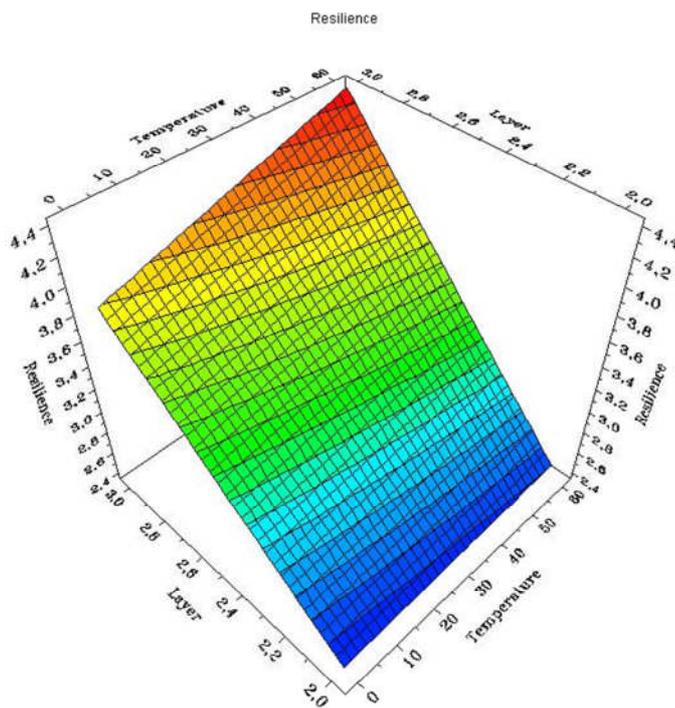


Figure 5.15 : Surface de réponses

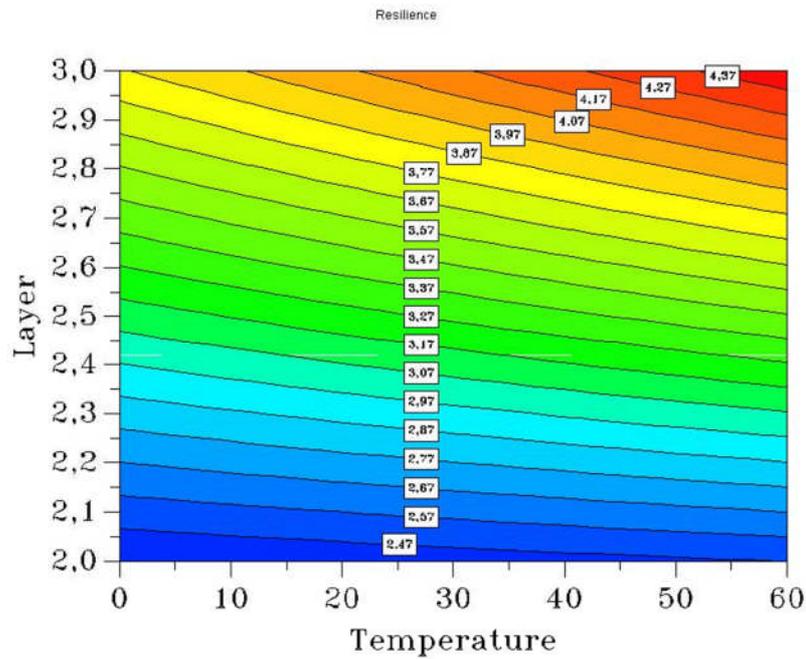


Figure 5.16 : Contours de réponses

Les mêmes constatations sont à faire pour la ZAT puisque l'allure de la surface et des contours est la même. La différence réside sur le fait que pour les mêmes données d'épaisseur et de température, la résilience est plus faible dans la zone affectée thermiquement que dans la zone du métal de base. Les contours sont beaucoup plus couchés que le métal de base : on en conclut que l'influence de l'épaisseur est moindre que dans le 1^{er} cas.

L'action simultanée de l'épaisseur de l'éprouvette et de la température sur la résilience de la zone fondue est représentée dans les figures 5.17 et 5.18 :

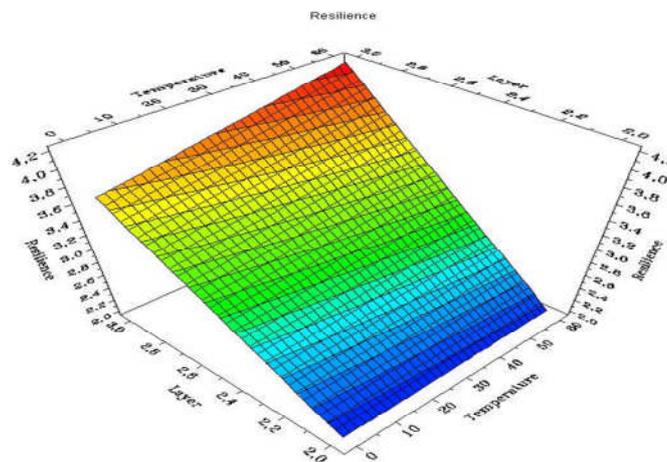


Figure 5.17 : Surface de réponses

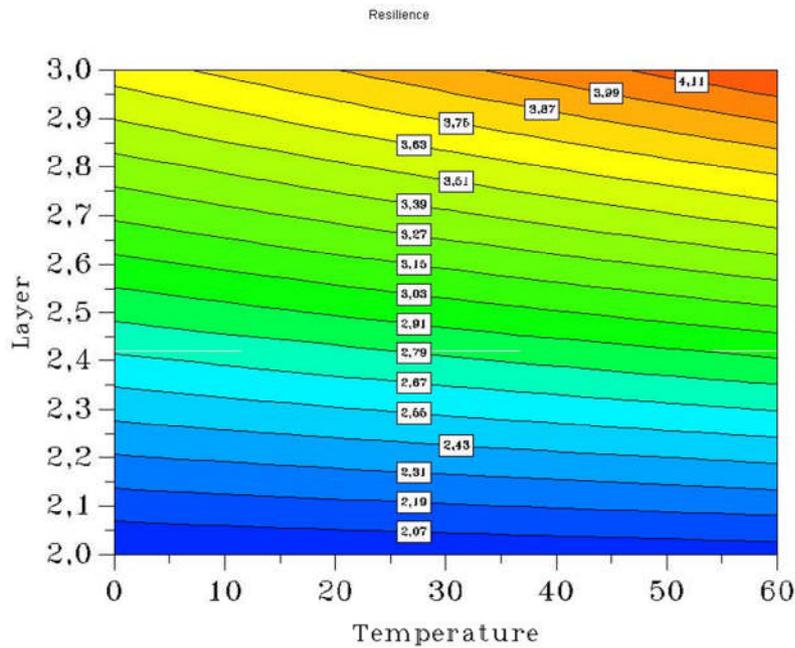


Figure 5.18 : Contours de réponses

Pareillement, la même forme et la même allure de la surface et des contours est obtenue. On constate également que la résilience suit la même régression que dans les cas précédents. Donc la zone fondue résiste moins aux chocs que le métal de base et la ZAT. Le pseudo horizontalité des contours au dessous de 2,5 mm d'épaisseur montre qu'à faibles épaisseurs l'effet de la température est minime.

De cette étude, on conclut que :

- L'effet simultané des 3 paramètres ne peut pas être montré et illustré par un graphique, seule l'équation polynomiale (modèle) donnant un résultat,
- La prédiction de toute valeur de la résilience peut se faire dans le domaine d'expérience même en cas de non réalisation des expériences.

Cette partie numérique ne fait que confirmer d'une manière globale, les résultats obtenus lors de nos différentes expériences. De la même manière, les profils de dureté suivent approximativement des variations identiques. Aussi, et quelle que soit la vitesse de soudage utilisée, l'augmentation de la dureté est régulière surtout à l'approche de la ligne de fusion.

5.3. Application d'un logiciel de simulation pour l'essai de traction :

Comme dans le sous chapitre précédent, nous allons utiliser un logiciel de simulation pour comparer nos résultats expérimentaux à ceux de l'essai de traction.

5.3.1. Logiciels de CAO 3D Autodesk® Inventor® :

Face à la complexité croissante des produits, un grand nombre de logiciels de conception, de fabrication, de calculs sont présents sur le marché avec pour objectif d'aider le concepteur à définir le produit.

Les logiciels de conception assistée par ordinateur sont de plus en plus performants.

Plusieurs d'entre eux intègrent un module de calculs par éléments finis associé à un mailleur automatique ainsi qu'un module de simulation d'usinage sur machine à commande numérique.

Le logiciel Autodesk Inventor représente la solution de modélisation et de conception 3D développée par Autodesk. Il permet la modélisation de pièces complexes, la réalisation d'assemblages très volumineux, leur mise en plan rapide ainsi que la réalisation de présentations (éclatées et animations).

Inventor est aussi le centre d'un programme de développement qui regroupe un nombre important d'applications : conception, simulation, modélisation et fabrication dans différents domaines : machine spéciale, tôlerie, essais mécaniques, moulage...

5.3.2. Application :

Afin de reproduire les résultats expérimentaux et d'être capable de prédire le comportement en traction d'un cordon de soudure, nous avons développé une simulation par éléments finis de l'essai de traction.

Cette application a été utilisée dans le but de comparer nos résultats expérimentaux avec la méthode de simulation utilisant le logiciel Autodesk Inventor.

L'étude a concerné une éprouvette soudée normalisée (norme ASME section IX) d'épaisseur égale à 2 mm.

Les différentes zones obtenues après l'application du procédé de soudage TIG sont représentées dans la figure 5.19 (chapitre 2) :

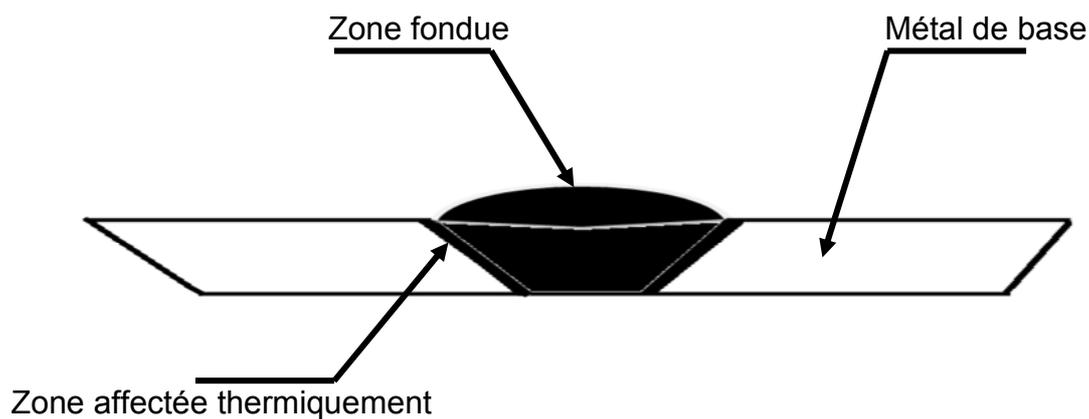


Figure 5.19 : Différentes zones d'une éprouvette soudée

Les caractéristiques physiques de notre matériau sont représentées dans le tableau 5.4. Elles seront utilisées lors du calcul.

