

UNIVERSITE SAAD DAHLAB DE BLIDA

Faculté de Technologie

Département de génie mécanique

MEMOIRE DE MAGISTER

Spécialité : Science des matériaux

ETUDE DES TRANSFORMATIONS STRUCTURALES ET DES
PROPRIETES MECANIQUES DANS LES SOUDURES D'ALLIAGE
D'ALUMINIUM 7075 TRAITES THERMIQUEMENT REALISEES PAR LE
PROCEDE DE SOUDAGE TIG

Par

SELLAM Mohamed

Devant le jury composé de:

T.Sahraoui	Professeur USD Blida	Président
D.Saidi	Directeur de recherche COMIN Alger	Examineur
M.Hadji	Professeur USD Blida	Rapporteur
M.Temmar	Maître de conférence (A) USD Blida	Examineur

Blida juin 2012

ملخص

بمقارنة صفائح خليط إلا لمنيوم 7075 الملحمة بواسطة تقنية التلحيم TIG بصفائح أخرى ملحمة بنفس الطريقة و لكن بعد معالجتها حراريا وجدنا اختلافا نوعا ما حيث أن المزج بين المعالجة الحرارية و الدورات الحرارية الناجمة أثناء التلحيم يرفع بعض الخواص الميكانيكية لخليط الألمنيوم 7075 .

وجدنا أن الأرقام كانت مرتفعة نسبيا في المنطقة المتأثرة حراريا ZAT . إجمالا وجدنا أن اندماج المعالجة و الدورات الحرارية يحافظ على الخصائص الميكانيكية للخليط و هذا في كل المناطق الممثلة للحام.

الملاحظة بالمجهر الالكتروني الماسح MEB يظهر أن الانشطار كان لنا عدا في المنطقة المنصهرة من اللحام ZF حيث انه كان ثنائي الانشطار (لين و واهن)

إن توصيف البنية المجهرية يستوجب تقنيات تحقيق (المجهر الضوئي و المجهر الالكتروني الماسح) لمقاربات موضعية و كذا الأشعة السينية (x) لمقاربات شاملة و يحتاج أيضا استعمال اختبار المرونة من أجل تقييم نوعية اللحام.

مفاتيح الموضوع: خليط الألمنيوم 7075, تقنية التلحيم TIG, المعالجة الحرارية اختبار المرونة

Résumé

En comparant les soudures d'un alliage d'aluminium trempant 7075 T6 réalisées par la technique de soudage TIG (Tungsten Inert Gaz) avec celles du même alliage réalisées après traitements thermiques, on constate une amélioration vis-à-vis des propriétés mécaniques de dureté, les valeurs en ZAT ont relativement augmenter par rapport aux autres zone de la soudure, l'état microstructural a été modifié, ceci est peut etre attribué a la combinaison des cycles et traitements thermiques.

Les traitements thermiques ont conserver relativement les propriétés microstructurales et mécaniques dans les 3 zones constitutives de la soudure. Les faciès de rupture dans les différentes zones montrent que la rupture était ductile mis à part dans la zone fondue ou la rupture était mixte (ductile-fragile).

La caractérisation de la microstructure nécessite l'utilisation de techniques d'investigations (microscopie optique et 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 de l'essai et de résilience afin d'évaluer la qualité de la soudure.

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

Abstract

By comparing the welds of an alloy of aluminum 7075 realized by the technique of soldering TIG with those of the same alloy after heat treatments, we notice an improvement of the mechanical properties of hardness; the values in HAZ have relatively increased with regard to the other zones of the welds. The microstructural state was modified; this is can be attributed to the combination of heat cycles and treatments.

Heat treatments have preserved relatively the microstructural and mechanical properties in the 3 essential zones of the weld.

The facieses of break in the various zones show that the break was ductile set apart in the melted zone where the break was mixed (ductile-fragile)

The characterization of the microstructure requires the use of techniques of investigation (optical microscope and electron microscope with sweeping) for local approaches, and the indexation of the phases by diffraction (x rays) for global approaches, it also requires the use of impact strength test to estimate the quality of the weld.

Key words: heat treatments, aluminum alloy 7075, TIG welding, microstructure, impact strength

Remerciements

Je tiens à remercier mon promoteur Pr.M.Hadji et Mr.M.Temmar pour leurs aides et leurs suivis pendant la réalisation de ce mémoire, et pour leurs conseils précieux.

Je voudrai également remercier Dr.R.Badji et tous le personnel du centre de recherche scientifique et technique du soudage et contrôle (CSC de Chéraga) pour leurs aides.

Mes remerciements vont aussi à tous les enseignants de l'institut de mécanique, et à tous les gens qui m'ont aidé de près ou de loin.

J'exprime mes vifs remerciements et mes reconnaissances à :

- Mme H.Bouafia (responsable du labo SDM au sein de l'institut de mécanique)
- Mes amis: Bettahar Kheireddine, Brick chaouche Amine

TABLE DES MATIERES

Résumés.....	
Remerciements.....	
Table des matières.....	
Liste des figures.....	
Liste des tableaux.....	
Introduction générale.....	12
1.1 : Introduction	13
1.2 : Aluminium et Alliages d'aluminium.....	14
1.2.1 Aluminium non allié.....	14
1.2.2 Aluminium industriel : ($Al \geq 99,00 \%$).....	14
1.2.2.1 Influence des impuretés.....	14
1.2.2.2 Résistance à la corrosion.....	15
1.2.2.3 Propriétés mécaniques	15
1.3. Différents traitements des alliages d'aluminium	17
1.3.1 Traitements thermiques	17
1.3.1.1 Traitements d'homogénéisation.....	17
1.3.1.2 Traitements d'adoucissement	18
1.3.1.3 Traitements de trempe structurale.....	18
1.4. Désignation conventionnelle de l'aluminium et de ses alliages	21
1.4.1 États métallurgiques de base.....	22
1.4.2 Subdivisions de l'état H.....	23
1.4.3 Subdivisions de l'état T.....	23
1.5. Désignation des alliages corroyés	25
1.5.1 Alliages sans durcissement structural	25
1.5.2 Alliages à durcissement structural.....	27
1.6 Phases dans les alliages 7000.....	32
1.6.1 Les précipités durcissants.....	33
1.6.2 Les zones de Guinier Preston (GP).....	34
1.6.3 La phase métastable η'	35
1.6.4 La phase d'équilibre η	36

1.6.5 Les dispersoïdes	37
1.6.6 Les particules intermétalliques	37
1.7 Désignation des alliages de moulage.....	38
1.8 Domaines d'utilisation des alliages d'aluminium.....	39
1.9 L'alliage 7075 (AZ5GU)	40
1.9.1 Domaine d'application du 7075.....	40
1.9.2 Propriété mécanique et caractéristiques physiques du 7075	41
1.9.3 Etats T appliqués au 7075	42
1.9.4 Avantages et inconvénients.....	42
2.1 Description du procédé de soudage.....	44
2.1.1 Définition	44
2.1.2 Caractéristiques de la soudure	47
2.1.3 Morphologie de la zone de fusion	50
2.1.4 Aspects thermiques liés au soudage.....	50
2.1.5 Comportement du bain liquide	54
2.1.6 Transformations en ZAT lors du chauffage	57
2.1.7 Modifications des propriétés mécaniques de dureté.....	58
2.2 Les principaux défauts de soudage.....	59
2.3 Contrôle des soudures	60
2.4 Procédé de soudage TIG.....	60
2.4.1 Définition	61
2.4.2 Principe	61
2.4.3 Caractéristiques du procédé de soudage TIG	64
2.5 Soudage des alliages d'aluminium	65
2.5.1 Technique de soudage	65
2.5.2 Transformations métallurgiques	67
2.5.3 Conséquences du soudage	67
2.5.4 Les métaux d'apport	68
3.1 Présentation du matériau à étudier	70
3.2 Traitements thermiques.....	71
3.3 Opération de soudage : Procédé TIG (Tungsten Inert Gaz).....	73

3.4 Examen métallographique des soudures.....	75
3.4.1 Généralités.....	75
3.4.2 Préparation métallographique des échantillons	75
3.4.2.a L'enrobage	75
3.4.2.b Le polissage	76
3.4.2.c Attaque chimique.....	76
3.5 Essai de dureté et de la microdureté	76
3.5. a Dureté.....	76
3.5. b Microdureté.....	76
3.6 Microscopie Electronique à Balayage (MEB).....	77
3.7 Les essais mécaniques	78
3.8 Partie Experimentale.....	79
4.1 Présentation des microstructures observées par microscopie optique.....	83
4.2. Microdureté	85
4.3 Dureté	89
4.4 Résilience	90
4.5 Application d'une méthode de simulation : La méthode des plans d'expérience.....	101
4.5.1 Espace expérimental	102
4.5.2 Modélisation mathématique	103
4.5.3 Application de la méthode des plans d'expériences	103
Conclusion générale.....	110

LISTE DES FIGURES

Figure 1.1 : Evolution des propriétés mécaniques en fonction de l'écrouissage	15
Figure 1.2 : Les trois domaines de recristallisation selon la taille des grains	16
Figure 1.3 : Evolution des propriétés mécaniques en fonction du temps de recuit	16
Figure 1.4 : Schéma d'un traitement de mise en solution, trempe et revenu	19
Figure 1.5 : Principaux stades et flux dans la fabrication de l'Aluminium	20
Figure 1.6 : Digramme d'équilibre Al-Mn	25
Figure 1.7 : Diagramme d'équilibre Al-Mg	27
Figure 1.8 : Digramme d'équilibre Al-MgZn ₂	31
Figure 1.9 : Coin riche en aluminium du diagramme de phase AlZnMg	33
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	34
Figure 1.11 : Influence de la teneur en fer sur la ténacité d'un alliage d'aluminium 7075 pour différentes épaisseurs d'éprouvette	38
Figure 1.12 : Micrographie de l'alliage 7075 T6	40
Figure 2.1 : Principaux procédés de soudage	46
Figure 2.2 : Sources thermiques et densités d'énergie	47
Figure 2.3 : Constitution d'un joint soudé	48
Figure 2.4 : microstructure de la ZAT et ZF séparant par une zone de liaison d'un alliage 7075 T6	50
Figure 2.5 : Schéma représentant la définition du système de coordonnées	51
Figure 2.6 : Cycle thermique de la zone ZAT de l'alliage d'aluminium 7075 T6	53
Figure 2.7 : Relation entre la température maximale et la distance de la ligne de fusion	53
Figure 2.8 : Forces et courants de convection dans le bain de fusion du procédé de soudage TIG	55
Figure 2.9 : Courants mouillants dans le bain de fusion	55
Figure 2.10 : Courants pénétrants dans le bain de fusion	56

Figure 2.11 : Schéma représentant les différentes parties constitutives d'un joint	
Soudé (acier)	58
Figure 2.12 : Exemple de manque de pénétration	59
Figure 2.13 : Exemple de Fissure à froid	59
Figure 2.14 : Profil longitudinal et transversal de la flamme TIG	62
Figure 2.15 : soudage TIG (Tungsten Inert Gaz) [métal et mec du soudage]	63
Figure 2.16 : Forme des électrodes pour soudage TIG	63
Figure 3.1 : Tôles d'alliage d'aluminium 7075 T6 avant soudage	70
Figure 3.2 : Représentation schématique du traitement thermique qu'a subit	
l'échantillon 2	71
Figure 3.3 : Représentation schématique du traitement thermique qu'a subit	
l'échantillon 3	72
Figure 3.4 : Représentation schématique du traitement thermique qu'a subit	
l'échantillon 4	72
Figure 3.5 : Le procédé TIG	73
Figure 3. 6 : un poste de procédé de soudage TIG	74
Figure 3.7 : application du procédé de soudage TIG	74
Figure 3.8 : Prélèvement d'échantillons pour examen microscopique	75
Figure 3.9 : Eprouvette normalisée	80
Figure 3.10 : Emplacement des entailles dans les différentes zones à souder	80
Figure 4.1 : Microstructure de la zone fondue ZF X 200 des 4 échantillons	84
Figure 4.2 : Microstructure de la zone ZAT X 200 des 4 échantillons	85
Figure 4.3 : Profil de microdureté de l'échantillon 1 (non traité)	85
Figure 4.4 : Profil de microdureté de l'échantillon 2	86
Figure 4.5 : Profil de microdureté de l'échantillon 3	86
Figure 4.6 : Profil de microdureté de l'échantillon 4	87
Figure 4.7 : Profils de microdureté entassée	88
Figure 4.8 : Histogrammes de dureté dans les 3 zones de soudure	
des 4 échantillons	89

Figure 4.9 : Evolution de la dureté dans chaque zone de soudure des 4 échantillons	90
Figure 4.10: Machine de résilience	91
Figure 4.11: Préparation de la solution de refroidissement des éprouvettes	92
Figure 4.12 : Evolution de l'énergie absorbée en MB et ZF des 4 échantillons	92
Figure 4.13 : Faciès de rupture en MB de l'échantillon 1	94
Figure 4.14 : Faciès de rupture en ZF de l'échantillon 1	95
Figure 4.15 : Faciès de rupture en ZAT de l'échantillon 1	95
Figure 4.16 : Faciès de rupture en MB de l'échantillon 2	95
Figure 4.17 : Faciès de rupture en ZF de l'échantillon 2	96
Figure 4.18 : Faciès de rupture en MB de l'échantillon 3	96
Figure 4.19 : Faciès de rupture en ZF de l'échantillon 3	96
Figure 4.20 : Faciès de rupture en MB de l'échantillon 4	97
Figure 4.21 : Faciès de rupture en ZF de l'échantillon 4	97
Figure 4.22 : Faciès de rupture en ZF de l'échantillon 4	97
Figure 4.23 : Microanalyse sur l'échantillon 1	99
Figure 4.24 : Microanalyse sur l'échantillon 4	100
Figure 4.25 : Points expérimentaux dans l'espace expérimental	102
Figure 4.26 : Domaine d'étude de la température et de l'épaisseur	105
Figure 4.27 : Cas minimal (low value)	107
Figure 4.28 : Contours de réponses	108

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1.1: Classement en séries de l'Aluminium Association	21
Tableau 1.2 : Méthodes d'amélioration des propriétés mécaniques	22
Tableau 1.3 : Désignation des états métallurgiques de base	22
Tableau 1.4 : Produits corroyés: symboles respectifs des différents traitements correspondant à l'état T	24
Tableau 1.5 : Propriétés de deux alliages de la série 7000	31
Tableau 1.6: Principales familles d'alliages corroyés (doc. Aluminium Pechinery)	32
Tableau 1.7: Variétés de la phase d'équilibre η et leurs relations d'orientation avec la matrice d'aluminium	36
Tableau 1.8 : Les familles d'alliages d'aluminium de moulage	38
Tableau 1.9: Les familles d'alliages d'aluminium et leurs domaine d'emploi	39
Tableau 1.10 : Caractéristiques physiques de L'alliage 7075	41
Tableau 3.1 : Composition chimique de l'alliage 7075 T6 étudié	70
Tableau 3.2 : Caractéristiques physiques du matériau	79
Tableau 3.3 : Résilience pour la zone de métal de base	81
Tableau 3.4 : Résilience pour la ZAT	82
Tableau 3.5 : Résilience pour la zone fondue	82
Tableau 4.1 : Les 2 facteurs, leurs unités, leurs maximums et leurs minimums	104
Tableau 4.2 : Les 2 facteurs et leurs réponses	104
Tableau 4.3 : Les facteurs et leurs valeurs	106

INTRODUCTION GENERALE

Lors de notre travail, 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. 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.