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

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

Tableau 5.4 : Caractéristiques physiques de l'alliage d'aluminium 7075 T6

En pratique, les éprouvettes sont sollicitées tout au long de leur axe par des différentes sollicitations (contraintes). Ces dernières vont entraîner la déformation progressive de l'éprouvette puis sa rupture.

Par contre et en utilisant le logiciel Autodesk Inventor, on doit supposer qu'une extrémité de l'éprouvette est fixe et ne peut pas ainsi être déplacée. Cette méthode est valable pour d'autres logiciels de simulation comme le logiciel SolidWorks.

Ainsi, une force 1 sollicite une extrémité fixe et une force 2 sollicite l'autre extrémité fixe. Les calculs vont nous permettre d'obtenir des résultats identiques pour les deux cas (symétrie).

Les figures 5.20 et 5.21 représentent les parties fixes 1 et 2 :

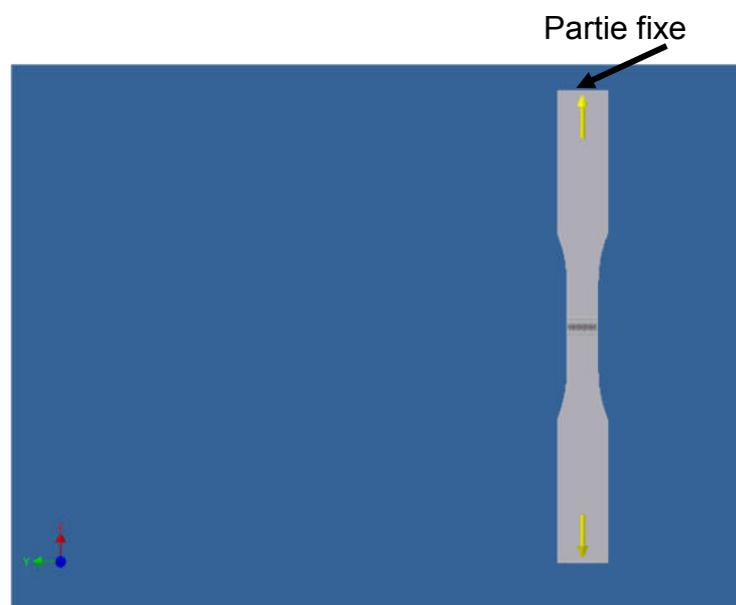


Figure 5.20 : Partie fixe de l'essai (force1)

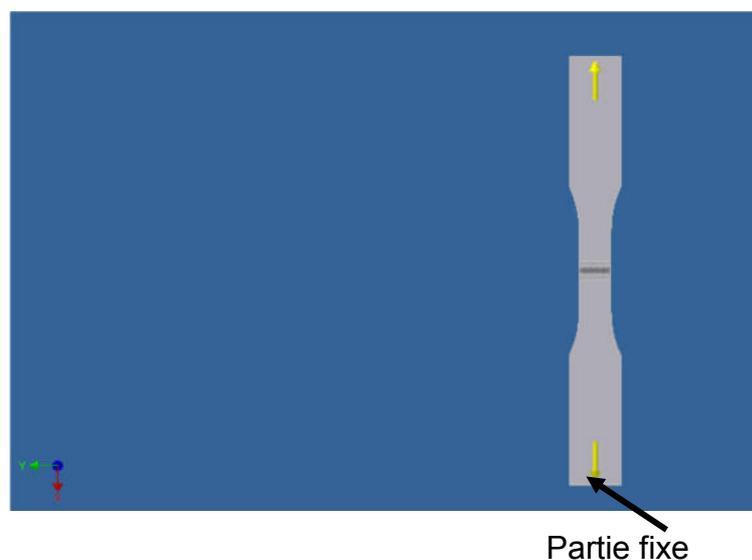


Figure 5.21 : Partie fixe de l'essai (Force2)

L'application nous permet d'obtenir plusieurs résultats. Ces derniers sont choisis selon les différentes sollicitations.

Par exemple, on peut obtenir une déformation souhaitée selon une contrainte choisie.

La figure 5.22 représente une illustration d'une déformation lors de l'application de notre logiciel :

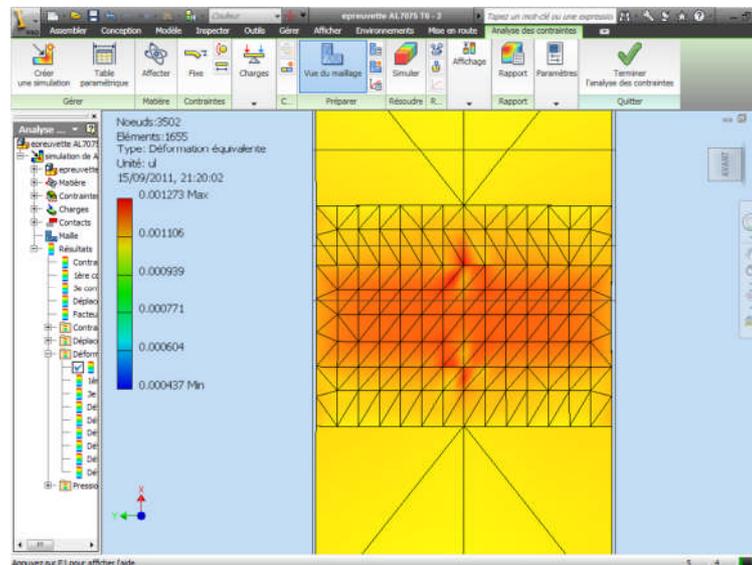


Figure 5.22 : Illustration d'une déformation lors de l'application du logiciel Autodesk Inventor

5.3.3. Rapport d'analyse des contraintes :

Le type de simulation est une analyse statique.

Les tableaux 5.5, 5.6 et 5.7 représentent les propriétés générales et contraintes pour chaque zone obtenue après l'application du procédé de soudage TIG : MB, ZAT et ZF.

	Métal de base	
Propriétés générale	Densité de la masse	2,71 g/cm ³
	Limite d'élasticité	470 MPa
	Résistance à la rupture	535 MPa
Contrainte	Module de Young	72 GPa
	Coefficient de Poisson	0,33 nd
	Module de cisaillement	27,0677 GPa
Contrainte thermique	Coefficient de dilatation	0.000000000236 nd
	Conductivité thermique	167 W/(m K)
	Chaleur spécifique	1256,1 J/(kg c)

Tableau 5.5 : Propriétés générales et contraintes du métal de base

	Zone affectée thermiquement	
Propriétés générale	Densité de la masse	2,71 g/cm ³
	Limite d'élasticité	450 MPa
	Résistance à la rupture	510 MPa
Contrainte	Module de Young	71 GPa
	Coefficient de Poisson	0,35 nd
	Module de cisaillement	26,2963 GPa
Contrainte thermique	Coefficient de dilatation	0.000000000236 nd
	Conductivité thermique	167 W/(m K)
	Chaleur spécifique	1256,1 J/(kg c)

Tableau 5.6 : Propriétés générales et contraintes de la zone affectée thermiquement

	Zone fondue	
Propriétés générale	Densité de la masse	2,71 g/cm ³
	Limite d'élasticité	400 MPa
	Résistance à la rupture	500 MPa
Contrainte	Module de Young	68 GPa
	Coefficient de Poisson	0,37 nd
	Module de cisaillement	24,8175 GPa
Contrainte thermique	Coefficient de dilatation	0.000000000236 nd
	Conductivité thermique	167 W/(m K)
	Chaleur spécifique	1256,1 J/(kg c)

Tableau 5.7 : Propriétés générales et contraintes de la zone fondue

Pour le cas de la force 1 et 2, les conditions de fonctionnement sont :

- Pour le vecteur x, la force est 3410 N,
- Pour le vecteur y, la force est nulle,
- Pour le vecteur z, la force est nulle.

Lors de l'application de la méthode des éléments finis, le type de maillage considéré est triangulaire à 3 nœuds. On considère l'éprouvette comme une plaque mince. Sa déformation est négligeable (fixe).

5.3.4. Résumé des résultats :

Le tableau 5.8 représente un résumé des résultats pour le cas de la première partie fixe (Force 1).

Désignation	Minimum	Maximum
Volume	16078,4 mm ³	
Masse	0,0435724 kg	
Contrainte équivalente	29,7014 MPa	99,2602 MPa
1ère contrainte principale	45,9796 MPa	100,255 MPa
3e contrainte principale	9,58966 MPa	30,5681 MPa
Déplacement	0 mm	0,271667 mm
Facteur de sécurité	4,3053 nd	15 nd
Contrainte XX	44,2098 MPa	100,197 MPa
Déplacement X	0,271627 mm	0 mm
Déformation équivalente	0,000436598 r	0,00127347 nd
1ère déformation principale	0,000530747 r	0,00139714 nd
3e déformation principale	0,000538225 r	0,0000151228 r
Déformation XX	0,000530259 r	0,0013969 nd
Pression de contact	0 MPa	99,0575 MPa
Pression de contact X	98,0055 MPa	99,0437 MPa

Tableau 5.8 : Résumé des résultats (Force 1).

Le tableau 5.9 représente un résumé des résultats pour le cas de la deuxième partie fixe (Force 2).

Désignation	Minimum	Maximum
Volume	16078,4 mm ³	
Masse	0,0435724 kg	
Contrainte équivalente	29,7014 MPa	99,2602 MPa
1ère contrainte principale	45,9796 MPa	100,255 MPa
3e contrainte principale	9,58966 MPa	30,5681 MPa
Déplacement	0 mm	0,271667 mm
Facteur de sécurité	4,3053 nd	15 nd
Contrainte XX	44,2098 MPa	100,197 MPa
Déplacement X	0,271627 mm	0 mm
Déformation équivalente	0,000436598 r	0,00127347 nd
1ère déformation principale	0,000530747 r	0,00139714 nd
3e déformation principale	0,000538225 r	0,0000151228 r
Déformation XX	0,000530259 r	0,0013969 nd
Pression de contact	0 MPa	99,0575 MPa
Pression de contact X	98,0055 MPa	99,0437 MPa

Tableau 5.9 : Résumé des résultats (Force 2).

On constate que les mêmes résultats sont obtenus (symétrie).

Nous n'avons pas utilisés de signes négatifs (-) du fait du changement du sens de l'axe x lors de la deuxième partie.

Les figures (5.23 à 5.34) illustrent certains de ces résultats.

a) Contrainte équivalente :

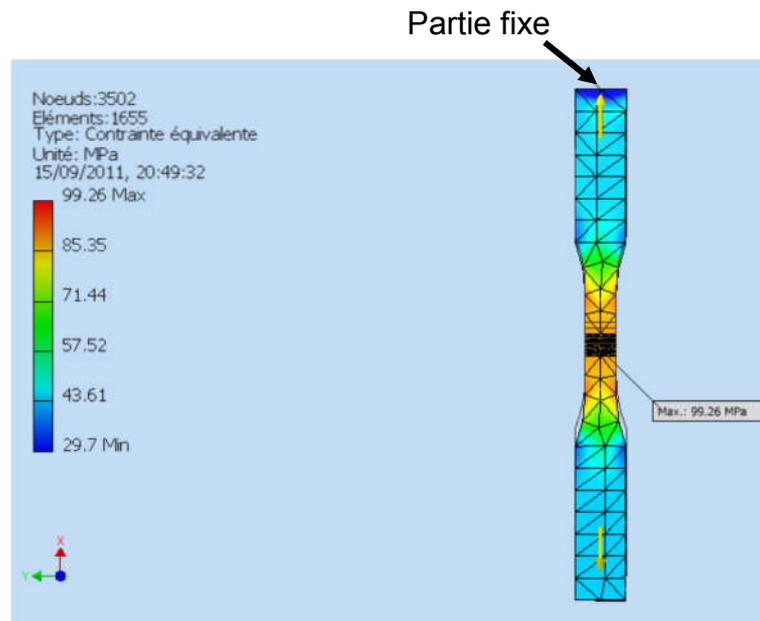


Figure 5.23 : Illustration de la contrainte équivalente (force1)

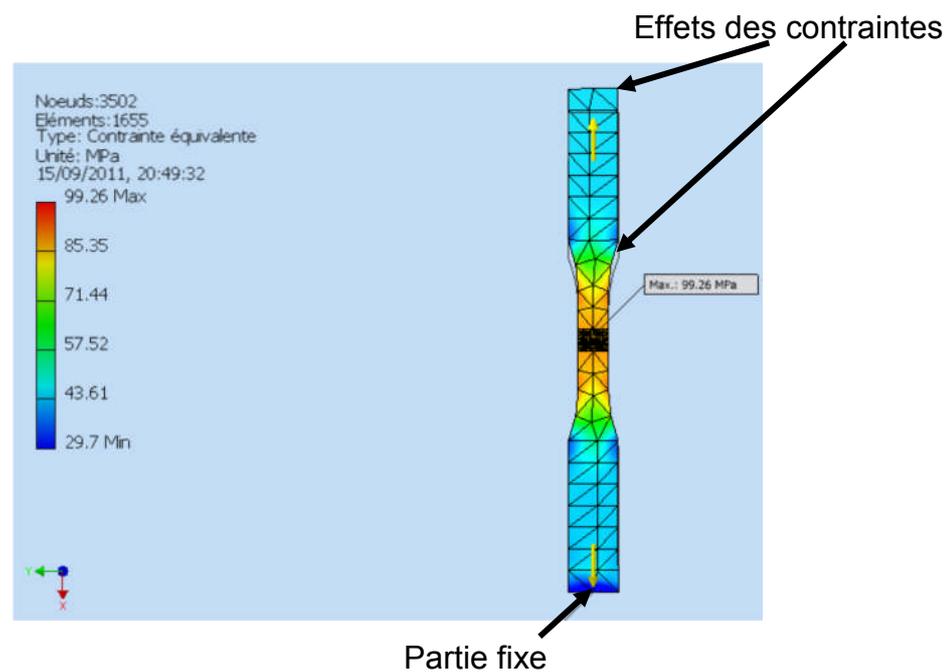


Figure 5.24 : Illustration de la contrainte équivalente (Force2)

Des figures 5.23 et 5.24, on constate que l'éprouvette est soumise au effet de l'essai. A ce niveau, le matériau est toujours élastique même en changeant de dimension (allongement partiel).

b) Première contrainte principale :

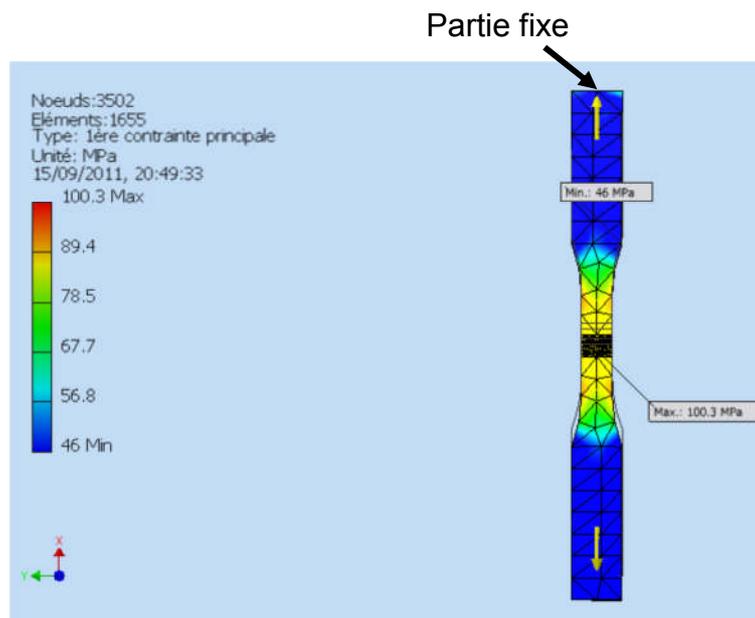


Figure 5.25 : Illustration de la 1^{ère} contrainte principale (force1)

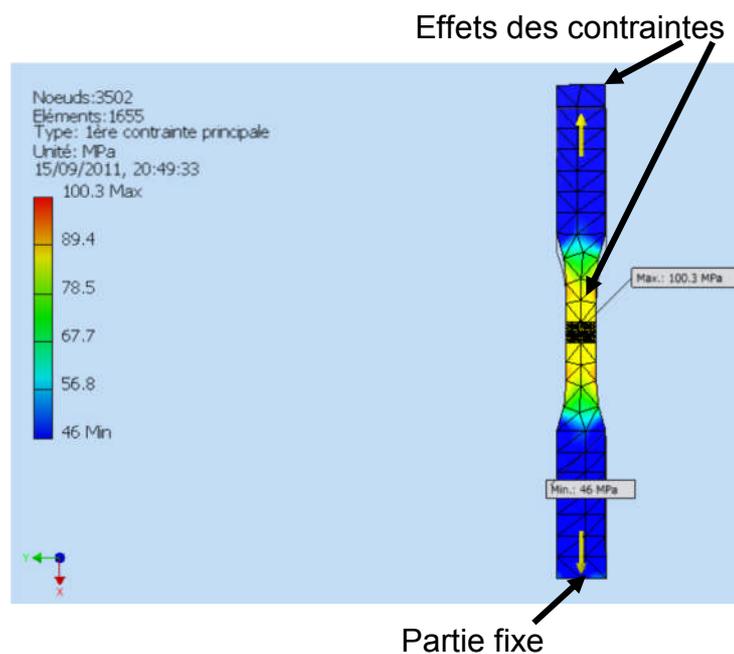
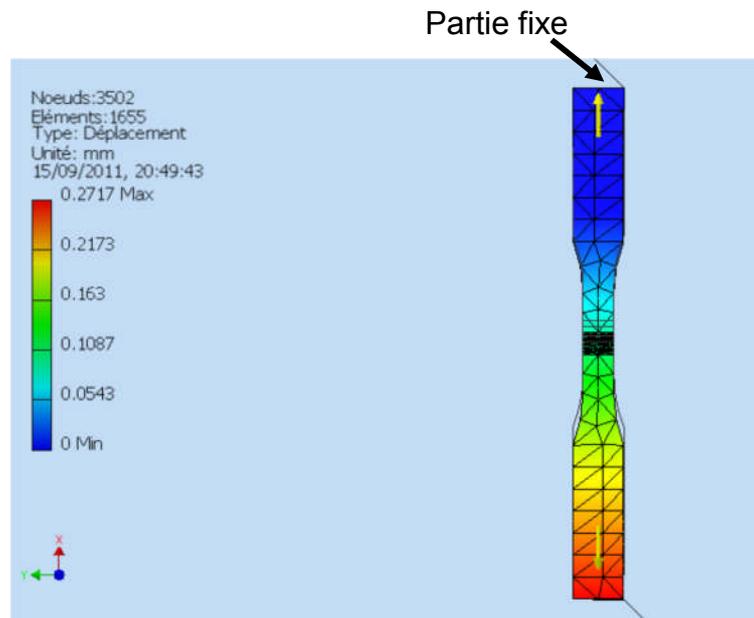
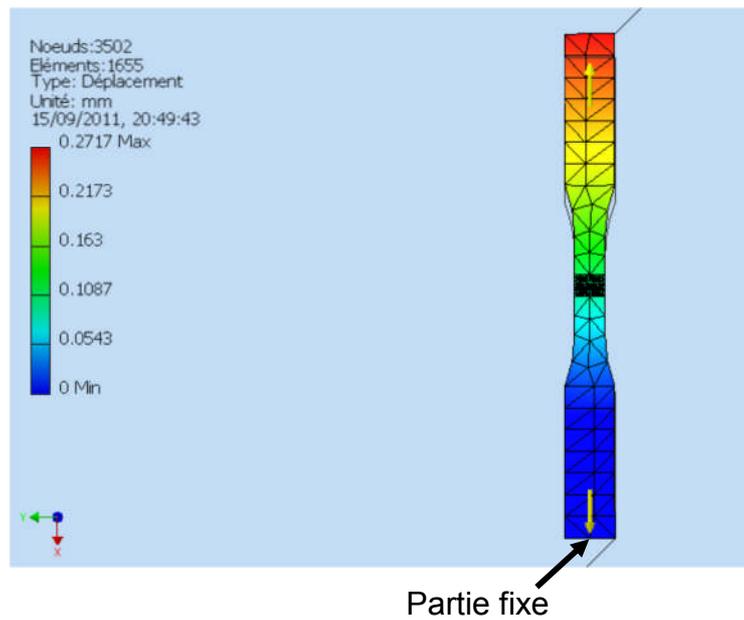


Figure 5.26 : Illustration de la 2^{ème} contrainte principale (Force2)

Dans la figure 5.26, une partie de la zone élastique est montrée (représentée par les couleurs bleue et jaune). En augmentant la contrainte, l'éprouvette risque de se rompre (couleur rouge et où la contrainte est maximale).

c) Déplacement :**Figure 5.27 :** Illustration du déplacement (force1)**Figure 5.28 :** Illustration du déplacement (Force2)

d) Contrainte xx :

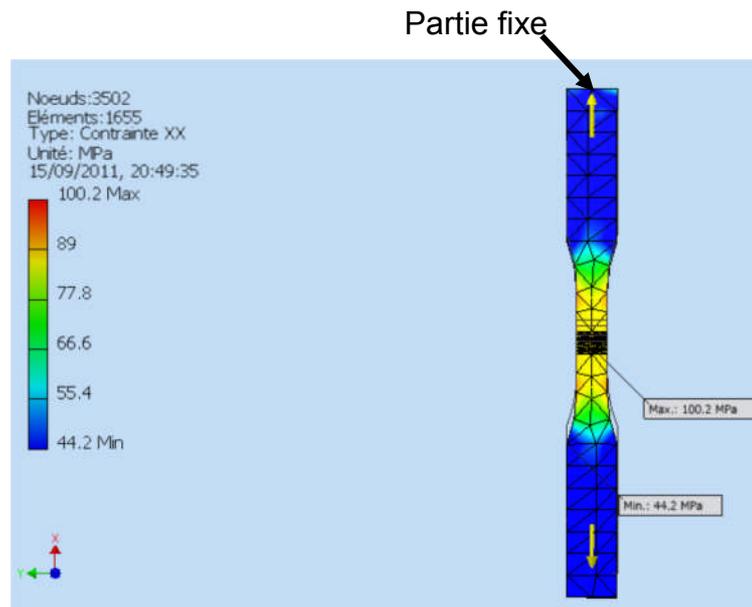


Figure 5.29 : Illustration de la contrainte xx (force1)