Lors de l'application du procédé de soudage TIG, 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. Concernant la microstructure, sa caractérisation nécessite l'utilisation de techniques d'investigations (microscopie optique et 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 de l'essai et de résilience afin d'évaluer la qualité de la soudure. La dernière partie concernera l'application d'un modèle de modélisation pour cet essai pour simuler les résultats expérimentaux. Nous avons choisi parmi les méthodes de simulations existantes la méthode des plans. Celle-ci permet d'organiser au mieux les essais qui accompagnent des résultats expérimentaux

Chapitre 1

Aluminium et Alliages d'aluminium

1.1 : Introduction :

Métal à la fois banal et précieux, l'aluminium est l'un des composants les plus importants de la planète puisqu'il constitue 8% de l'écorce terrestre. Il n'existe pas à l'état natif dans la nature, mais se présente contenu dans des minerais sous forme principalement d'oxydes.

Il joue un rôle capital dans de nombreux secteurs de l'industrie comme l'aéronautique, l'agroalimentaire, la robotique, etc,...

C'est en 1825 que le chimiste danois Hans Christian Oersted isola l'aluminium pour la première fois, par une réaction chimique impliquant un amalgame au potassium. [1]

En 1845, le scientifique allemand Friedrich Wöhler obtient des particules d'aluminium impures. En améliorant le procédé D'Oersted et en utilisant le potassium métallique, il fut le premier à mesurer la densité de l'aluminium et à montrer sa légèreté.

En 1854, Henri Sainte-Claire Deville obtient un métal (Chlorure double d'aluminium et de sodium) réduit par le sodium en France. Aidé par le soutien financier de Napoléon III, Deville créa une usine expérimentale et exposa l'aluminium pur, sous le nom d'« argile transformée en argent », à l'Exposition internationale de Paris en 1855.

En 1886, Paul Héroult (France) et Charles Martin Hall (Etats-Unis) découvrent, indépendamment, que l'oxyde d'aluminium ou alumine se dissout dans la cryolite et peut être décomposé par électrolyse pour donner du métal brut en fusion.

En 1887, le chimiste autrichien Karl Joseph Bayer fait breveter un procédé de transformation.

Aujourd'hui, le procédé Paul Héroult est toujours la méthode fondamentale utilisée dans la production d'aluminium dont l'utilisation est devenue usuelle.

1.2 : Aluminium et Alliages d'aluminium :

1.2.1 Aluminium non allié : [2]

Les propriétés physiques se résument de la manière suivante :

- Numéro atomique $Z = 13$,
- Masse atomique $M = 26.97$.
- Point de fusion: $600\text{ }^{\circ}\text{C}$
- Structure cristalline: CFC ($a = 0,404\text{ nm}$ à 20°C)
- Masse volumique à $20\text{ }^{\circ}\text{C}$: 2700 Kg.m^{-3}
- Coefficient de dilatation :
 $\alpha = 23,8.10^{-6}\text{ K}^{-1}$ (de $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ à $100\text{ }^{\circ}\text{C}$);
 $\alpha = 25,4.10^{-6}\text{ K}^{-1}$ (de $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ à $300\text{ }^{\circ}\text{C}$);
 $\alpha = 28,7.10^{-6}\text{ K}^{-1}$ (de $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ à $600\text{ }^{\circ}\text{C}$);
- Capacité thermique massique à $20\text{ }^{\circ}\text{C}$: $c = 950\text{ J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$
- Conductivité thermique à $20\text{ }^{\circ}\text{C}$: $\lambda = 217,6\text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$
- Résistivité électrique à $20\text{ }^{\circ}\text{C}$: $\rho = 2,63\text{ }\mu\Omega.\text{cm}$

La conductivité électrique de l'aluminium est égale à 65 % de celle du cuivre

1.2.2 Aluminium industriel : ($\text{Al} \geq 99,00\text{ \%}$)

1.2.2.1 Influence des impuretés :

L'aluminium industriel contient généralement 0,5 % d'impuretés (principalement Fe + Si), mais il peut être obtenu presque pur par raffinage électrolytique ($\text{Al} \geq 99,99\text{ \%}$).

Ces impuretés ont des effets différents sur :

- La conductivité électrique : elle diminue avec toutes les additions ou impuretés
- D'autres paramètres comme :
Ti (0,05 à 0, 10 %) et B (0,005 à 0,01 %) qui affinent le grain lors de la solidification,
Zr (inférieur à 0,2 %) qui inhibe le grossissement du grain,
Si (0,5 à 0,8 %) qui abaisse la tenue à la fissuration à chaud mais augmente la tenue au fluage,
Ni et Fe qui augmentent la tenue mécanique à chaud,
La somme de (Cu + Ni + Sn + Pb) doit être inférieure à 0, 1 % pour augmenter la résistance à la corrosion.

1.2.2.2 Résistance à la corrosion :

L'aluminium est fortement oxydable, mais il se recouvre d'une pellicule d'oxyde (Al_2O_3) épaisse, adhérente, qui protège le métal, appelée alumine. Celle-ci n'a qu'une résistance chimique limitée mais résiste cependant bien dans des solutions d'acide chlorhydrique, sulfurique et nitrique.

En revanche, les bases attaquent violemment le métal. Cette protection peut être améliorée par anodisation: il s'agit d'un traitement permettant d'obtenir une couche d' Al_2O_3 épaisse mais poreuse, qui ensuite colmatée par un traitement à l'eau chaude. Cette anodisation a également un but décoratif, car il est impossible d'utiliser des colorants spéciaux avant le colmatage.

1.2.2.3 Propriétés mécaniques :

Les propriétés de l'aluminium non allié recuit sont très limitées. Ainsi pour l'aluminium à 99,5 % : $R_{p0,2} = 10\text{-}20\text{ MPa}$; $R_m = 70\text{-}80\text{ MPa}$; $A \% = 50\text{-}60$; $E = 65\ 000 - 70\ 000\text{ MPa}$, on a $\nu = 0,36$

La limite élastique de l'aluminium est quasi nulle.

Concernant les propriétés mécaniques, elles sont fortement modifiées par la déformation plastique à température proche de l'ambiante.

La figure 1.1 montre l'évolution des propriétés mécaniques en fonction de l'écroutissage :

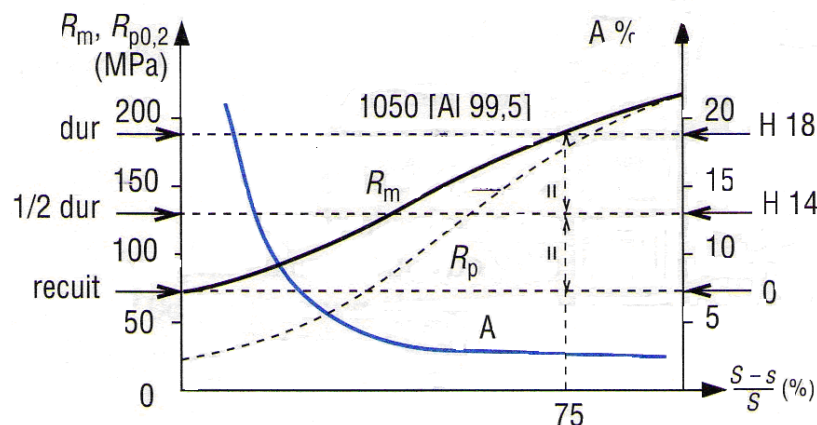


Figure 1.1 : Evolution des propriétés mécaniques en fonction de l'écroutissage [2]

Après écrouissage, le chauffage entraîne des phénomènes de restauration et de recristallisation, mais dans le cas de l'aluminium, ces processus se produisent à des températures basses qui peuvent être proche de l'ambiante pour les nuances les plus pures. Le phénomène de recristallisation est donc important pour l'aluminium. Les figures 1.2 et 1.3 montrent, en fonction de la température de recuit, l'évolution de la taille du grain (fonction du taux d'écrouissage) et l'évolution des propriétés mécaniques pour Al = 99,5 %.

La figure 1.2 montre Les trois domaines de recristallisation selon la taille des grains :

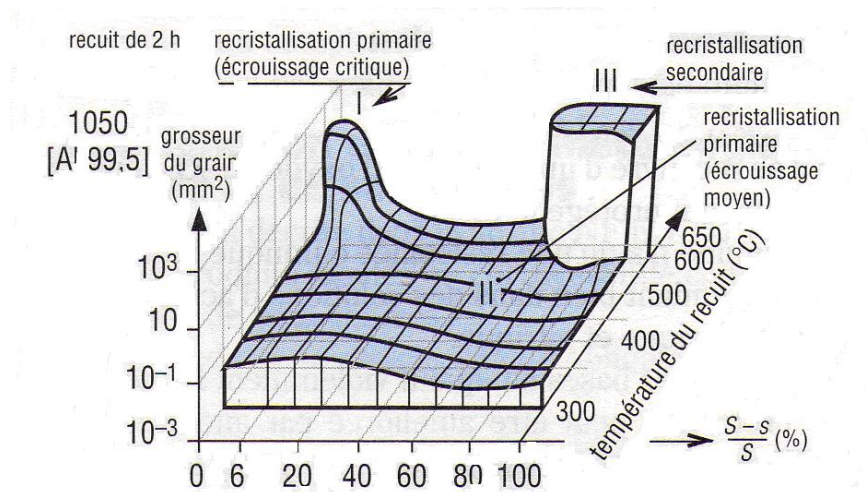


Figure 1.2 : Les trois domaines de recristallisation selon la taille des grains [2]

La figure 1.3 montre Les trois domaines de recristallisation selon la taille des grains :

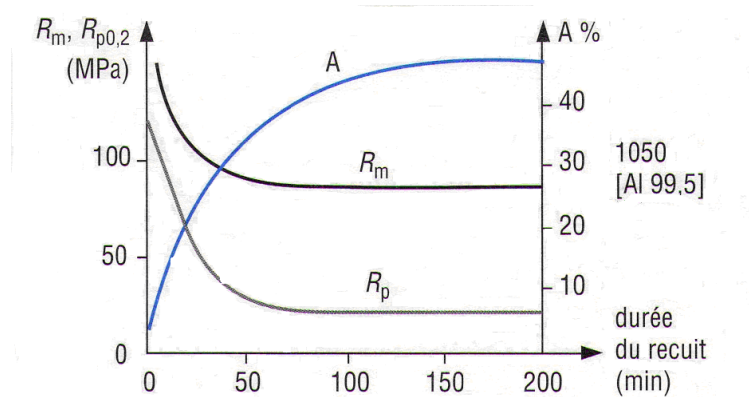


Figure 1.3 : Evolution des propriétés mécaniques en fonction du temps de recuit [2]

1.3. Différents traitements des alliages d'aluminium : [2]

L'aluminium non allié ayant des propriétés mécaniques très réduites, on est conduit pour les améliorer à ajouter des éléments entrant en solution solide ou formant des précipités qui entraînent des compositions d'alliages industriels de plus en plus complexes. Cependant; on peut considérer que ces alliages comportent:

- une addition principale déterminante pour les propriétés de résistance,
- des additions secondaires, en quantité plus faibles, qui ont une action spécifique.

Plusieurs classifications peuvent être effectuées:

- alliages corroyés et alliages de fonderie,
- alliages à durcissement structural et alliages sans durcissement structural,
- classification suivant la nature de l'addition principale,
- classification suivant les domaines d'utilisation,
- etc..

1.3.1 Traitements thermiques :

On peut diviser les traitements thermiques des alliages en trois types conformément à la norme NF A 02-011 :

- traitements d'homogénéisation,
- traitements d'adoucissement,
- traitements de trempe structurale.

1.3.1.1 Traitements d'homogénéisation :

Il s'agit de traitements comportant un chauffage à des températures relativement élevées appliqués à certains produits bruts de fonderie ou corroyés, et destinés le plus souvent à en faciliter la transformation à chaud ou à froid (filage, étirage, laminage, forgeage).

Il consiste en général en des maintiens de 6 à 48 heures à des températures allant de 450 °C à 610 °C, qui ont pour principal but de dissoudre les phases métalliques en excès et de réaliser une homogénéisation de la composition de la solution solide.

Le corroyage (NF A 02-011) est une opération consistant à déformer un métal avec allongement, généralement mais non obligatoirement dans un sens privilégié: il est effectué à chaud, à tiède, à température ordinaire et permet par déformation appropriée (forgeage, matriçage, laminage, filage) d'obtenir des produits à la forme désirée.

Il est défini par le rapport de corroyage **S/s** (**S** section avant déformation et **s** section après déformation).

Il ne faut pas confondre le corroyage avec l'écrouissage car ce dernier modifie l'état structural d'un métal ou d'un alliage résultant d'un corroyage ou d'une déformation plastique localisée à température ordinaire.

Il est défini par la réduction $[(S-s) / S] \times 100$.

Cette expression doit remplacer celle du taux d'écrouissage qui correspond au rapport: $[(S-s) / s] \times 100$.

1.3.1.2 Traitements d'adoucissement :

Ils ont pour but d'adoucir un métal ou un alliage durci par écrouissage ou par trempe structurale.

Dans le cas de l'écrouissage, ce sont des traitements de restauration et de recuits de recristallisation.

- Le traitement de restauration est effectué à 200-300 °C pendant 1 à 8 heures;
- Le traitement de recristallisation est effectué à 300-400 °C pendant 0,5 à 3 heures.

Dans le cas de la trempe structurale, le traitement est un recuit de précipitation. Il consiste à un chauffage assez prolongé, à une température comprise entre la température de revenu et celle de mise en solution, d'un produit trempé et mûri ou revenu.

Le but est d'obtenir un adoucissement relativement important par évolution des précipités provenant des constituants de l'alliage.

1.3.1.3 Traitements de trempe structurale :

Ces traitements ont des buts et des effets totalement différents des traitements de durcissement par trempe des aciers.

Les traitements de trempe structurale des alliages d'aluminium comprennent une mise en solution suivie de :

1. d'un refroidissement suffisamment rapide pour maintenir à la température ambiante la solution solide existant à des températures plus élevées,
2. d'un traitement de revenu ultérieur effectué à température ambiante (maturation) ou à une température supérieure qui conduit à un durcissement de l'alliage.

La figure 1.4 illustre le schéma d'un traitement de mise en solution, trempe et revenu :

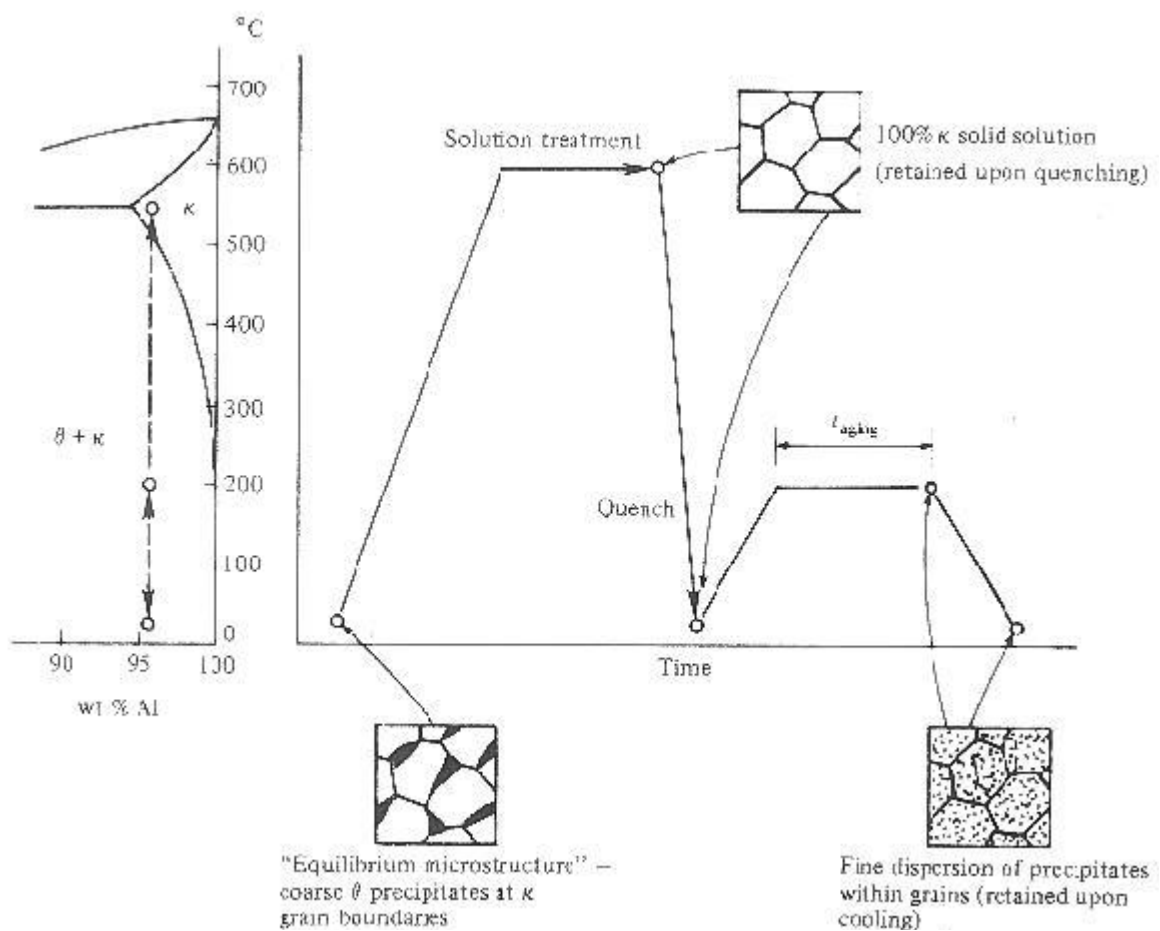


Figure 1.4 : Schéma d'un traitement de mise en solution, trempe et revenu [3]

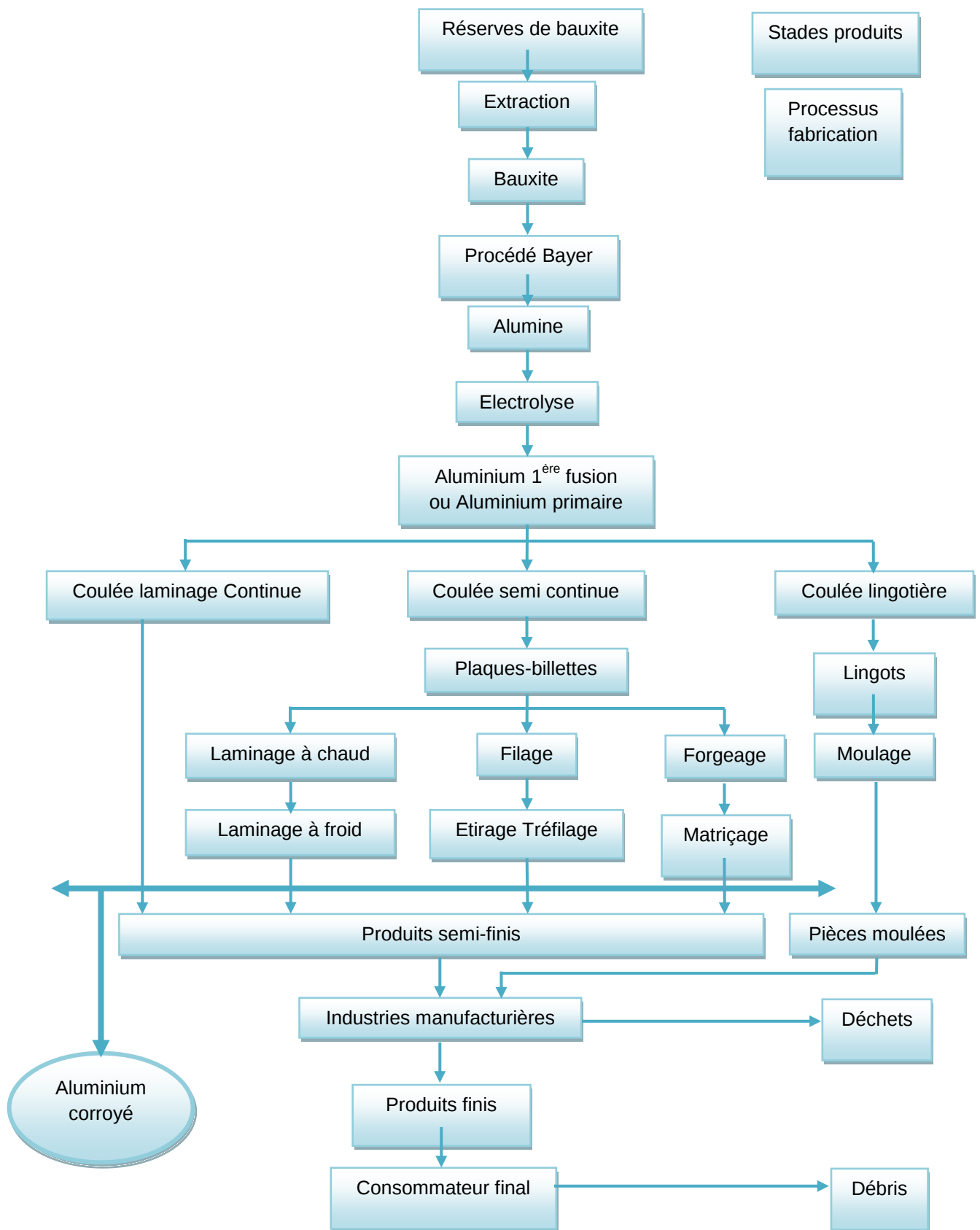


Figure 1.5 : Principaux stades et flux dans la fabrication de l'Aluminium.

1.4. Désignation conventionnelle de l'aluminium et de ses alliages :

- **Cas des produits corroyés.** Actuellement, seule la désignation numérique suivant la norme NF A 02 – 104 est légale. Le tableau I.2.1 donne la correspondance entre la désignation numérique et l'ancienne désignation alphanumérique (utilisée jusqu'en 1975), cela pour les alliages encore commercialisés.
- **Cas des produits moulés.** Les normes NF A 57 – 702 et NF A 57- 703, s'appuyant sur les spécifications des normes NF A 02- 002 et NF A 02- 004, fixent la désignation des alliages moulés.

Les alliages d'aluminium corroyés sont désignés suivant les normes de l'Aluminium Association des Etats-Unis. Ces normes affectent à chaque type d'alliage un nombre de quatre chiffres qui permet de les classer en séries. Nous traiterons brièvement des alliages non trempant des séries 1000, 3000 et 5000 puis les alliages à durcissement structural des séries 2000, 6000 et 7000. Les alliages de la série 4000 seront négligés de part leur sous utilisation.

Série	Aluminium ou alliage
1xxx	Aluminium pur (teneur en aluminium supérieure à 99,00 %)
2xxx	Alliages Aluminium – Cuivre
3xxx	Alliages Aluminium – Manganèse
4xxx	Alliages Aluminium – Silicium
5xxx	Alliages Aluminium – Magnésium
6xxx	Alliages Aluminium – Magnésium – Silicium
7xxx	Alliages Aluminium – Zinc
8xxx	Autres alliages d'aluminium

Tableau 1.1: Classement en séries de l'Aluminium Association[4]

Pour les alliages corroyés, une distinction est faite entre les alliages non trempant et les alliages trempant.

Catégorie d'alliages	Méthodes d'amélioration des propriétés mécaniques
Non trempant	Addition d'éléments en solution solide, présence de secondes phases dispersées, écrouissage
Trempant	Durcissement structural

Tableau 1.2 : Méthodes d'amélioration des propriétés mécaniques [5].

1.4.1 États métallurgiques de base :

Ils sont conformes à la norme NF EN 515 qui désigne :

- L'état métallurgique de base par une lettre F, O, H, T ou W,
- Le moyen principal d'obtention par un ou plusieurs chiffres complémentaires.

Le tableau 1.3 ci-dessous retrace les états métallurgiques de base :

Symbole	Etat de base
F	brut de fabrication
O	Recuit
H	Ecroui
T	Traité thermiquement
W	Trempé et non stabilisé

Tableau 1.3 : Désignation des états métallurgiques de base [6]

Les états F et O ne comprennent pas de subdivisions, au contraire des états H et T.

1.4.2 Subdivisions de l'état H :

Le premier chiffre symbolise le moyen principal d'obtentions du produit :

H1 : écrouissage ;

H2 : écrouissage puis restauration ;

H3 : écrouissage puis stabilisation.

Le deuxième chiffre indique le niveau de dureté du métal :

2 : état 1/4 dur,

4 : état 1/2 dur,

6 : état 3/4 dur,

8: état 4/4 dur,

9 : état extra-dur.

14.3 Subdivisions de l'état T :

La première série de chiffres indique le processus général du traitement thermique ou thermomécanique :

Désignation	Traitements thermiques
T1	Refroidi après transformation à chaud et mûri jusqu'à l'obtention d'une condition stable: s'applique aux produits non écrouis après la trempe
T2	Refroidi après transformation à chaud, écroui, et mûri jusqu'à l'obtention d'une condition stable: s'applique aux produits écrouis après la trempe
T3	Traitement thermique de dissolution, trempé, écroui, et mûri jusqu'à l'obtention d'une condition stable: s'applique aux produits écrouis
T4	Traitement thermique de dissolution, trempé, et mûri jusqu'à l'obtention d'une condition stable: s'applique aux produits non écrouis
T5	Refroidi après transformation à chaud et revenu: s'applique aux produits non écrouis suivant la trempe
T6	Traitement thermique de dissolution, trempé et revenu: s'applique aux produits non écrouis après la trempe
T7	Traitement de dissolution, trempé et sur-revenu: matériau apporté au-delà du point de résistance maximale afin de contrôler une autre propriété du matériau
T8	Traitement thermique de dissolution, trempé, écroui, et revenu: s'applique aux produits écrouis
T9	Traitement thermique de dissolution, trempé, revenu, et écroui: s'applique aux produits écrouis
T10	Refroidi après transformation a chaud, écroui, et revenu: s'applique aux produits écrouis

Tableau 1.4 : Produits corroyés: symboles respectifs des différents traitements correspondant à l'état T (état durci par traitement thermiques) [7]

1.5. Désignation des alliages corroyés :

Les normes affectent à chaque type d'alliage un nombre de quatre chiffres qui permet de les classer en séries. Nous traiterons des alliages non trempant des séries 3000 et 5000. Ensuite, les alliages à durcissement structural des séries 2000, 6000 et 7000.

Du fait de leur sous utilisation, les alliages de la série 4000 sont un peu négligés.

1.5.1 Alliages sans durcissement structural [8]

❖ **Alliage aluminium – manganèse (3XXX ou AMx)**

Le manganèse augmente les caractéristiques mécaniques par effet de phase dispersée.