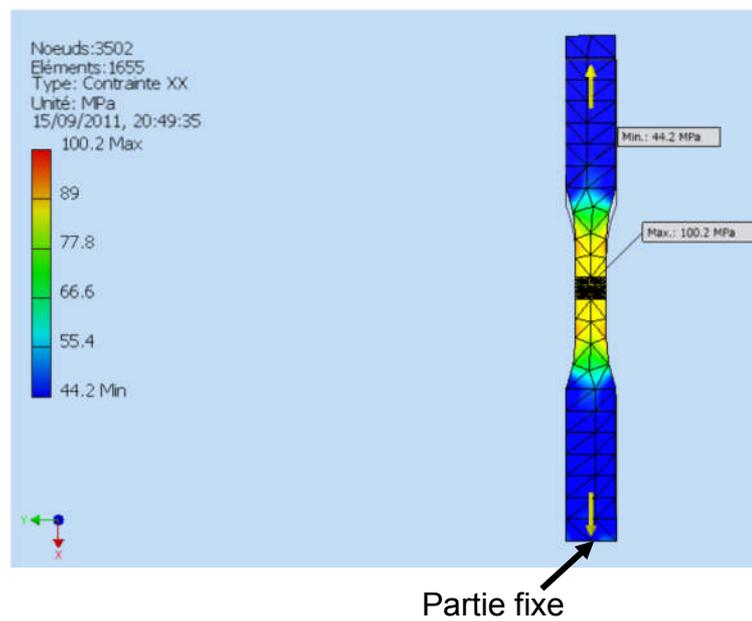


Figure 5.30 : Illustration de la contrainte xx (Force2)

e) Déformation équivalente :

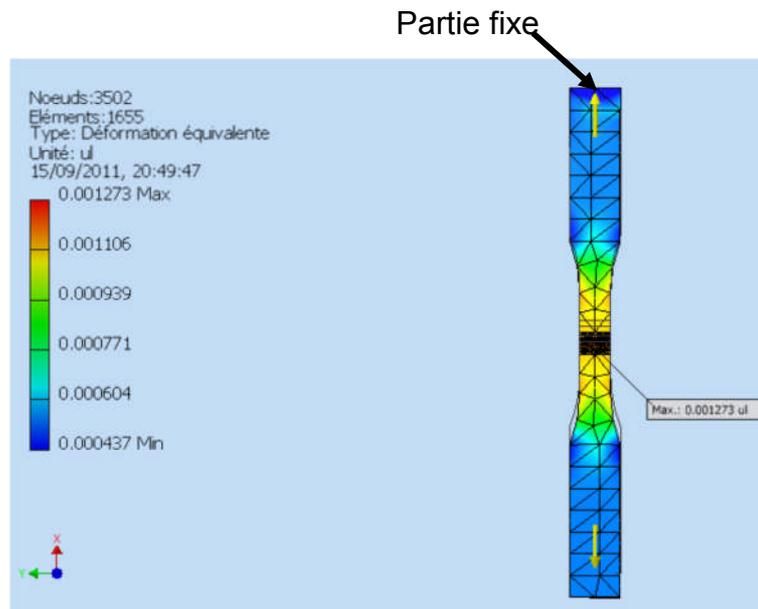


Figure 5.31 : Illustration de la contrainte xx (force1)

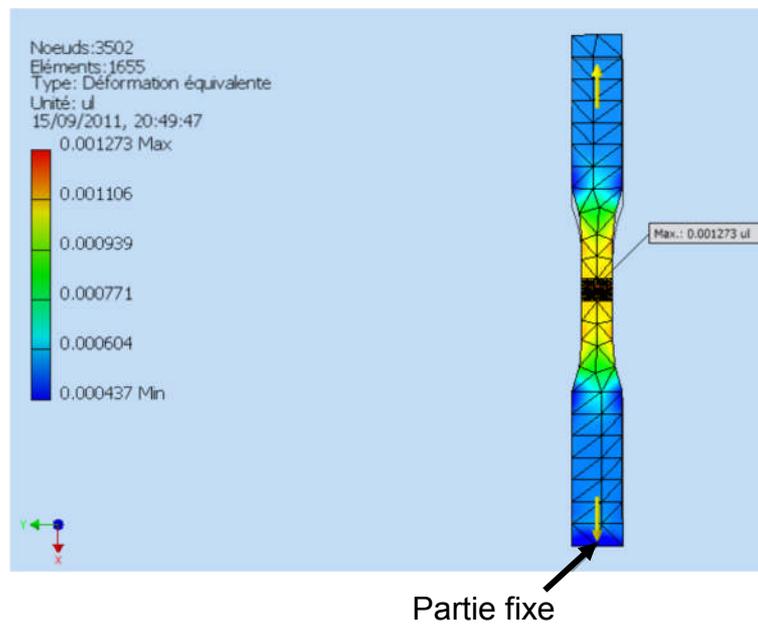


Figure 5.32 : Illustration de la contrainte xx (Force2)

Ces différentes figures montrent : les contraintes, déplacements et déformations lors des différentes sollicitations. Les différents couleurs utilisées montrent l'intensité de ces sollicitations.

En atteignant une charge maximale, on risque d'obtenir une rupture (couleur rouge). Ce logiciel nous permet d'obtenir cette valeur maximale mais malheureusement, la rupture ne peut pas être illustrée.

La taille du cordon de soudure modélisé est la même que celle des éprouvettes utilisées lors de l'essai de traction. Trois zones furent utilisées : métal de base, zone affectée thermiquement et zone fondue.

On considère que ces zones sont parfaitement solidaires, le déplacement est continu et la contrainte normale est transmise.

L'entrée du calcul est la charge appliquée dans chaque zone.

Aucun modèle d'endommagement n'est introduit.

En comparant la partie expérimentale et la partie simulation, on constate que cette dernière reproduit presque les mêmes les résultats expérimentaux.

A titre d'exemple, la charge maximale utilisée lors de l'expérience est de 90,47 MPa tandis que celle de la simulation est de 99,26 MPa.

Cette différence est peut être due à une mauvaise application de l'essai de traction (défaut de l'éprouvette, mauvais placement de l'éprouvette,...) tandis que la simulation de l'essai de traction permet de reproduire le comportement global de manière très satisfaisante.

Les figures 5.33 et 5.34 représentent l'éprouvette sollicitée par une charge maximale. Cette charge, représentée par la couleur rouge, est de 99,26 MPa.

Au-delà de cette valeur, on obtient une rupture.

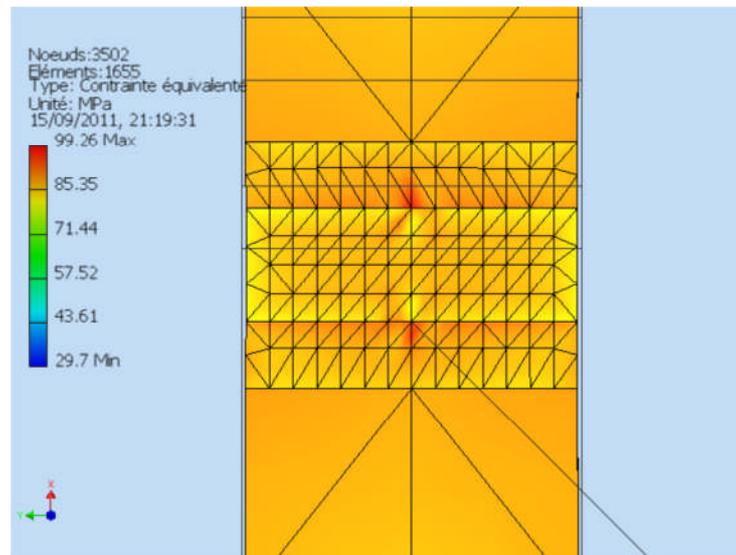


Figure 5.33 : Sollicitation maximale dans la zone fondue (force1)

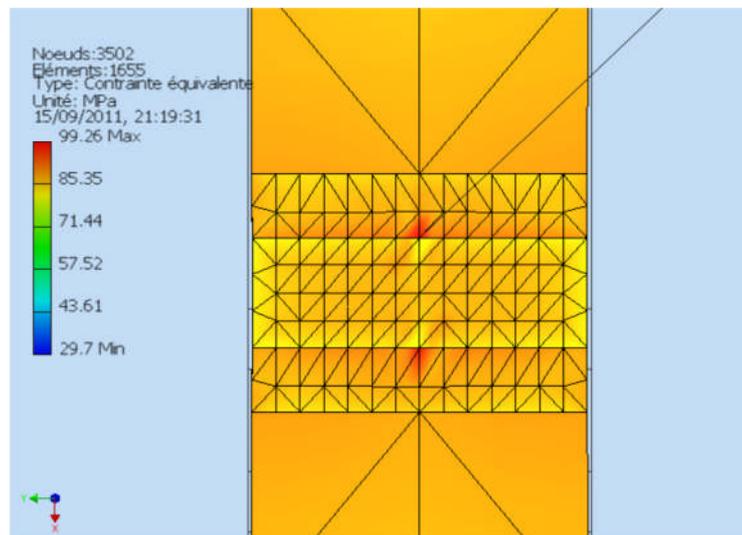


Figure 5.34 : Sollicitation maximale dans la zone fondue (Force2)

De cette étude, on conclut que :

- La charge maximale de l'expérience et de la simulation est presque identique (acceptable),
- La rupture (pour les deux cas) s'est déroulée au niveau de la zone fondue montrant la fiabilité des résultats et le bon déroulement de l'essai de traction,
- La simulation est plus fiable du fait que toutes les conditions sont réunies. Elle ne fait que confirmer d'une manière globale, les résultats obtenus lors de l'expérience. De la même manière, les profils des différents changements (élasticité, plasticité et ductilité) suivent approximativement des variations identiques.

CONCLUSION GENERALE

Dans le cadre de notre étude, 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 α et β , 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 TIG 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.

En premier lieu, nous avons étudié de manière détaillée la microstructure résultant du procédé de soudage TIG 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 loin du cordon de soudure non affectée par le soudage dont les caractéristiques sont les mêmes que celles du matériau de base, une zone proche du cordon de soudure où la dissolution a été complète et où des zones GP ont re-précipité lors du refroidissement de la soudure et une zone intermédiaire où la dissolution n'est que partielle et où de la coalescence a pu être observée dans le cas de l'état de notre alliage à savoir T6. Il faut noter que cette coalescence affecte uniquement la zone où la température a été la plus élevée au cours du cycle thermique. Ces changements constatés dans la microstructure sont causés par l'effet Joule du procédé de soudage TIG,

- En utilisant la microdureté, 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 à celle de la zone fondue. Aussi et en conséquence logique des différences microstructurales après soudage, on a constaté que l'état initial de notre alliage soudé (avant l'application des traitements thermiques : mise en solution, trempé à l'eau et revenu) réagit de manière très différente au traitement thermique post-soudage.

L'étude des relations structures/propriétés mécaniques du cordon de soudure TIG 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 cas de notre alliage, plusieurs séquences de décomposition de la solution solide sont possibles faisant intervenir des phases métastables et stables:

Solution solide \longrightarrow Zones GP \longrightarrow Phase métastable η' \longrightarrow Phase stable η (MgZn_2)

Solution solide \longrightarrow Phase métastable T' \longrightarrow Phase stable T

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 TIG, 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.

On en conclut de cette application que :

- Le processus de dissolution enrichit la solution solide de la phase α avec Zn, Mg et Cu. Il résulte de l'augmentation de la dureté.
- En se déplaçant de la limite de la zone fondue (ZF) vers la zone du métal de base (MB), le profil de la dureté peut être classé en trois zones :
 1. ZAT (I) ou le niveau de la dureté est bas et constant. Ce qui correspond à une zone ou seulement les zones GP sont présentes. Celles-ci sont formées dans la phase de refroidissement du procédé de soudage.
 2. ZAT (II) ou la zone de transition est caractérisée par une diminution de la dureté et ou 2 processus apparaissent :
 - c) Une dissolution partielle des précipités initialement présents,
 - d) Une transformation des phases métastables vers des phases plus stables ($h' \rightarrow h$),

3. L'état du métal de base (MB) reste intact et où la microstructure reste la même lors du procédé de soudage.

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) 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.

Dans la dernière partie de notre travail, nous avons procédé à une simulation numérique de nos résultats expérimentaux. Deux différentes méthodes ont été utilisées séparément. La première, plan des expériences, a concerné l'essai de résilience et la seconde, logiciel Autodesk Inventor, l'essai de traction.

Lors de l'application de ces méthodes, on a constaté que la modélisation numérique des liaisons des assemblages est difficile en raison des grandes déformations, des modifications thermiques ou des frottements qu'elles subissent.

De cette méthode des plans des expériences, on conclut que :

- La variation de l'épaisseur agit beaucoup plus que la variation de la température dans l'augmentation de la résilience,
- Le maintien de la température et de l'épaisseur à leurs valeurs moyennes permet une diminution de la résilience,
- En augmentant l'épaisseur de l'éprouvette, la résilience augmente rapidement car plusieurs zones et contours sont traversés. Le passage de 0 °C à 60 °C entraîne une augmentation minimale de la résilience,
- La zone fondue résiste moins aux chocs que le métal de base et la ZAT,
- La prédiction de toute valeur de la résilience peut se faire dans le domaine d'expérience même en cas de non réalisation des expériences.

De l'application du logiciel Autodesk Inventor, on conclut que :

- La charge maximale de l'expérience et de la simulation est presque identique,
- La rupture s'est déroulée au niveau de la zone fondue montrant la fiabilité des résultats.

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 TIG. Elle nous a permis de distinguer les caractéristiques de l'évolution de la structure lors de l'application du procédé de soudage TIG dans les différentes zones (métal de base, zone affectée thermiquement et zone fondue) en fonction de l'état initial de l'alliage. On peut conclure que :

- L'application du procédé de soudage TIG 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 (2 et 2,5 mm) 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 η' ,
- 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,
- La séquence de précipitation dans notre alliage ayant un durcissement maximal appartenant au système AlZnMg (Cu) reste toujours ouverte à de nouvelles études. La recherche bibliographique a montré que cette séquence varie d'un alliage à un autre. Cette séquence de précipitation reste la plus complexe et la plus controversée dans ce type d'alliage.

LISTE DES SYMBOLES ET DES ABREVIATIONS

λ	:	Conductivité thermique
ρ	:	Résistivité
T	:	Température
t	:	Temps
α	:	Diffusivité thermique du matériau
ρc	:	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
θ	:	Angle entre la direction de soudage et la direction de croissance des cristaux
d	:	Distance réticulaire
θ	:	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

Références

- [1.1] 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
- [1.2] J.Lanthony, Aluminium et alliages légers, Ed. Presses universitaires de France, Paris, pp 55, 1984
- [1.3] J.Barralis et G.Maeder, Métallurgie, élaboration, structures-propriétés, normalisation, Afnor, Edition Nathan, septembre 2004
- [1.4] R.Develay, Propriétés de l'aluminium et des alliages d'aluminium corroyés, ENS d'électrochimie et d'électrometallurgie de Grenoble, 1996
- [1.5] M.Bernard, Cours de chimie minérale, 2^{ème} édition, Ed Dunod, 1994
- [1.6] J.Embury and R.Nicholson, The nucleation of precipitates: The system Al-Zn-Mg, *Acta Metallurgica*, 13 (4), pp 403-417, April 1965
- [1.7] W.Richards, Aluminium, Its history, occurrence, properties, metallurgy and application, including its alloys, 2009
- [1.8] 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
- [1.9] B.Dubost et P.Sainfort, Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium, *Techniques de l'ingénieur*, M240, 1985
- [1.10] J.D.Embury, and R.B.Nicholson, *Acta Metall.* 13, 403, 1965
- [1.11] Y.HUNSICKER, La métallurgie des traitements thermiques de l'Aluminium, vol 1, pp 109-61, 36 fig., bibl. 29 réf, 1967
- [1.12] K.Wilfried, Introduction à la science des matériaux, 2^{ème} édition presses polytechniques et universitaires romandes, 1991
- [1.13] R.Develay, Traitement thermiques des alliages d'aluminium. *Techniques de l'ingénieur*. M1290, M1291, 1986
- [1.14] 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
- [1.18] C.E.Lyman and J.B.Vander Sande, A Transmission Electron Microscopy Investigation of the Early Stages of Precipitation in an Al-Zn-Mg Alloy, Metallurgical Transactions A, 7A: 1211-1216, 1976
- [1.19] J.J.Thompson, E.S.Tankins and V.S.Agarwala, A heat treatment for reducing corrosion and stress corrosion cracking susceptibilities in 7XXX aluminium alloys, Material Performance, 26: 45-52, 1987
- [1.20] K.Hono, N.Sano and T.Sakurai, Quantitative atom-probe analysis of some aluminum alloys, Surface science, pp 350-357, Vol. 266, 1992
- [1.21] F.R.Fickett, Cryogenics 11, 349, 1971
- [1.22] O.Blaschko, G.Ernst, P.Fratzl, M.Bernole and P.Auger, Acta Metall. 30, 547, 1982
- [1.23] G.Dlubek, Mat. Sc. Forum 13-14, 11, 1987
- [1.24] P.Nagy, E.Kovacs-Csetenyi, T.Turmezey, G.Honyek, I.Kovacs and J.Lendvai, Aluminium 84, 368, 1984
- [1.25] T.Ungar, J.Lendvai and I.Kovacs I, Aluminium 55, 663, 1979
- [1.26] B.Dubost and P.Sainfort, Techniques de l'Ingénieur, 1991
- [1.27] G.Thomas and J.Nutting, Journal Inst. Metals 88, 81, 1959
- [1.28] S.P.Ringer and K.Hono, Microstructural evolution and age hardening in aluminium alloys, atom probe fieldion microscopy and transmission electron microscopy studies, Materials Characterization, 44: 101-131, 2000
- [1.29] D.Dumont, W.Lefebvre, B.Doisneau-Cottignies and A.Deschamps, Characterisation of the composition and volume fraction of h' and precipitates in an
- [1.30] Poulou, Morral and M.Evily, Stress corrosion crack velocity and grain boundary precipitates in an Al-Zn-Mg alloy." Metallurgical transactions, 4: 2413-2421, 1974
- [1.31] L.F.Mondolfo, Metals and Materials 5, pp 95, 1971
- [1.32] H.P.Degisher, W.Lacom, A.Zahra and C.Y.Zahra, Zeitschrift fur metallkunde, volume 71, pp 231, 1980
- [1.33] D.S.Thompson, Metallurgical transactions, volume 6A, pp 677, 1975
- [1.34] M.Niinomi and T.Kobayashi, Zeitschrift. für Metallkunde, pp 39, 1987

- [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] J.L.Fanchon, Guide de mécanique, Sciences et technologie industrielles, Edition Nathan, Paris, 2008
- [2.4] A.Dhooge, Techniques d'assemblage : le soudage ; Métallerie 65, spécial soudage, avril 2004
- [2.5] Rocardier, Cours technologie, Cours de soudure TIG, 2009
- [2.6] CETIM, Mécanosoudage, ISBN 2-85400-146-X, 1989.
- [2.7] J.Barralis et G.Maeder, Métallurgie, élaboration, structures-propriétés, normalisation, Afnor, Edition Nathan, septembre 2004
- [2.8] W. F. Savage and E. F Nippes, A Study of Weld Interface Phenomena in a Low alloy steel, Welding Journal Research Supplement, pp 260s-268s, 1976
- [2.9] Frigaard, Grong and O.T. Midling. Metallurgical and materials transactions A, vol.32A, pp1189, 2001
- [2.10] R.Blondeau, Procédés et application industrielle du soudage, Hermès science publication, Paris, 2001
- [2.11] R.W.Messler Jr, Principles of welding, John Willey and Sons Edition, pp 50-55, New York, 1999
- [2.12] D.Kaplan et G.Murry, Les phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques dans la zone affectée par la chaleur en soudage, Edition Lavoisier, 2001
- [2.13] D.Roshental, the theory of moving sources of heat and its application in metals treatments, Transactions ASME, volume 68, pp 849, 1946
- [2.14] N.Rykaline, Calcul des processus thermiques de soudage, Soudage et Techniques connexes, N°1-2, 1961
- [2.15] M.Clyde and C.M.Adams, Cooling rates and peak temperatures in fusing welding, welding research Supplement, mai 1958
- [2.16] Grong, Metallurgical modelling of welding, edited by Bhadeshia HKDH, 2nd edition, 1996