En effet, le manganèse se trouve principalement dans l'alliage sous forme de fin précipités de type Al_6Mn .

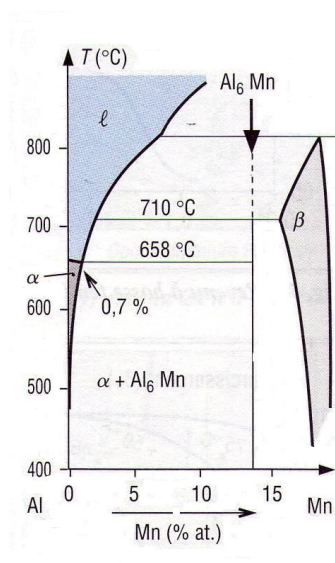


Figure 1.6 : Diagramme d'équilibre Al-Mn [2]

L'addition de 1 à 1,5 % de Mn augmente la résistance de 50 à 60 MPa. Il augmente également la température de recristallisation. Une nuance classique est la nuance 3003 ou [AlMn1] (Mn = 1 à 1,5 %).

On ajoute en général du magnésium (inférieur à 1,5 %) qui durcit la solution solide et confère à l'alliage des propriétés mécaniques supérieures; mais sa capacité de déformation est réduite.

Les nuances classiques sont les nuances 3004 ou [AlMn1Mg] (Mg = 0,8 à 1,3 %) et 3005 ou [AlMnMg0,5] (Mg = 0,2 à 0,6 %).

Ces alliages sont utilisés à la place des aluminiums non alliés chaque fois que de légères améliorations de propriétés mécaniques sont demandées.

❖ Alliages aluminium - magnésium (5XXX ou AGx)

Le diagramme d'équilibre figure I.7 montre que la solubilité du magnésium dans la phase α est d'environ 15 % à 450 °C, mais qu'elle tombe à 2 % à la température ambiante. Cependant on constate, après homogénéisation et trempe, que ce n'est qu'au dessus de 5 % de magnésium que la solution solide devient instable à des températures basses, conduisant à la précipitation de la phase β . Cette précipitation ne donne pas de durcissement structural appréciable, elle peut être intergranulaire et diminue la résistance à la corrosion.

Comme c'est également au-dessus de 5 % de magnésium que les difficultés de mise en œuvre et de transformation augmentent, les alliages aluminium-magnésium sont en général limités à des teneurs de 5 % en magnésium. Le durcissement est donc un durcissement par mise en solution, qui est d'autant plus important que le pourcentage en magnésium est grand.

Cependant, ces alliages renferment en général des additions durcissantes par phase dispersées de manganèse, chrome, titane (total inférieur à 1 %); destinées à augmenter les propriétés mécaniques ou bien des propriétés spécifiques comme la résistance à la corrosion ou la soudabilité.

Les propriétés principales de ces alliages sont une bonne aptitude à la déformation à chaud; un bon comportement aux basses températures, ils sont faciles à souder, résistent bien à la corrosion et présentent de beaux états de surface par oxydation anodique.

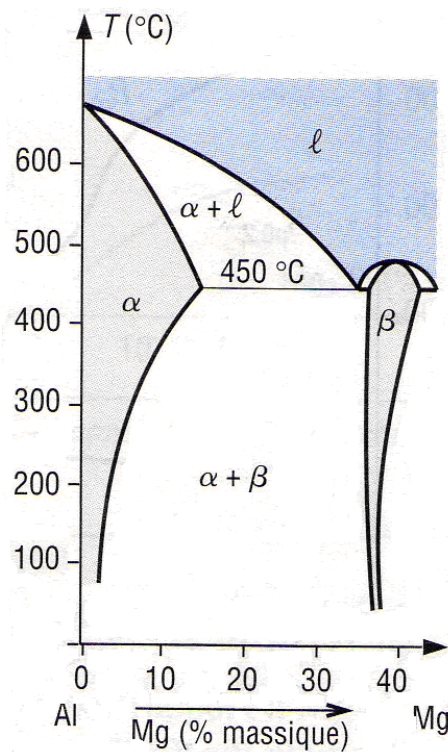


Figure 1.7 : Diagramme d'équilibre Al-Mg [2]

1.5.2 Alliages à durcissement structural [8]

❖ **Alliages aluminium – cuivre (2XXX ou AlCu)**

Le processus du durcissement de ces alliages a été décrit précédemment. D'autres éléments d'additions composés de magnésium, de silicium, sont effectués pour augmenter encore les propriétés de résistance par précipitation d'une phase Mg_2Si .

Ces alliages peuvent être classés en plusieurs familles suivant leur utilisation

▪ **Alliages pour déformation plastique**

L'alliage représentatif de cette famille est l'alliage 2117 [AlCu2Mg] : Cu = 2,2-3 %, Mg = 0,2-0,5 %. Le traitement thermique comporte une trempe à l'air calme et une maturation. Ses caractéristiques sont une bonne résistance à la

corrosion, une bonne aptitude à la mise en forme par emboutissage et au soudage.

Un autre alliage de cette famille est l'alliage 2002 [AlCu₂MgSi], dont les propriétés mécaniques sont améliorées par addition de silicium qui entraîne la précipitation d'une phase durcissante Al₅Cu₂Mg₈Si₆

▪ **Alliages à résistance mécanique élevée**

Ces alliages contiennent un pourcentage de cuivre plus élevé, de l'ordre de 4 %. Ils sont caractérisés par des résistances élevées à l'état trempé-revenu, une bonne tenue à chaud, mais une soudabilité et une résistance à la corrosion faibles.

Différentes additions sont effectuées:

- magnésium : alliage 2017 A [AlCu₄Mg] ou duralumin avec 0,4-1 % Mg, et 2024 [AlCu₄Mg₁] avec 1-1,2 % Mg. Les caractéristiques du 2^{ème} alliage sont meilleures car la teneur plus importante en Mg conduit à la précipitation de la phase Al₂CuMg. Les applications concernent les transports aéronautiques, la mécanique;
- silicium + magnésium : alliage 2014 [AlCu₄SiMg] avec 0,5-1 % Si et 0,2-0,8 % Mg. Cet alliage a dans l'état T4 des propriétés équivalentes à celles de l'alliage 2017 A; mais meilleures dans l'état T6;
- magnésium + nickel + fer : alliage 2618 A [AlCu₂MgNi] avec 1,2-1,8 % Mg, 0,8-1,4 % Ni, 0,9-1,4 % Fe. Dans cet alliage existe en plus de la phase durcissante Al₂CuMg des phases insolubles du type Al₉FeNi qui augmentent la tenue à chaud;
- nickel: alliage 2218 [AlCu₄Ni] avec 1,7-2,3 % Ni. Il est utilisé à l'état T6 sous forme de produits forgés nécessitant une bonne tenue à chaud;
- manganèse + titane + zirconium: alliage 2219 (non normalisé AFNOR) avec 0,2-0,4 % Mn, 0,02—0,1 % Ti, 0,1-0,25 % Zr. Cette famille présente la meilleure résistance à la traction et au fluage de 200 à 325 °C, et la meilleure soudabilité de la série 2000;
- manganèse + magnésium + titane: alliage 2001 [AlCu₆MnMgTi] avec 0,15-0,35 % Mn, 0,2-0,4 % Mg, 0,1-0,2 % Ti. Cet alliage est destiné à la fabrication de corps creux sous pression

-

.

- **Alliages pour décolletage**

Pour cette application, les additions classiques de plomb et/ou de bismuth (total inférieur à 1,3 %) sont effectuées pour rendre les copeaux cassants. Les nuances normalisées sont les nuances 2030 [AlCu₄Pb] et 2011 [AlCu₅PbBi]

- ❖ **Alliages aluminium-silicium-magnésium (6XXX [AlMgSi], [AlSiMg])**

Le durcissement est dû à la précipitation de phases transitoires de Mg₂Si. Les alliages de la série 6XXX ont une très bonne aptitude à la transformation à chaud et à froid, un bon comportement aux basses températures et une très bonne résistance à la corrosion. Mais leur résistance à chaud est limitée.

- **Alliage du type [AlMgSi] :**

Ces alliages ont une teneur en magnésium (0,35-1%) supérieure à celle du silicium (0,25-0,8%). Il n'y a donc pratiquement pas d'excès de silicium par rapport à Mg₂Si. Les alliages représentatifs sont l'alliage 6060, qui peut être filé à de très grandes vitesses (140 m.min⁻¹), et l'alliage 6061, qui a de meilleures propriétés mécaniques grâce à des additions de Cu et Cr et présente la meilleure résistance à la corrosion des alliages trempant. Une série d'alliages de cette famille est utilisée pour le transport de l'énergie électrique. C'est principalement la nuance 6101 (Almelec), avec 0,55-0,8 % Mg, 0,45-0,65 % Si, Fe ≤ 0,3 % et les autres impuretés limitées au maximum, qui est utilisée.

- **Alliage du type [AlSiMg]**

Dans ces alliages, la teneur en silicium est supérieure à celle du magnésium, et le niveau de résistance mécanique est atteint grâce à Mg₂Si et à Si. Des additions de chrome, de manganèse peuvent améliorer la résistance à la rupture fragile.

Les principaux alliages normalisés sont les alliages 6005 A [AlSiMg0,5], 6081 [AlSiMgMn0,3] ou 6082 [AlSiMgMn0,7]. Ces dernières années, des alliages spécifiques ont été développées pour la carrosserie automobile entre autres l'alliage 6016

- ❖ **Alliages aluminium-zinc-magnésium (7XXX ou [AlZnMg])**

Le diagramme d'équilibre Al-Zn montre, du côté de l'aluminium, une solution solide à 50 % à 445°C, mais à seulement 5 % de Zn à la température ambiante. Cela conduit à des alliages monophasés lorsque la teneur en zinc est inférieure à 5 % et diphasés lorsqu'elle est supérieure à 5 %. Cependant, les

alliages obtenus ont des propriétés inférieures à celles des autres alliages d'aluminium, ce qui entraîne que la base Al-Zn, seule n'est pas utilisée.

En revanche, on utilise l'alliage Al-Zn avec du magnésium, qui devient alors un alliage à durcissement structural avec précipitation tendant vers la phase MgZn_2 . le diagramme d'équilibre Al-MgZn₂ est représenté sur figure I.8.

Comme pour les autres alliages, le durcissement structural s'effectue par décomposition de la solution solide sursaturée obtenue par trempe, par apparition de zones GP dans les plans {111} de la solution solide. Le maximum est obtenu vers 100 °C pour une précipitation cohérente. Le passage à la phase d'équilibre MgZn_2 incohérente correspond au sur-revenu et se traduit par une chute de dureté.

La vitesse critique de trempe correspond à un refroidissement à l'air calme. L'intervalle entre solidus et limite de solubilité en phase α est très grand, ce qui donne un intervalle de mise en solution avant trempe confortable. La cinétique de précipitation est lente.

Les limites de composition sont fixées par des instabilités structurales entraînant des corrosions sous tension et des décohésions. Pour combattre ces problèmes, on ajoute du chrome (0,1-0,2 %) et surtout du cuivre (1-2%), ce qui permet d'augmenter la teneur en zinc. Deux familles d'alliages se développent donc (Tableau I.5):

- **Alliages Al-Zn-Mg** : alliages 7020 [AlZn5Mg] avec 3,7-5 % Zn, 0,9-1,5 % Mg, qui est le plus utilisé;
- **Alliages Al-Zn-Mg-Cu** : alliage 7075 [AlZn5MgCu] avec 5,1-6,1 % Zn; 2,1-2,9 % Mg, 1,2-2 % Cu, 0,18-0,35 % Cr, qui a des propriétés mécaniques supérieures au 7020.

Les caractéristiques optimales des alliages d'aluminium de la série 7000 sont obtenues par mise en œuvre de traitements thermomécaniques (TTM) complexes, visant à augmenter la ductilité, la ténacité et la résistance à la corrosion sous contrainte, sans dégrader la résistance mécanique.

On emploie deux procédures principales de TTM:

1. TTMI ou traitement thermomécanique intermédiaire, qui a pour but de diminuer l'influence néfaste de la structure de coulée en provoquant une recristallisation intermédiaire;

2. TTMF ou traitement thermomécanique final, qui a pour but de créer une structure dislocative dont l'interaction avec les précipités est plus favorable.