- [2.17] 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, pp.215-221, 1998
- [2.18] 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
- [2.19] 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
- [2.20] 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
- [2.21] L.Cretteur, N.Perry and S.K.Marya, Development of actives flux for superior GTA and Laser Welds, MATEHN'98, Romanian 2nd International Conference On Materials And Manufacturing Technologies, CLUJ-NOPOCA, vol.2 ISBN 973-98701-2-0, pp 927-933, September, 1998
- [2.22] Callister et D.William, Science et génie des matériaux, Mont-Royal, Modulo xvii, Québec, pp 781
- [2.23] Easterling, Introduction to the physical metallurgy of welding, edition butterworths, 1983
- [2.24] N.Toyoda, Proceedings of the workshop Manufacturing and its control, University of Osaka, Tokyo, July 1992
- [2.25] X.Longaygue, D.Kaplan, T.Maurickx, Etude paramétrique de l'influence des facteurs d'hétérogénéité mécanique sur le comportement en service des assemblages soudés, Revue de Métallurgie, CIT, juin 1994
- [2.26] Rocardier, Cours de soudure TIG, cours technologie, 2009
- [2.27] CETIM, Mécanosoudage, ISBN 2-85400-146-X, 1989
- [2.28] Walid El Ahmar, Thèse de Doctorat, Robustesse de la simulation numérique du soudage TIG de structure 3D en acier 316L, 2007
- [2.29] R.W.Messler Jr, Principes de soudage, Edition John Willey & Sons, New York, pp 50-55, 1999
- [2.30] R.Varisellaz, Eléments de conception et de réalisation du soudage, Edition Dunaud, 1987
- [2.31].M.Courbière, Classement des alliages soudables et leur métallurgie, 1996
- [2.32] B.Paul and Dickerson, Welding of aluminum, aluminum company of America, ASM Handbook Volume 6, Welding, Brazing, and Soldering (ASM International), 1993

[2.33] Dossier pédagogique, L'âge de l'aluminium, la turbine CCSTI, 2005/2006

[3.1] J.Cornu, Traité de soudage automatique, volume 2 procédés Hermes, 1985

[3.2] C.M.ADAMS Jr., Cooling rates and peak temperatures in fusion welding, Welding journal 37, pp 210-215, 1958

[3.3] M.Temmar, Module de fabrication mécanique, département de mécanique, Université Saad Dahlab de Blida, Blida, 2004

[3.4] C.Verdu, Initiation aux méthodes d'expertise de la rupture des matériaux, INSA, GEMPPM, Lyon

[3.5] I.J.Polmear, Aluminium alloys, materials forum volume 28, Edition J.F.Nie, A.J.Morton and B.C.Muddle, 2004

[3.6] J.Barralis and G.Maeder, Précis de métallurgie, Communications actives 5^{ème} édition, pp 128-134, Paris, 1975

[3.7] L.E.Svensson et L.Karlesson, Proceedings of 1st International on friction stir welding, Thousand Oaks, California, USA, June 1999

[3.8] L.E.Murr, G.Liu et J.C.McClure. Journal of Materials Science, 1998, vol.33, page 1243, 1998

[3.9] J.Friel, X-Ray and image analysis in electron microscopy, Princeton Gamma-Tech, 1995

[3.10] C.S. Barret, Structure des métaux, Dunod, page 397, Paris, 1957

[3.11] V.Hauck, C.Genzel, Structural and résiduel stress analysis by non destructive methods, Elsevier, page 435, 1997

[3.12] W.L.Bragg, Macmillan, pp 18, New York, 1934

[3.13] G. Bussu et P.E. Irving. Proceedings of 1st International on Friction Stir welding, Thousand Oaks, California, USA, June 1999

[4.1] T.Inoue et Z.Wang, Coupling between stress, temperature and metallic structures during processes involving phases transformations. Material science and Tech, vol.1, pp 845–850, 1985

[4.2] J.H.Devlation, W.E.Wood, principles of joining metallurgy, metals handbook Ninth Edition, vol 6, pp 21-49, 1983

[4.3] A.F.Giamei, E.H.Kraft, F.D.Lemkey, New trends in materials processing, American society for metal, Metals Park, OH (1976), pp 48

- [4.4] C.Ferdinand, Thèse de doctorat, Mise en oeuvre et caractérisation d'assemblages soudés par procédés TIG et laser des toles d'alliages de titane réfractaires, Toulouse, novembre 2005
- [4.5] C.Beckermann, Macroseggregation ASM Handbook Committee, p 348-352, 2008
- [4.6] J.A.Brooks, K.W.Mahin, Solidification and structure of welds, Materials processing Theory and practices, volume 8, pp 35-78, 1990
- [4.7] T.Ma, G.Den Ouden, Softening of Al-Zn-Mg aluminium alloys due to welding. J Mater Sci Eng A, A 266, pp 198-204, 1999
- [4.8] SP.Ringer, T.Sakurai, IJ.Polmear, Origins of hardening in aged Al-Cu-Mg-(Ag) alloys. J Acta Mater, 45(9), pp 3731-44, 1997
- [4.9] T.Marlaud, A.Deschamps, F.Beley, W.Lefebvre, B.Baroux, Evolution of precipitate microstructures during the retrogression and re-ageing heat treatment of an, Al-Zn-Mg-Cu alloy. J Acta Mater, 58, pp 248-60, 2010
- [4.10] L.K.Berg, V.Hansen, GP-zones in Al-Zn-Mg alloys and their role in artificial aging, J Acta Mater, 49, 3442-51, 2001
- [4.11] K.Hono, T.Sakurai, I.J.Polmear, Pre-precipitate clustering in an AlCuMgAg alloy. J Scripta Metal et Mater, 30(6), 695-700, 1994
- [4.12] J.K.Park, A.J.Ardell, Microstructures of the commercial 7075 Al alloy in the T651 and T7 tempers, J Metal Trans A, 14(10), pp 1957-65, 1983
- [4.13] J.Gjønnnes, C.J.Simensen, An electron microscope investigation of the microstructure in an aluminium-zinc-magnesium alloy, J Acta Metal, 18(8), pp 881-90, 1970
- [4.14] L.E.Svensson, L.Karlesson, Proc. 1st International on Friction Stir Welding, Thousand Oaks, California, USA, June 1999
- [4.15] 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
- [4.16] T.L.Gall, Metal handbook, In: Howard E. Boyer, editor. ASM, pp 36.7-10, 1995
- [4.17] E.Macherauch, H.Wohlfahrt et, U.Wolfstieg, Zur Zweckmassigen, Definition von Eigenspannungen, HTM, 28, pp.201-302, 1973
- [4.18] 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

[4.19] M.Nicolas et A.Deschamps , Acta Materialia 51, 6077-6094, 2003

[4.20] 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

[5.1] G.A.Taylor, M.Hughes, N.Strusevich and K.Pericleous, Finite volume methods applied to the computational modelling of welding phenomena, Applied mathematical modelling, vol 26, pp 309-320, 2002

[5.2] M.G.Vigier, Pratique des plans d'experience, les editions d'organisation, pp 190, 1988

[5.3] Jacques Goupy, Plans d'experiences pour surfaces de réponse, Edition Dunod, 2001

[5.4] American Supplier Institute, Inc, Orthogonal arrays and linear graphs, ASI, 1987

Annexe 2.1

Principaux procédés de soudage:

Les procédés de soudage sont nombreux et le plus souvent complémentaires les uns des autres. Le soudage au chalumeau est recommandé pour les travaux délicats, sa mise en œuvre est simple à l'atelier ou sur un chantier. Le chalumeau oxyacétylénique est préconisé pour le brasage et le soudobrasage.

- **Soudage à l'arc électrique:**

Ce soudage est le plus utilisé industriellement en soudage autogène. La fusion, très localisée, amène moins de déformation que le chalumeau et une grande productivité.

Inconvénient: un refroidissement rapide générateur de contraintes internes et de déformations parfois difficiles à corriger.

La fusion du métal d'apport et des pièces à assembler est obtenue par un arc électrique jaillissant entre une électrode et les pièces à souder.

Techniques les plus caractéristiques:

a) Soudage à l'électrode enrobée: L'électrode, dirigée manuellement, est fusible et fournit le métal d'apport. L'enrobage assure un rôle protecteur et son épaisseur permet de jouer sur la forme du cordon, concave ou convexe.

b) Soudage MIG (Metal Inert Gas): Encore appelé semi-auto, il est très adapté à la petite industrie: facile d'emploi et arc visible:

Il utilise une électrode fusible (fil se déroulant automatiquement) travaillant en atmosphère inerte (gaz protecteur: argon, argon + hélium, etc,...) afin de protéger le bain de fusion.

c) Soudage MAG (Metal Active Gas): Variante du MIG utilisant un mélange de gaz carbonique CO₂ et d'argon adaptée au soudage des aciers de construction au carbone.

d) Soudage TIG (Tungsten Inert Gas): Variante des précédents, plus productive et utilisant une électrode réfractaire ou non fusible en tungstène. Le métal d'apport est amené manuellement (baguette) ou automatiquement (fil déroulé).

Il remplace le soudage par points.

e) Soudage au plasma: apparenté au TIG, il utilise un arc étranglé dans une tuyère avec un gaz inerte. Le dard obtenu, très brillant et très chaud, permet à la fois le découpage (plus rapide que l'oxycoupage) et le soudage.

- **Soudage par résistance:**

Les pièces à assembler sont maintenues en contact par un effort de compression puis soudées par recouvrement ou bout à bout sans métal d'apport. La fusion est provoquée par effet Joule: courant de forte intensité sous basse tension. Après coupure du courant, l'effort de compression, toujours appliqués, « forge » la soudure.

Dans ce procédé, la précipitation de la chaleur dégagée se fait en fonction de:

- La résistance des pièces,
- La résistance de contact.

a) Soudage par points: Très utilisé en grande et petite série, rapide, il est réalisé entre deux électrodes. La fusion se produit à la frontière entre les deux pièces à souder.

b) Soudage à la molette: Variante du précédent permettant de réaliser des assemblages plans, cylindriques ou coniques et des soudures continues ou discontinues. Les électrodes sont remplacées par des molettes tournantes.

c) Soudage par bossage: Autre variante permettant de souder par plusieurs points en même temps. Les électrodes sont remplacées par des plateaux permettant de souder des formes en treillis, des tubes superposés et croisés,...

d) Soudage en bout: Les pièces à souder, maintenues par des mâchoires, sont mises en contact puis chauffées soit par effet Joule (petites sections), soit par étincelage (par création de petits arcs électriques pour grosses sections). Après coupure du courant, un refoulement « forge » la soudure.

- **Procèdes divers:**

Ils sont nombreux: soudage par friction, par diffusion, par explosion, par ultrasons, par pression à froid...

a) Soudage par faisceau d'électron: Il se caractérise par la qualité de la soudure et est particulièrement intéressant pour le soudage des grosses épaisseurs, jusqu'à 250 mm. Le soudage doit être réalisé sous vide et l'énergie nécessaire est obtenue par transformation en chaleur de l'énergie cinétique d'électron venant frapper les matériaux à souder.

b) Soudage au laser: L'émission d'énergie produite sous forme lumineuse (photons) est récupérée puis amplifiée par des résonateurs optiques (miroirs à réflexion) puis focalisée afin d'obtenir une forte concentration d'énergie sur une très petite surface. Le soudage est limité aux petites épaisseurs, 10 mm maxi. Il permet le découpage et les traitements de surface.