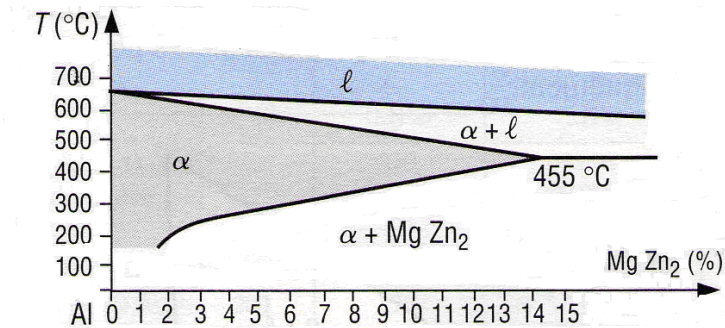


Figure 1.8 : Digramme d'équilibre Al-MgZn₂ [2]

Nuance	État	R_m (MPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	A (%)
7020	T4	350	240	20
	T6	380	310	15
7075	T6	570	500	11
	T73	500	430	13
	(pour résistance à la corrosion sous tension)			

Tableau 1.5 : Propriétés de deux alliages de la série 7000[2]

Le tableau I.6 illustre les principales familles d'alliages corroyés:

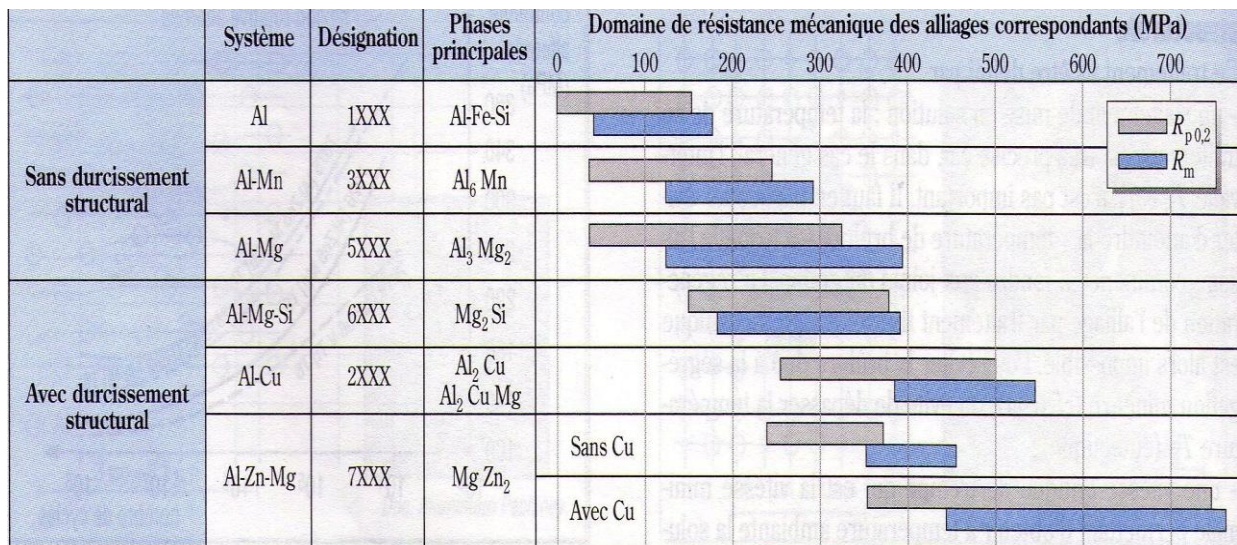


Tableau 1.6 Principales familles d'alliages corroyés (doc. Aluminium Pechinery) [2]

1.6 Phases dans les alliages 7000

Selon la théorie classique de Gibbs étendue aux travaux de transformations de phases 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 qui sont:

- Riches en soluté,
- De composition très différente de celle de la solution solide,
- Dotés d'une interface défini avec la matrice.

Ces germes peuvent résulter de fluctuations statistiques de composition de taille suffisante (de l'ordre de 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 les interfaces préexistantes entre les différents grains ou les particules de (précipitation hétérogène). La croissance ultérieure des germes et précipitée est régie par la diffusion des atomes de soluté vers les germes, qui est thermiquement activée à la température du revenu tant que la solution solide est sursaturée.

Les mécanismes des précipitations proposées incluent la prise en compte de facteurs thermodynamiques et d'effets cinétiques et s'appliquent à al plupart des alliages d'aluminium durcis par précipitation.

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

- 1- Les précipités durcissants qui contrôlent les propriétés mécaniques plastiques des matériaux (limite d'élasticité et taux d'écrouissage),
- 2- Les dispersoïdes qui permettent de maîtriser les phénomènes de recristallisation,
- 3- Les particules intermétalliques.

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 relativement basse température de la solution solide.

La figure I.9 représente un coin riche en aluminium du diagramme de phase AlZnMg : position du solvus à différentes températures.

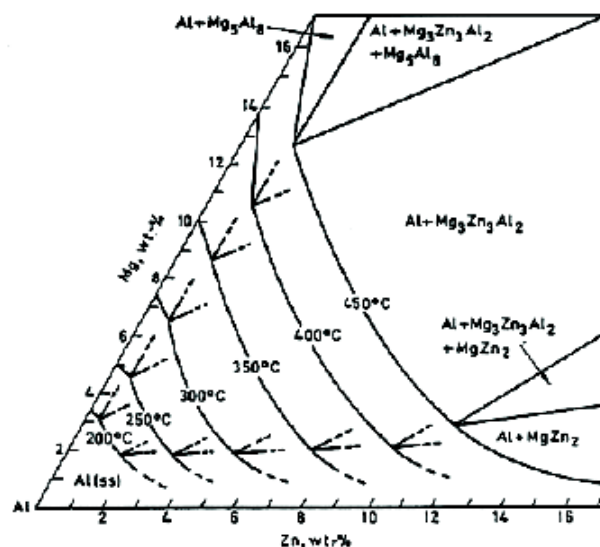


Figure 1.9 : Coin riche en aluminium du diagramme de phase AlZnMg : position du solvus à différentes températures [14]

La figure I.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.

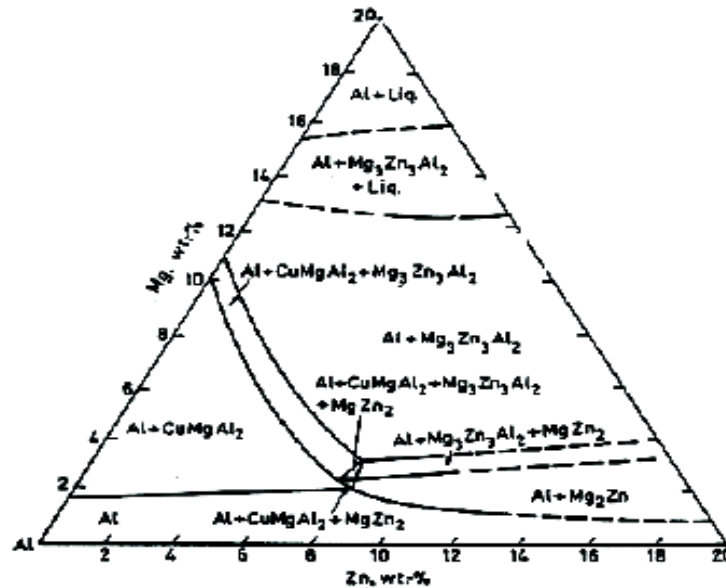


Figure 1.10 : Coupe du diagramme de phase AlZnMg pour une concentration en Cu de 12.5% en poids et une température de 460°C [14]

Pour 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 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.

1.6.2 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. [15]

Elles sont totalement cohérentes avec celle-ci et sont cisailables par des dislocations.

Les différentes études, et particulièrement celles utilisant des observations MET (microscope électronique en transmission) haute résolution d'Hono ont confirmées que les zones GP formées dans le cas de notre alliage sont sphériques, traduisant ainsi une faible distorsion du réseau. **[16]**

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%.

D'autres études ont été faites pour proposer la présence de deux familles de zones Guinier Preston (GP) dans les alliages d'aluminium de type Al-Zn-Mg. Parmi les auteurs ayant travaillé dans ce domaine, on peut citer : Ungar (1979), Blashko (1982), Dlubek (1987) et Nagy (1984).

1.6.3 La phase métastable η' :

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

Pour le cas des alliages d'aluminium de la série 7000, leur durcissement structural est conditionné par les caractéristiques (fractions et tailles) des précipités η' qui se trouvent sous la forme d'une phase métastable, cohérente ou semi-cohérente. Elle se forme aussi en plaquettes sur les plans de l'aluminium. **[17]**. En raison de la très faible épaisseur de ces plaquettes, plusieurs travaux ont montré qu'il était difficile de connaître avec précision la structure cristallographique de η' mais on admet que cette phase a une structure hexagonale suivant la relation d'orientation. **[18]** 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. **[19]** 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. **[20]** 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 favorise la germination des zones Guinier Preston (GP).

1.6.4 La phase d'équilibre η :

La phase d'équilibre η a une composition très proche de MgZn_2 dans le cas des alliages ternaires. [21] Cette composition a une structure hexagonale de paramètres de maille = 0.515 à 0.523 nm et $c = 0.862$ nm [22]. 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 liées à de nombreux sites de germination. Onze (11) orientations cristallographiques différentes de la matrice ont été reportées et notées de η_1 à η_{11} , toutes récapitulées par Degisher. [23] 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 1.7 représente les variétés de la phase d'équilibre η et leurs relations d'orientation avec la matrice d'aluminium :

Relation d'orientation	Variété
$(00.1)_\eta // (110)_\alpha$ $[10.0]_\eta // [001]_\alpha$	η_1
$(00.1)_\eta // (111)_\alpha$ $[10.0]_\eta // [110]_\alpha$	η_2
$(00.1)_\eta // (111)_\alpha$ $[11.0]_\eta // [110]_\alpha$	η_3
$(00.1)_\eta // (110)_\alpha$ $[12.0]_\eta // [111]_\alpha$	η_4
$(30.2)_\eta // (110)_\alpha$ $[12.0]_\eta // [111]_\alpha$	η_5
$(20.1)_\eta // (112)_\alpha$ $[12.0]_\eta // [111]_\alpha$	η_6
$(10.4)_\eta // (110)_\alpha$ $[12.0]_\eta // [111]_\alpha$	η_7
$(00.1)_\eta // (311)_\alpha$ $[12.0]_\eta // [112]_\alpha$	η_8
$(00.1)_\eta // (110)_\alpha$ $[12.0]_\eta // [001]_\alpha$	η_9
$(00.1)_\eta // (111)_\alpha$ $[11.0]_\eta // [134]_\alpha$	η_{10}
$(00.1)_\eta // (110)_\alpha$ $[10.0]_\eta // [111]_\alpha$	η_{11}

Tableau 1.7 Variétés de la phase d'équilibre η et leurs relations d'orientation avec la matrice d'aluminium

Le nombre important de variantes d'orientations cristallographiques 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,....

1.6.5 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 à affiner le grain de coulée et à 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 situe 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 qui sont nommées les dispersoïdes. Leur taille dépend des conditions d'homogénéisation ou de mise en solution. Elle varie de 50 à 500 nm. Aussi, 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 cubique.

1.6.6 Les particules intermétalliques :

Lors de la coulée de l'alliage d'aluminium, plusieurs types de précipités grossiers se forment pendant la coulée. Ils contiennent des éléments présents à l'état d'impuretés dans cet alliage, comme le fer et le silicium. Ces derniers sont les impuretés les plus communes et forment ainsi lors de la coulée des composés intermétalliques de plusieurs microns très stables (solubilité très faible du fer et du silicium dans l'aluminium) tel que l' $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ et le Mg_2Si . Pendant le laminage, ces intermétalliques 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. Elle a aussi un effet néfaste sur la tenue en fatigue et la ténacité du métal.

La figure I.11 montre l'influence de la teneur en fer sur la ténacité d'un alliage d'aluminium 7075 pour différentes épaisseurs d'éprouvette. [24]

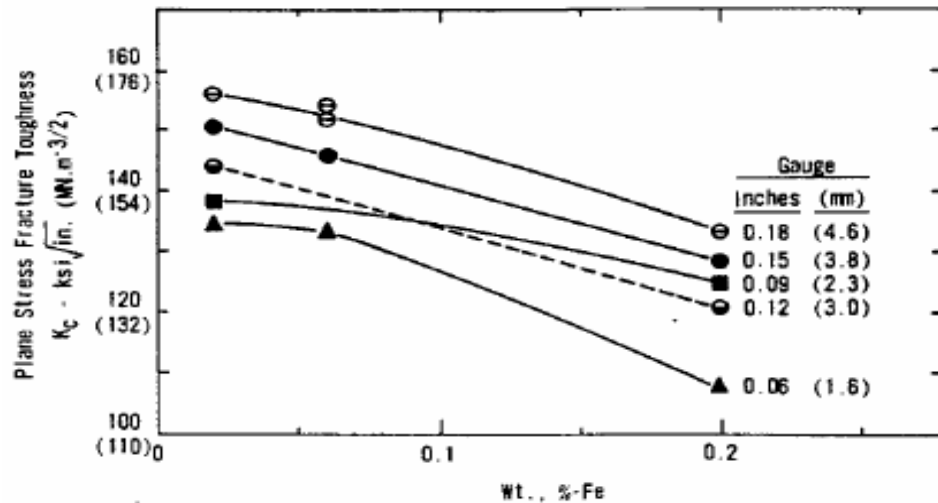


Figure 1.11 : Influence de la teneur en fer sur la ténacité d'un alliage d'aluminium 7075 pour différentes épaisseurs d'éprouvette

1.7 Désignation des alliages de moulage

La désignation alphanumérique, autrefois en usage en France, a été remplacée par une désignation numérique, comme pour les alliages de corroyage, mais en 5 chiffres selon la norme AFNOR NF EN 1780-1.

La correspondance entre le premier chiffre et l'élément d'alliage est donné dans le tableau I.8 :

Élément d'alliage	Famille
Aucun	10 000
Cuivre	20 000
Silicium	40 000
Magnésium	50 000
Zinc et cuivre	70 000

Tableau 1.8 : Les familles d'alliages d'aluminium de moulage

1.8 Domaines d'utilisation des alliages d'aluminium

	Désignation	Principaux éléments d'alliages	Domaines d'application
Alliages de corroyage	1XXX	aluminium pur (min 99 %)	Emballage
	2XXX	Cuivre	Automobile, Aviation
	3XXX	manganèse	Industrie chimique
	4XXX	Silicium	
	5XXX	magnésium	Architecture, Conserves
	6XXX	magnésium et silicium	Automobile
	7XXX	Zinc	Aviation
Alliages de moulage	1X XXX	(min 99,5 %) aluminium	Electricité
	2X XXX	Cuivre	Automobile
	3X XXX	silicium + cuivre ou manganèse	Automobile
	4X XXX	silicium	Automobile, Mécanique,
	5X XXX	Magnesium	Architecture, Alimentation
	6X XXX		
	7X XXX	Etain	Automobile, Pompes

Tableau 1.9: Les familles d'alliages d'aluminium et leur domaine d'emploi [9]

1.9 L'alliage 7075 (AZ5GU) :

On a noté antérieurement qu'il est exigé les nuances d'alliage présentant le meilleur compromis entre différentes propriétés métallurgiques déjà mentionnées, l'alliage qui réalise actuellement ce meilleur compromis et ce au stade industriel est le 7075 (AZ5GU) qui fait l'objet de notre étude.

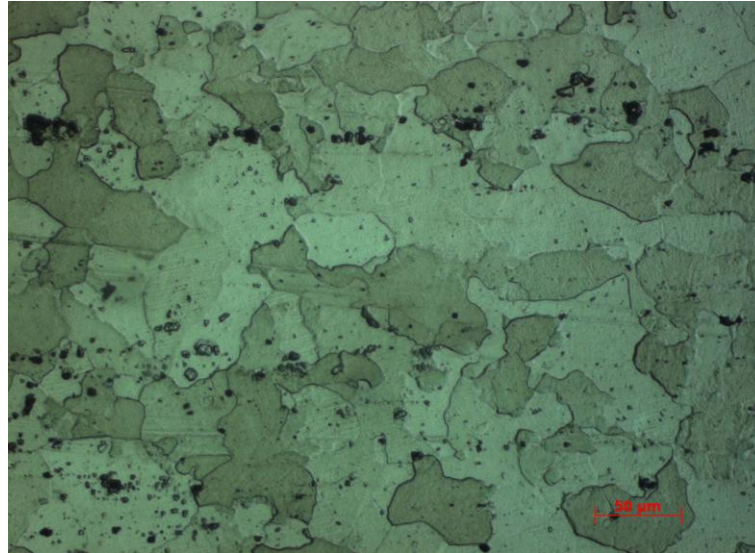


Figure 1.12 : Micrographie de l'alliage 7075 T6.

L'alliage 7075 est un alliage appartenant à la famille ALZnMgCu souvent utilisé à l'état T6 (peak aged condition) dans les structures subissant une compression importante et des efforts de cisaillement élevés. [10]

1.9.1 Domaine d'application du 7075 :

Le 7075 est utilisé comme surfaces supérieures des ailes et surfaces inférieures, stabilisateurs vertical, les body frames et les stringers. [10]

Cet alliage couvre aussi de nombreuses applications dans le domaine d'armement douilles de munitions, corps de roquette, plaque de blindage, sport.

1.9.2 Propriété mécanique et caractéristiques physiques du 7075 : [11]

Les caractéristiques physiques et mécaniques de cet alliage sont groupées dans le tableau I.10

caractéristiques physiques	
I	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 RP 0.2 (MPa	470 (3)
Limité à la rupture Rm (MPa)	470 (3)
Allongement (%)	8 (3)
Limité élastique RP 0.2 (MPa	390 (4)
Limité à la rupture Rm (MPa)	475 (4)
Allongement (%)	7 (4)

Tableau 1.10 : Caractéristiques physiques de L'alliage 7075.

(1) Moyenne des modules de traction et de compression

(3) Tôle laminée état T6, épaisseur entre 3.2 et 6 mm

(4) Tôle laminée état T7351, épaisseur entre 6 et 25 mm

- à l'état T6 : la revenu confère une dureté maximale.
- à l'état T73 : le 7075 est utilisé toutes les fois qu'il est nécessaire d'obtenir une bonne résistance à la corrosion sous tension dans le sens travers court (T.C).
- à l'état T76 : on confère au 7075 une bonne résistance à la corrosion exfoliante, combinée à des caractéristiques mécaniques relativement élevée, c'est à dire supérieures à celles obtenues à l'état T73 mais restent cependant diminuées par rapport à l'état T6. La résistance à la corrosion sous tension correspondant à T76 est meilleure de façon significative que celle à T6 mais moins bonne qu'à l'état T73.

1.9.3 Etats T appliqués au 7075 : [12]

Etat mûri ou T4 :

Il est défini comme un état de l'alliage obtenu à la suite d'une MES suivie d'une trempe à l'eau, puis d'une maturation à la température ambiante.

Etat durci ou T6 :

C'est un état obtenu par un simple traitement de revenu à 135, 3° C pendant 12 heures après le stade de la décomposition

Etat sur –revenu T73 :

L'état T73 est obtenu par une succession de revenus (7 heures à 105 °C puis 24 heures à 160°C) après le stade de la maturation.

Etat T3 : [10]

Cet état illustré correspond à une mise en solution pendant une durée de maintien suivie d'une trempe, d'un écrouissage et d'une maturation à l'ambiante.

1.9.4 Avantages et inconvénients :

Ces alliages présentent actuellement un intérêt grandissant du fait de certaines de leurs propriétés qui sont les suivantes :

- Intervalle de MES très vaste (320- 350°C).
- Faible sensibilité à la vitesse de trempe.
- Durcissement important pouvant être obtenu par simple maturation à la température ambiante (état T1, T4) et qui peuvent être complété par un revenu à basse température (100 - 160°C) (T5, T6).

- Soudabilité opératoire satisfaisante

En contre partie, ces alliages présentent les deux inconvénients suivants :

- Dans le cas d'assemblages soudés non traité thermiquement après soudage, présence de part et d'autre du cordon de soudage d'une zone sensible à la corrosion exfoliante qui dépend de l'épaisseur des produits et des conditions de soudage.
- Résistance à chaud relativement faible dé que la température est plus élevée et que la durée de maintien à chaud est plus longue.

Chapitre 2

Soudage et Soudage de l'aluminium

2.1 Description du procédé de soudage :

2.1.1 Définition :

Le soudage est une opération consistant à assembler 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 permettant 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 et une température de fusion du même ordre de grandeur que celle des matériaux à assembler.

Le soudage est aussi une opération de micro-métallurgie consistant à exécuter un cordon fondu liant les bords de deux pièces; il est 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. Il a pour objet 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, absence de possibilité de jeu.

[25] Ils sont probablement les plus importants, autant en grande série (carrosserie...) qu'en pièce unitaire (cuve de centrale) et nécessitent un apport de chaleur.

Les avantages de ces assemblages sont **[26]** :

- 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 de deux ordres:

1. Conséquences métallurgiques (dépendant de la nature du matériau à assembler et du mode de soudage adopté) : L'opération de soudage induit de par son apport énergétique et parfois par l'apport de métal des modifications métallurgiques au niveau du joint soudé. Ces modifications vont affecter les microstructures de la zone fondue et des zones affectées thermiquement. De ce fait, 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, faut-il 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 sont nombreux et le plus souvent complémentaires 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. [27]

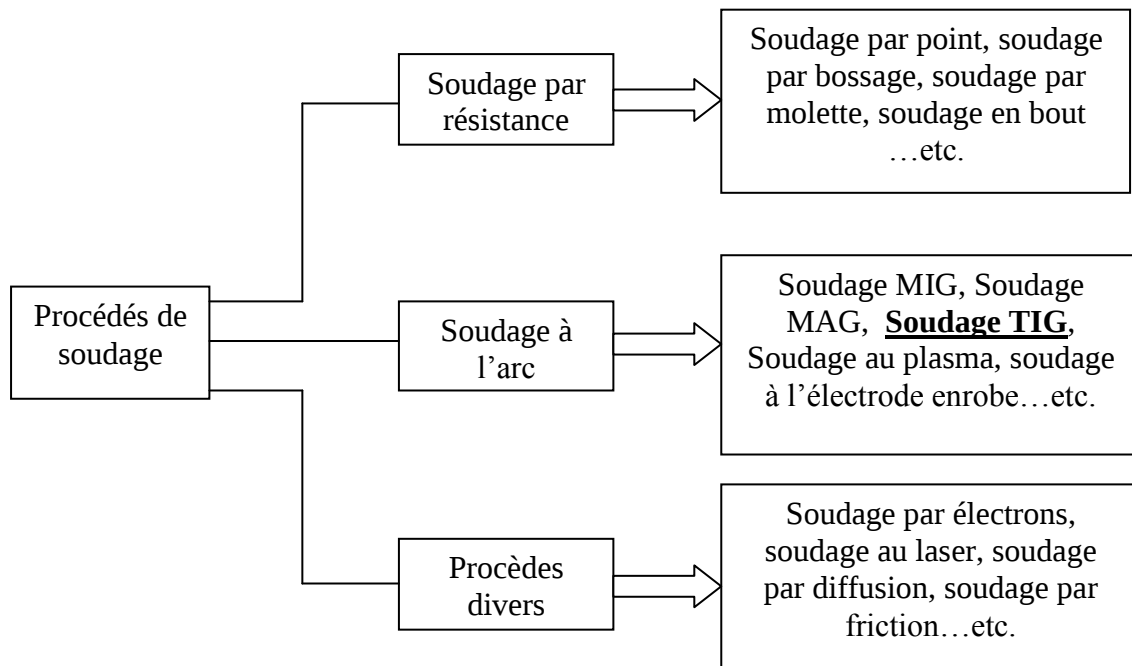


Figure 2.1 : Principaux procédés de soudage.

Les procédés de soudage par fusion sont de plus en plus utilisés dans la

Construction des avions civils et militaires. Ils peuvent aussi être classés 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 est le rapport de la profondeur de la soudure sur la largeur, et sur les caractéristiques mécaniques des cordons de soudure.

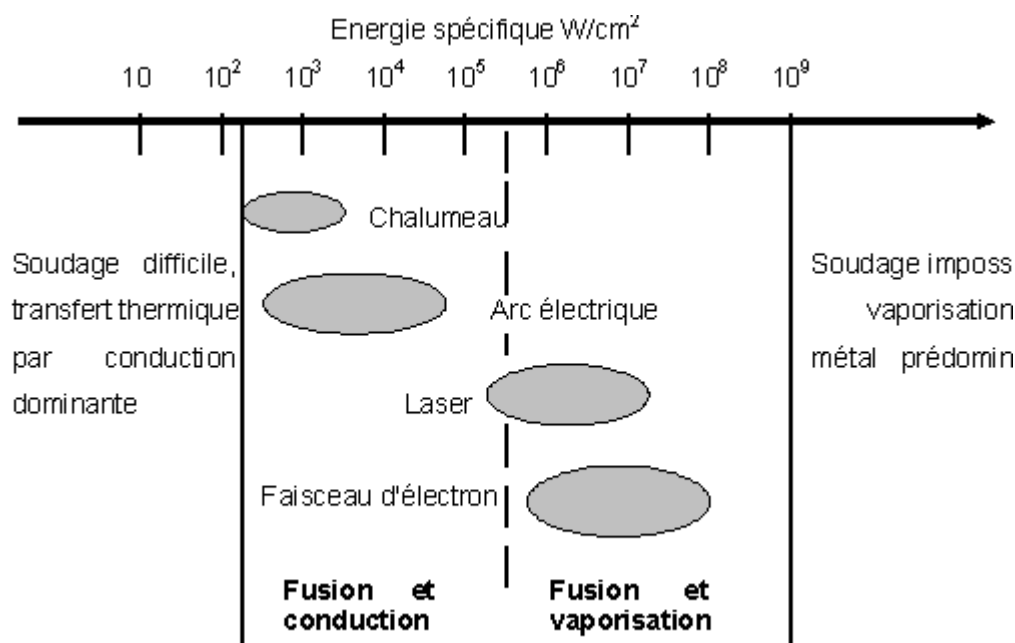


Figure 2.2 : Sources thermiques et densités d'énergie

2.1.2 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 soudobrasage.

- **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 soudobrasage :** 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 natures différentes.

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 soudobrasage).

Le procédé de soudage par fusion permet de décrire la structure typique d'un alliage qui est composée de quatre (04) zones principales : [28]

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

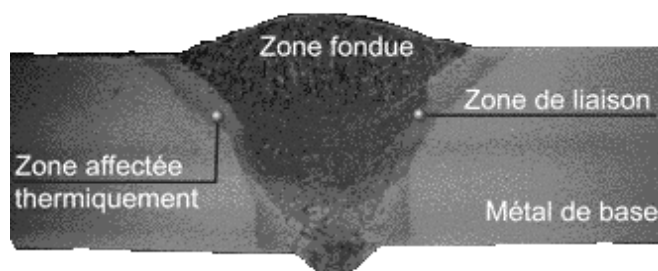


Figure 2.3 : Constitution d'un joint soudé

Métal de base :

Le métal de base ne subit ni déformation, ni de modifications structurales et ni échauffement important de part de son éloignement de la zone soudée mais il conserve ses propriétés et microstructures d'origine. Bien que métallurgiquement inchangé, le métal de base, tout comme le joint de soudure global, est un lieu de concentration des contraintes résiduelles transversales et longitudinales dépendant du degré du rétreint imposé à la soudure.

La zone affectée thermiquement (ZAT) :

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 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. [28] Pour le cas des alliages d'aluminium 7075 T6, la précipitation durcissante initiale devient plus grossière, entraînant une chute de la dureté.

La zone de fusion (ZF):

La zone de fusion (ZF) est la région chauffée au-dessus de la température du liquidus. La structure du métal de base initiale est changée par le processus de fusion de solidification, et 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 forcés. [29] [30]

La zone étroite à l'extrémité du bain de fusion est la zone "non mélangée ": dans cette zone les forces de convection étant inférieures aux forces de friction des fluides, la composition chimique est 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 est la surface format clairement la frontière entre le métal de base non fusionné et le métal de la soudure solidifiée.

Zone de fusion partielle (ZFP) :

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'intérieure de la zone de fusion partielle.



Figure 2.4 : microstructure de la ZAT et ZF séparant par une zone de liaison d'un alliage 7075 T6

2.1.3 Morphologie de la zone de fusion :

Comme il a été cité 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 pouvant influencer sur la morphologie de cette zone. On peut citer 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 provoquer des défauts tels que des fissures (à chaud, à froid ou au réchauffage).

2.1.4 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 par un refroidissement, essentiellement par conduction dans les parties adjacentes. Celles-ci sont: **[31]**

- Métal avoisinant plus froid,
- Eléments de bridage,
- Electrodes (dans le cas du soudage par points).