Annexe 2.2

Diamètre de l'électrode (mm)	Courant continu		Courant alternatif	
	Polarité directe Tungstène pur ou thorié (A)	Polarité Inverse Tungstène pur ou thorié (A)	Tungstène μ (A)	Tungstène thorié (A)
0.5	5 à 20	10 à 20	5 à 20
1	15 à 18	20 à 30	20 à 60
1.6	70 à 150	10 à 20	30 à 80	60 à 120
2.4	150 à 250	15 à 30	60 à 130	100 à 180
3.2	250 à 400	25 à 40	100 à 180	160 à 250
4	400 à 500	40 à 55	160 à 240	200 à 320
4.8	190 à 300	290 à 390
6.4	250 à 400	340 à 525

Tableau A.1: Emploi des électrodes en tungstène en soudage TIG

Annexe 2.3

alliage	états	Soudabilité		
		Au gaz	A l'arc	A la résistance, p point ou à la mollette
1100	O	A	A	B
	H12, H14, H16, H18	A	A	A
1350	O	A	A	B
	H11, H111, H14, H24, H16, H26, H18	A	A	A
2014	O	D	D	B
	T3, T4, T451, T6 T651, T6510, T6511	D	B	B
2024	O	D	D	D
	T4, T3, T351, T3510, T3511	C	B	B
	T361, T6, T861, T81, T851, T8510, T8511, T72	D	C	B
3003	O	A	A	B
	H12, H14, H16, H18, H25	A	A	A
3004	O	A	A	B
	H32, H34, H36, H38	A	A	A
5052	O	A	A	B
	H32, H34, H36, H38	A	A	A
5083	O	C	A	B
	H321, H111, H116	C	A	A
5086	O	C	A	B
	H32, H34, H36, H38, H111, H116	C	A	A
6005	T1, T5	A	A	A
6061	O	A	A	B
	T4, T451, T4510 T4511, T6, T651, T652, T6510, T6511	A	A	A
6063	T1, T4, T5, T452 T6, T83, T831, T832	A	A	A

7005	T53	C	A	A
7050	T73510, T73511, T74, T7451, T74510, T74511, T7452, T7651, T76510, T76511	D	C	B
7075	O	D	C	B
	T6, T651, T652, T6510, T6511, T73, T7351	D	C	B

Tableau A.2 : Facilité du procédé de soudage des différents alliages d'aluminium

Avec :

A = Généralement soudable par toutes les méthodes et les procédures commerciales,

B = Soudable avec des techniques spéciales ou pour des applications spéciales qui justifient des procédures spécifiques,

C = Soudabilité limitée pour cause de *crack sensitivity* ou des pertes de résistance à la corrosion,

D = Aucune méthode commune de soudage n'a été développée.

Annexe 2.4

Base Metal	319.0 333.0 354.0 355.0 380.0	356.0 357.0 359.0 413.0 444.0 443.0	511.0 512.0 513.0 514.0	7005 k 7039 710.0 711.0 712.0	6070	6061 6063 6101 6201 6151 6351 6951	5456	5454	5154 5254 a	5086	5083	5052 5652 a	5005 5050	3004	2219 2519	2014 2036	1100 3003	1060 1070 1080 1350
1060 1070 1080 1350	4145 c,i	4043 l,f	5356 c,e,j	5356 c,e,j	4043 l	4043 l	5356 c	4043 l	5356 c,e,l	5356 c	5356 c	4043 l	1100 c	4043	4145	4145	1100 c	1188 j
1100 3003	4145 c,i	4043 l,f	5356 c,e,j	5356 c,e,j	4043 l	4043 l	5356 c	4043 e,l	5356 c,e,l	5356 c	5356 c	4043 e,l	4043 e	4043 e	4145	4145	1100 c	
2014 2036	4145 g	4145			4145	4145									4145 g	4145 g		
2219 2519	4145 g,c,i	4145 c,l	4043 l	4043 l	4043 f,l	4043 f,l	4043	4043 l	4043 l	4043 l	4043	4043 l	4043	4043	2319 c,f,j			
3004	4043 i	4043 i	5654 b	5356 e	4043 e	4043 b	5356 e	5654 b	5654 b	5356 e	5356 e	4043 e,l	4043 e	4043 e				
5005 5050	4043 i	4043 i	5654 b	5356 e	4043 e	4043 b	5356 e	5654 b	5654 b	5356 e	5356 e	4043 e,l	4043 d,e					
5052 5652	4043 i	4043 b,j	5654 b	5356 e	5356 b,c	5356 b,c	5356 b	5654 b	5654 b	5356 e	5356 e	5654 a,b,c						
5083		5356 c,e,j	5356 e	5183 e	5356 e	5356 e	5183 e	5356 e	5356 e	5356 e	5183 e							
5086		5356 c,e,j	5356 e	5356 e	5356 e	5356 e	5356 e	5356 b	5356 b	5356 e								
5154 5254 a		4043 b,j	5654 b	5356 b	5356 b,c	5356 b,c	5356 b	5654 a	5654 a,b									
5454	4043 l	4043 b,j	5654 b	5356 b	5356 b,c	5356 b,c	5356 b	5654 c,e										
5456		5356 c,e,j	5356 e	5556 e	5356 e	5356 e	5556 e											
6061 6063 6101 6201 6151 6351 6951	4145 c,j	4043 f,i	5356 b,c	5356 b,c,i	4043 b,j	4043 b,j												
6070	4145 c,j	4043 f,i	5356 c,e	5356 c,e,j	4043 e,j													
7005 k 7039 710.0 711.0 712.0	4043 i	4043 b,j	5356 b	5356 e														
511.0 512.0 513.0 514.0		4043 b,j	5654 b,d															
356.0 357.0 359.0 413.0 444.0 443.0	4145 c,j	4043 d,l																
319.0 333.0 354.0 355.0 380.0	4145 d,c,i																	

Notes: All filler materials are listed in AWS specification A5.10.

a. Base metal alloys 5652 and 5254 are used for hydrogen peroxide service, 5654 filler metal is used for welding both alloys for low temperature [150°F (65°C)] service.

b. 5183, 5356, 5454, 5556 and 5654 may be used. In some cases they provide improved color match after anodizing, highest weld ductility and higher weld strength. 5554 is suitable for elevated temperature service.

c. 4043 may be used for some applications.

d. Filler metal with the same analysis as the base metal is sometimes used.

e. 5183, 5356 or 5556 may be used.

f. 4145 may be used for some applications.

g. 2319 may be used for some applications.

l. 4047 may be used for some applications.

j. 1100 may be used for some applications.

k. This refers to 7005 extrusions only.

ADDITIONAL GUIDELINES

1. Service conditions such as immersion in fresh or salt water, exposure to specific chemicals, or exposure sustained high temperature [over 150°F (65°C)] may limit the choice of filler metals. Filler alloys 5356, 5183, 5556 and 5654 are not recommended for sustained elevated temperature service.
2. Guide lines in this table apply to gas shielded arc welding processes.
3. Where no filler metal is listed, the base metal combination is not recommended for welding.

Tableau A.3 : Choix du métal d'apport pour le soudage de l'aluminium

Annexe 3.1

Les éprouvettes de traction ont été réalisées d'après la norme ASME section IX.

La figure A.1 représente cette éprouvette :