Le cycle thermique en tout point voisin de la zone soudée traduit ainsi 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 études ont été faites pour résoudre l'équation de la chaleur simplifiée. On peut citer celles de Rosenthal, [32] Rykline, [33] Clyde et Adams. [34] La résolution de cette équation s'est basée sur une source de chaleur ponctuelle q se déplaçant à une vitesse constante le long d'un axe x . l'équation différentielle de la chaleur peut être décrite comme suit :

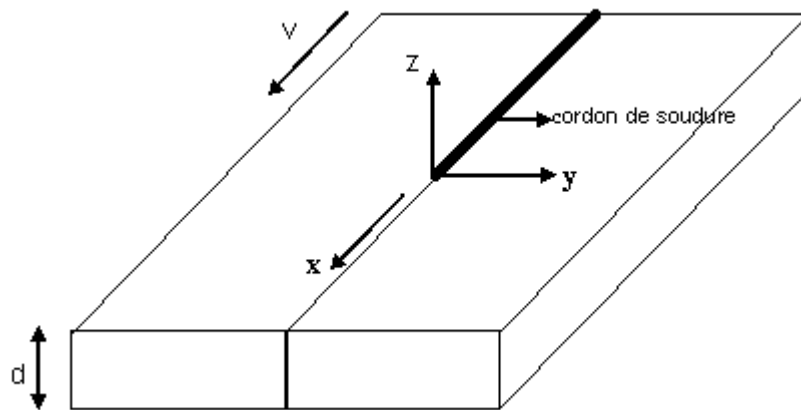


Figure 2.5 : Schéma représentant la définition du système de coordonnées

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) \quad \text{II.1}$$

Avec :

T = température (°C)

t = temps (s)

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

$$\alpha = \lambda / \rho c$$

II.2

Avec

λ = conductibilité thermique du matériau (J/m³Ks)

ρc = capacité calorifique volumique (J/m³ 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 est à la même température.

Pendant le régime transitoire de chauffage, tous les points de cette surface sont passés par toutes les 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 dans toute la surface à souder.

Ainsi, en régime stationnaire, l'équation II.1 devient:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = 0 \quad \text{II.3}$$

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 un système de coordonnées mobiles lié à la source, l'équation II.1 devient :

$$T(y) - T_0 \frac{q_0/vd}{\rho c \sqrt{4\pi at}} \exp\left(-\frac{y^2}{4at}\right) \quad \text{II.4}$$

Avec :

T_0 = température initiale (°C)

q_0 = puissance absorbée (W)

v = vitesse de la soudure (m/s)

d = épaisseur du matériau (mm)

S'agissant de notre matériau (alliage d'aluminium 7075 T6) soudé par le procédé de soudage TIG, Hwang, Ma et Ouden ont utilisé la formule précédente pour déterminer le cycle thermique. Leurs travaux sont représentés dans les figures suivantes :

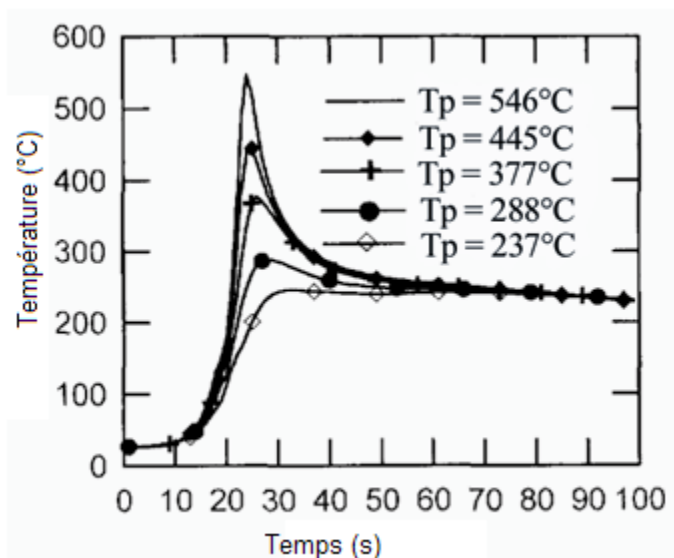


Figure 2.6 : Cycle thermique de la zone ZAT de l'alliage d'aluminium 7075 T6 [35]

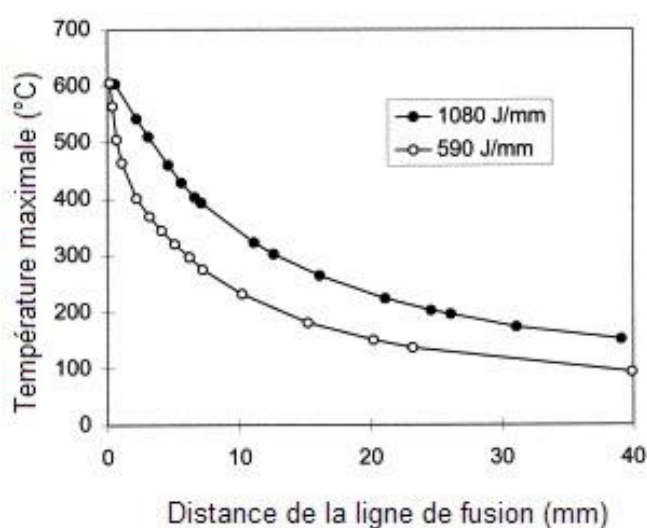


Figure 2.7 : Relation entre la température maximale et la distance de la ligne de fusion [36]

2.1.5 Comportement du bain liquide :

Lors du procédé de soudage TIG, la répartition de l'énergie dans l'arc doit se faire d'une manière à 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 bain de fusion 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 répartition 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 II.8 [37]. 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.

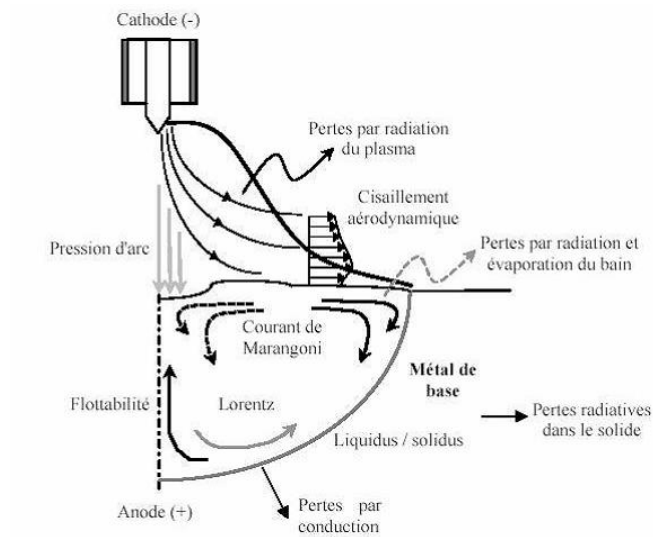


Figure 2.8 : Forces et courants de convection dans le bain de fusion du procédé de soudage TIG

Pour les courants mouillants, on obtient :

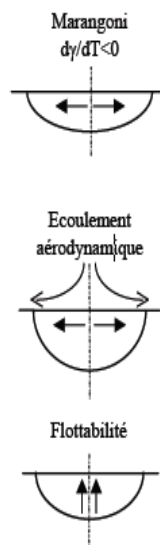


Figure 2.9 : Courants mouillants dans le bain de fusion

Pour les courants pénétrants, on obtient :



Figure 2.10 : 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 gravités 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 qui est plus conséquente pour le soudage à l'arc grâce à des masses de particules

plus importantes. Mais quel que soit le procédé de soudage le mouvement du liquide se fait toujours des bords de la zone fondue vers le centre du cordon.

2.1.6 Transformations en ZAT lors du chauffage :

Le caractère rapide des cycles thermiques de soudage ne permet pas d'utiliser les diagrammes d'équilibre pour prévoir la nature exacte des différentes phases au voisinage de la ligne de fusion. Cependant, à l'exemple d'Easterling [II.22], il est commode de raisonner à partir de ce type de diagramme pour interpréter qualitativement les modifications microstructurales.

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 au cours 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 peuvent avoir été obtenues par différentes combinaisons.

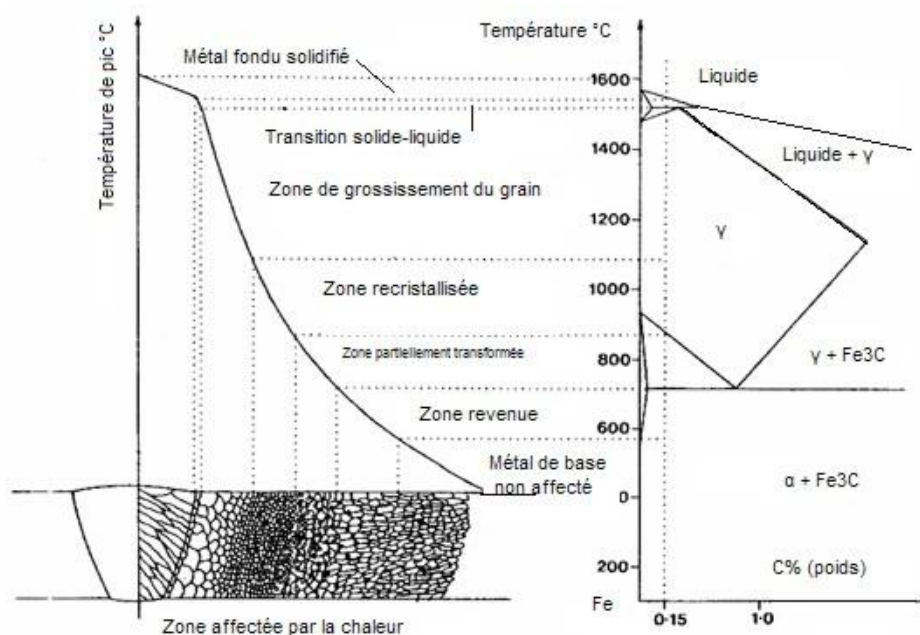


Figure 2.11 : Schéma représentant les différentes parties constitutives d'un joint Soudé (acier) [38]

2.1.7 Modifications des propriétés mécaniques de dureté :

Comme nous venons de le citer, ces modifications doivent être naturellement appréciées en comparaison 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 montré 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. [39] [40]

2.2 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 qui est 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...,

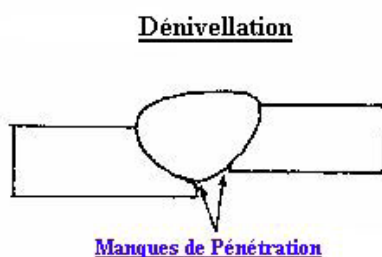


Figure 2.12 : Exemple de manque de pénétration

La deuxième regroupe les défauts internes :

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

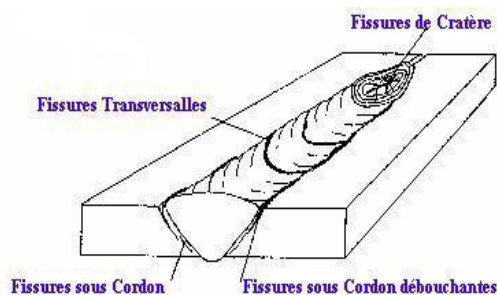


Figure 2.13 : Exemple de Fissure à froid

Pour le cas de notre alliage d'aluminium 7075 T6, et lors de l'application du procédé de soudage TIG, 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 appelées 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 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 Procédé de soudage TIG :

Ce procédé de soudage parfaitement adapté aux très fines épaisseurs permet d'obtenir des soudures de grandes qualités, avec un rendement faible. Les vitesses de soudage en général sont l'ordre de 15 à 50 cm/mn ; en soudage automatisé, des vitesses supérieures sont possibles.

Le soudage au gaz à l'arc de tungstène (GTAW), même s'il est un procédé électrique, est semblable, quant à la technique, au soudage au gaz. L'arc de tungstène (GTAW) produit des soudures de grande qualité sur divers métaux, spécialement l'acier inoxydable et l'aluminium. Aussi, on y recourt là où l'inspection de joints soudés est soumise à un contrôle strict de la qualité. **[5]**

2.4.1 Définition :

Par définition, le terme "TIG" est l'abréviation de "Tungsten Inert Gas" et sert à désigner le procédé de soudage en atmosphère inerte avec électrode de tungstène aussi appelée "G.T.A.W. " (Gas Tungsten Arc Welding).

Le soudage TIG est un procédé utilisant une électrode pleine non consommable. L'électrode, l'arc et la zone voisine du bain de fusion sont protégés de l'atmosphère par une protection gazeuse inerte. Si un métal d'apport est nécessaire, il est ajouté à l'avant du bain de fusion.

Le soudage TIG produit des soudures de très haute qualité et exceptionnellement propres. Comme il n'y a aucun laitier, les risques d'inclusion de laitier dans le bain sont éliminés et les soudures ne nécessitent aucun nettoyage. Le soudage TIG peut être utilisé pour presque tous les métaux et se prête au soudage manuel ou automatique.

Le soudage TIG est très utilisé pour souder l'aluminium et les aciers inoxydables qui requièrent une qualité très élevée. Il est couramment utilisé pour un travail de qualité dans le nucléaire, la chimie, l'aéronautique et les industries alimentaires [41].

2.4.2 Principe :

Un arc électrique est établi entre l'extrémité d'une électrode en tungstène et le substrat, sous protection gazeuse. Le gaz inerte le plus utilisé pour le soudage TIG est l'argon; celui-ci permet de protéger le cordon de soudure de l'oxydation. Les opérations d'assemblage peuvent être réalisées avec ou sans métal d'apport en manuel, ou dans le cadre d'un système automatisé. Lorsque du métal d'apport est utilisé, celui-ci se présente usuellement sous la forme d'une baguette de longueur 1 m, qui est placée sous l'arc électrique.

Le procédé de soudage TIG est appliqué généralement pour les tôles ayant une épaisseur inférieure à 10 mm. Au delà, il est exigé un nombre de passes important, ce qui le rend ainsi non économique. Pour de 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 entre l'extrémité d'une électrode réfractaire ou non fusible en tungstène. Le métal d'apport est amené 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 façon 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.

Le soudage s'effectue en polarité directe (pôle - du générateur relié à l'électrode), pour la majorité des métaux et alliages (aciers, inox, cuivre, titane, nickel...), sauf dans le cas des alliages légers d'aluminium ou de magnésium où l'on soude en polarité alternée (pendant un laps de temps, 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) détruit cette électrode en la faisant fondre.