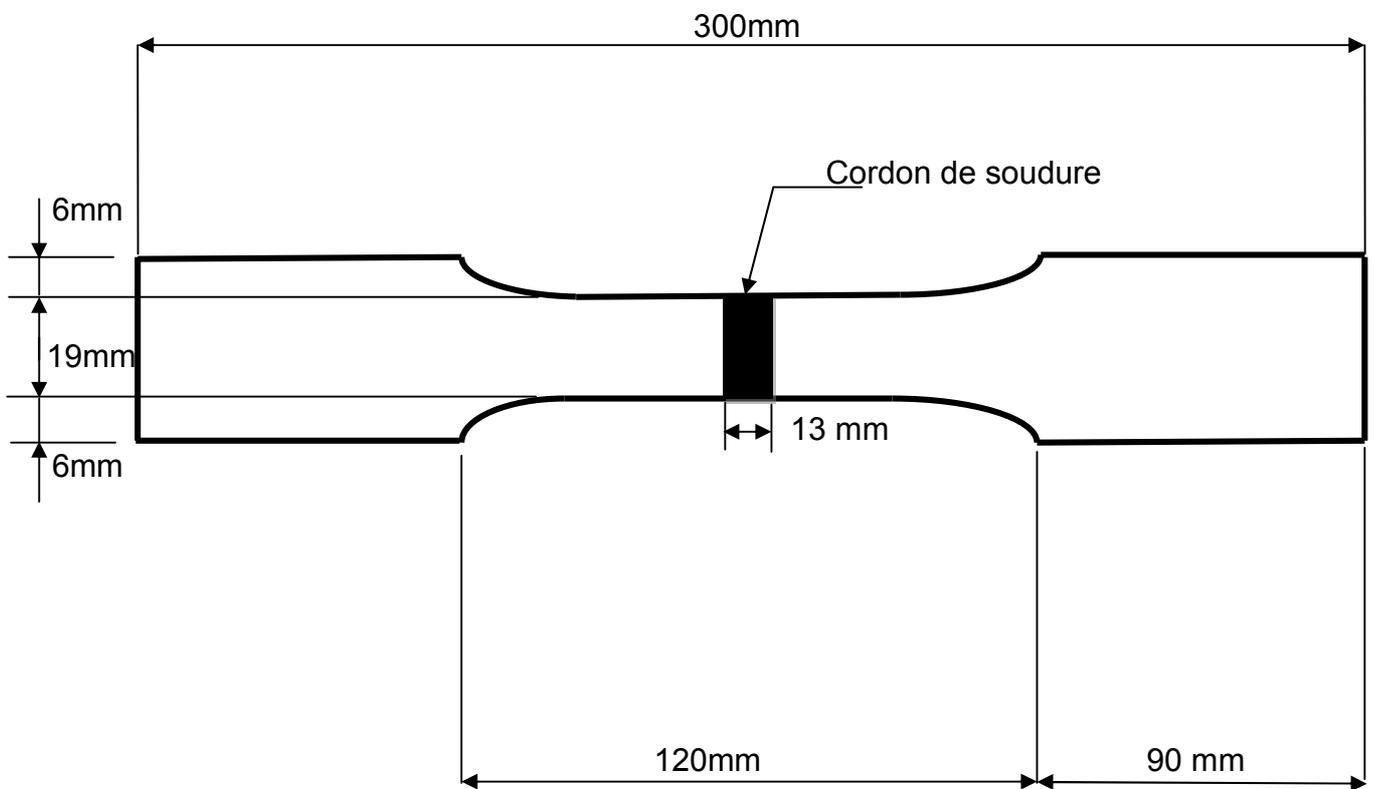


Figure A.1 : Eprouvette de traction normalisée

Annexe 3.1

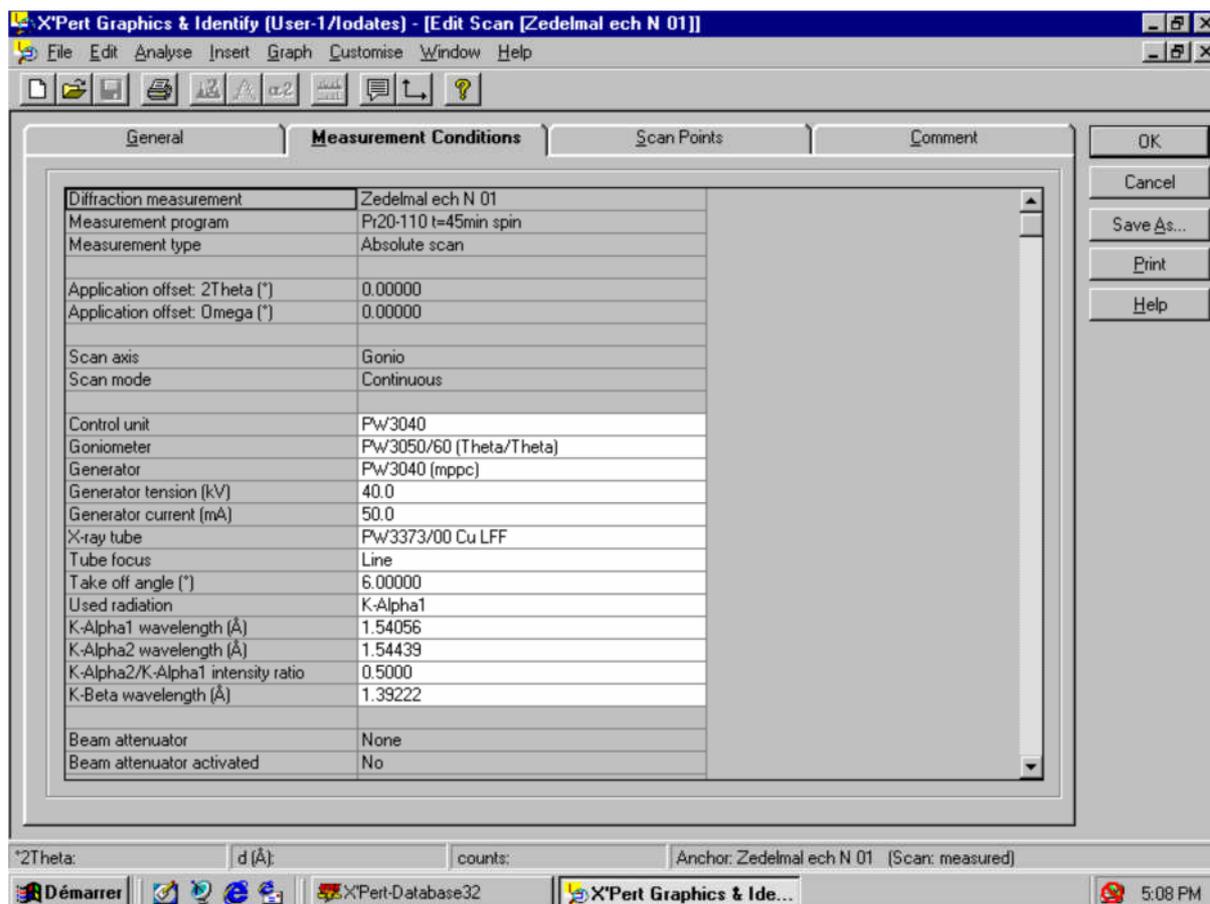


Tableau A.4 : Paramètres de la Diffraction RX

The screenshot shows the 'Edit Peak List' window in X'Pert Graphics & Identify. The window title is 'X'Pert Graphics & Identify (User-1/odates) - [Edit Peak List [Zedelmal ech N 01]]'. The menu bar includes File, Edit, Analyse, Insert, Graph, Customise, Window, and Help. The toolbar contains icons for file operations and analysis. The main area is divided into three tabs: General, Peaks, and Comment. The Peaks tab is active, displaying a table of diffraction peaks. The table has the following columns: Position (*2Theta), d K-Alpha (Å), Rel. Intensity (%), Intensity (counts), Background (counts), Tip Width (*2Theta), and Significance. The data is as follows:

Position (*2Theta)	d K-Alpha (Å)	Rel. Intensity (%)	Intensity (counts)	Background (counts)	Tip Width (*2Theta)	Significance
65.02465	1.43313	13.75	95.17	4.50	0.10000	1.32
66.53395	1.40423	0.66	4.56	4.33	0.06000	0.67
66.66778	1.40174	0.84	5.83	4.31	0.04000	0.86
67.11221	1.39353	1.69	11.72	4.27	0.06000	0.62
69.43776	1.35244	0.43	2.97	4.01	0.08000	0.80
73.48366	1.28764	0.97	6.68	4.50	0.03000	0.61
77.86632	1.22575	24.16	167.18	4.93	0.08000	0.99
77.97295	1.22434	25.34	175.33	4.92	0.04000	0.63
78.17050	1.22174	17.00	117.62	4.91	0.05000	0.80
80.49943	1.19216	0.52	3.56	4.70	0.48000	0.98
81.55612	1.17937	0.92	6.34	4.60	0.02000	0.67
82.11043	1.17280	9.13	63.18	4.55	0.10000	1.66
82.35537	1.16993	4.24	29.33	4.53	0.12000	1.04
84.00660	1.15109	0.25	1.74	4.38	0.05000	0.73
84.36854	1.14707	0.49	3.38	4.36	0.08000	0.67
88.21436	1.10672	0.52	3.61	4.08	0.06000	0.83
89.97370	1.08959	0.55	3.84	4.13	0.40000	1.17
91.71699	1.07338	0.56	3.84	4.31	0.08000	0.60
94.29742	1.05069	0.39	2.70	4.57	0.48000	0.73
95.37398	1.04165	0.26	1.78	4.68	0.32000	0.61
98.62710	1.01581	4.21	29.13	4.77	0.08000	1.20
100.46503	1.00212	0.19	1.33	4.67	0.05000	0.64

At the bottom of the window, there are buttons for OK, Save As..., Insert, Print, Cancel, Parameters..., Delete, and Help. Below the buttons, the status bar shows: *2Theta: d (Å): counts: Anchor: Zedelmal ech N 01 (Scan: measured). The Windows taskbar at the bottom shows the Start button, several application icons, and the system clock showing 3:51 PM.

Tableau A.5 : Paramètres de la Diffraction RX des échantillons soudés et traités (épaisseur = 2 mm)

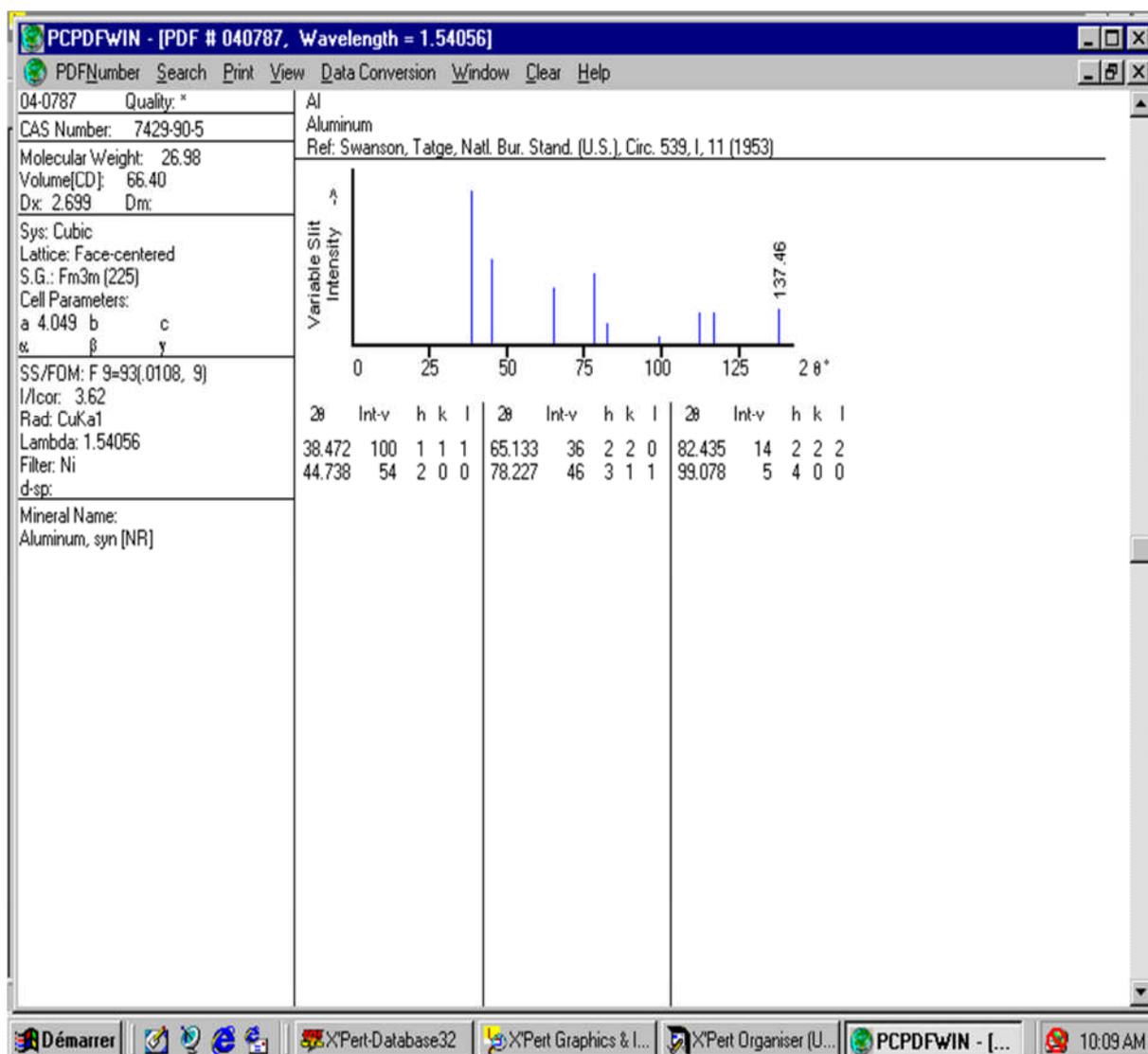


Tableau A.6 : Fichier des références de la Diffraction RX de l'alliage d'aluminium 7075 T6

UNIVERSITE SAAD DAHLAB DE BLIDA**Faculté des Sciences de l'ingénieur**

Département de Mécanique

THESE DE DOCTORAT D'ETAT

En Génie Mécanique

ETUDE DES EFFETS DES TRAITEMENTS THERMIQUES SUR LES PROPRIETES
STRUCTURALES ET MECANIQUES DE L'ALLIAGE D'ALUMINIUM 7075 T6
SOUDE PAR LE PROCEDE DE SOUDAGE TIG

Par :

Mustapha TEMMAR

Devant le jury composé de :

Y.Benkhedda	Professeur, USD de Blida	Président
M.Bounazef	Professeur, U.D.L de Sidi Bel Abbés	Examineur
A.Kellou	Professeur, USTHB de Bab Ezzouar	Examineur
M.Yahi	Maitre de recherche A, C.S.C de Cheraga	Examineur
M.Hadji	Professeur, USD de Blida	Rapporteur
T.Sahraoui	Professeur, USD de Blida	Invité

Blida, janvier 2012