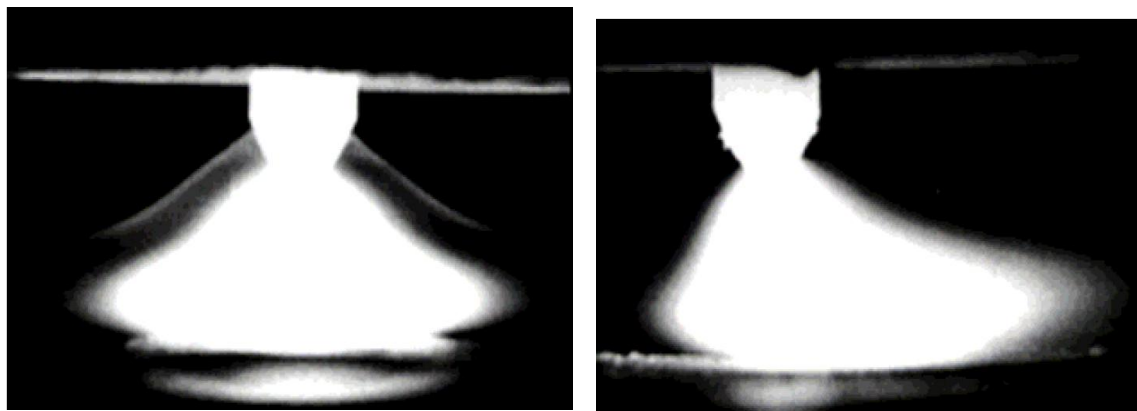


Figure 2.14 : Profil longitudinal et transversal de la flamme TIG [42]

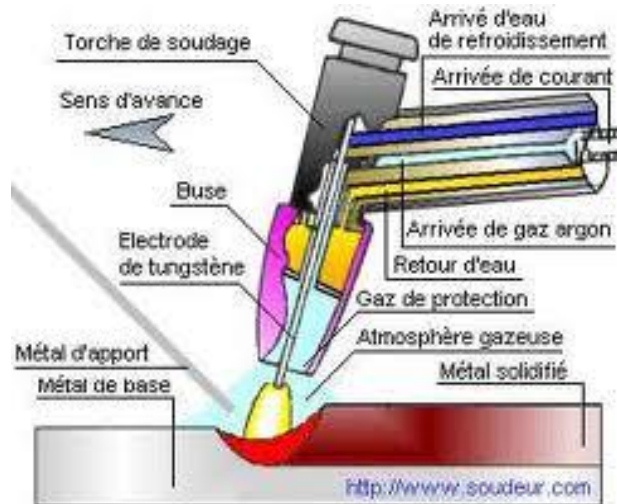


Figure 2.15 : soudage TIG (Tungsten Inert Gaz) [état et mec du soudage [38]

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.

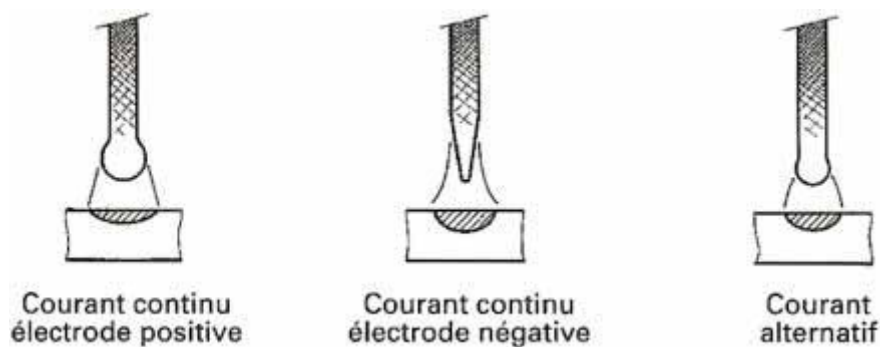


Figure 2.16 : Forme des électrodes pour soudage TIG

2.4.3 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 parce 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 le matériau à souder) est fixée.

Pour étudier l'écoulement thermique en soudage à l'arc électrique dans le but 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 [43] :

$$H = EI/v \quad (\text{J/mm}) \quad \text{II.5}$$

Avec:

E = Tension de l'arc (V)

I = Intensité du courant (A)

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

Mais en raison de 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:

$$H_n = f_1 EI/v \quad (\text{j/mm}) \quad \text{II.6}$$

Avec:

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

2.5 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, qui couplé avec l'hydrogène dissous et les contraintes mécaniques, peuvent conduire à une fragilité de la soudure. Leurs critères de soudabilité dépendent, comme pour les aciers inoxydables austénitiques, de la tendance à la fissuration à chaud [44]. 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 découlent.

2.5.1 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 [45].

Le soudage des alliages d'aluminium par le procédé TIG exige des préparations de surfaces très soignées. Par rapport à d'autres procédés tel que le MIG, le procédé TIG permet l'obtention de cordon de bonnes qualités. 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) ou 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°C (Al 658°C),
- formation spontanée à l'air libre même après grattage,
- stable même à haute température,
- adhérente et insoluble dans le métal liquide.

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

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

2.5.2 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.

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'assemble dépendent du métal soudé et de cet 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, mais 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.

2.5.3 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 irréversible 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 mais surtout dû à la taille des structures qui 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.

2.5.4 Les métaux d'apport :

Le métal d'apport doit être d'une pureté élevée et les pièces à souder doivent être nettoyées 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.

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. Ce 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

Techniques expérimentales

3.1 Présentation du matériau à étudier :

Notre matériau d'étude est un alliage commercial d'aluminium 7075 T6 de haute résistance, délivré par AIR ALGERIE sous forme de tôles d'épaisseur 3mm, ayant la composition chimique suivante: (Tableau 3.1)

Elém	Si	Ti	Mn	Cu	Fe	Cr	V	Mg	Zn	Al	Autre
% mass	0.10	0.04	0.03	1.53	0.22	0.19	0.01	2.50	5.63	89.72	0.03

Tableau 3.1 : Composition chimique de l'alliage 7075 T6 étudié

Afin de préparer les échantillons aux opérations ultérieures, les tôles d'aluminium ont été coupées à l'aide de la guillotine (au niveau de l'atelier du département de mécanique de Blida) aux dimensions 110 x 38 x 3 mm

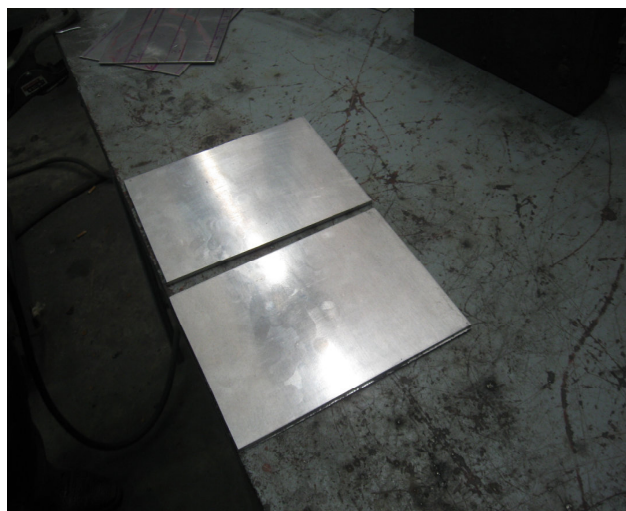


Figure 3.1 : Tôles d'alliage d'aluminium 7075 T6 avant soudage

3.2 Traitements thermiques :

4 échantillons ont fait l'objet de notre étude, il s'agit:

- D'un échantillon 1 qui ne subit aucun traitement (état reçu T6)
- Echantillons 2, 3 et 4 traités thermiquement. Les figures 3.2, 3.3 et 3.4 représentent ces échantillons traités.

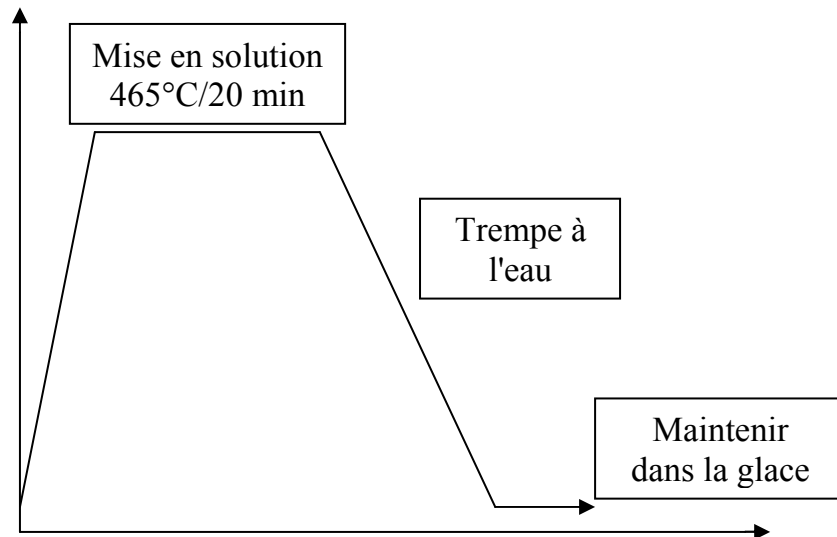


Figure 3.2 : Représentation schématique du traitement thermique qu'a subit l'échantillon 2

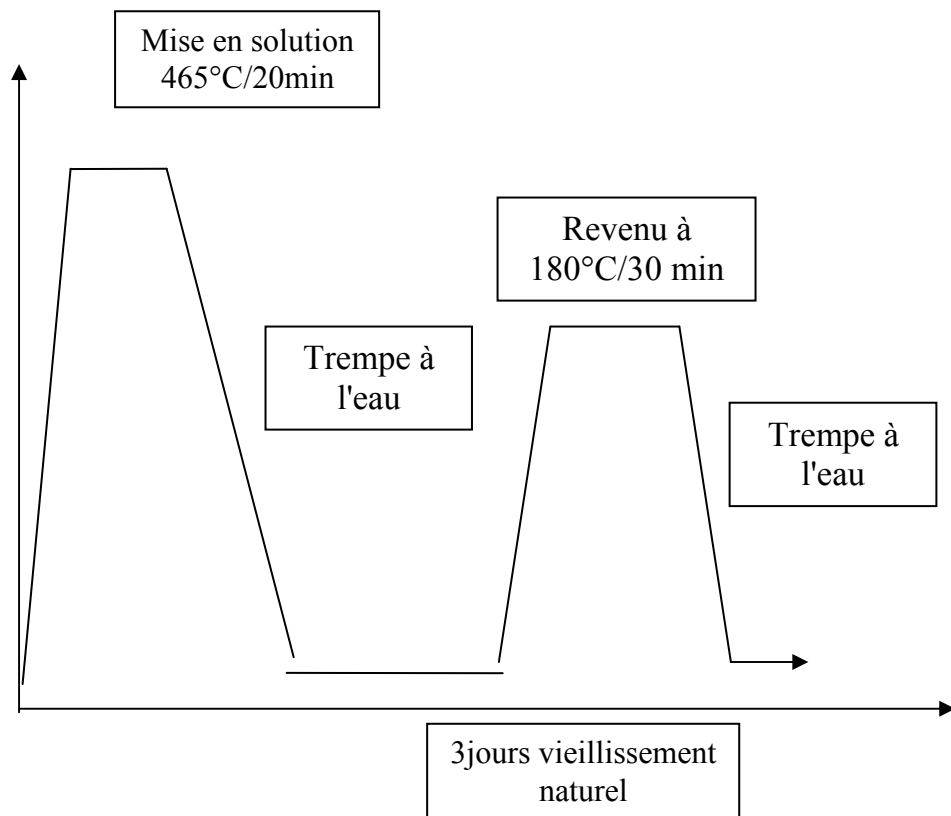


Figure 3.3 : Représentation schématique du traitement thermique qu'a subi l'échantillon 3

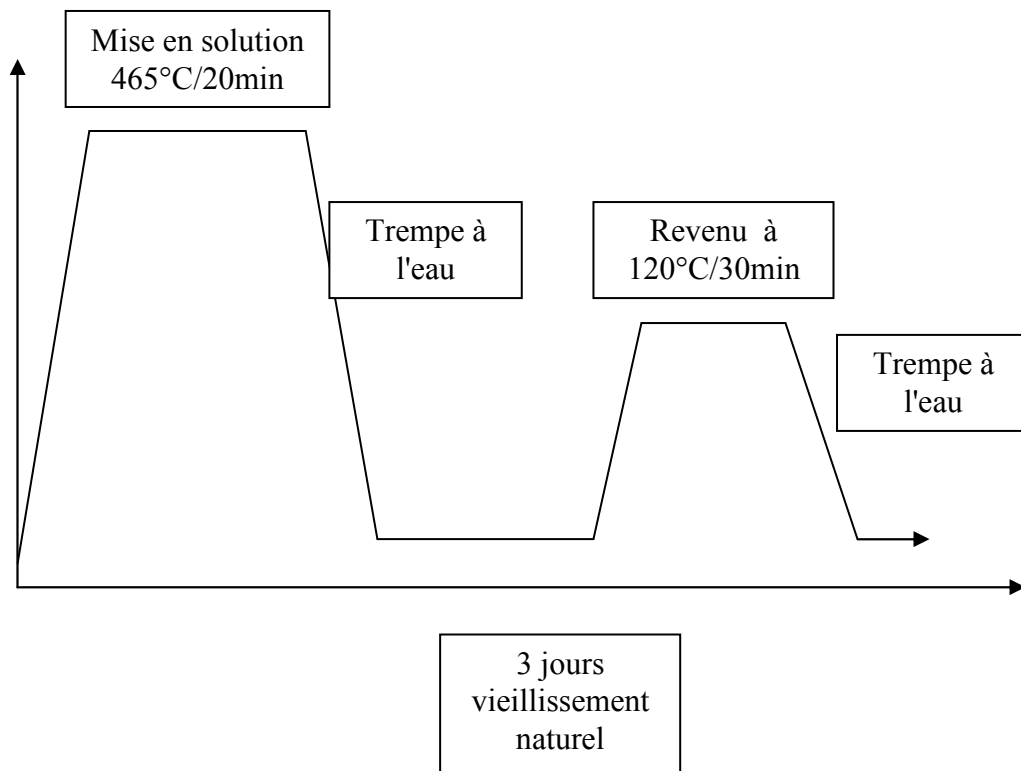


Figure 3.4 : Représentation schématique du traitement thermique qu'a subi l'échantillon 4

Les traitements ont été effectués dans un four au niveau du laboratoire de sciences des matériaux. Le but de ces traitements est de mettre en évidence le durcissement structural qui va subir l'alliage grâce aux séquences de précipitation connues dans la théorie et éventuellement conclure l'effet de l'opération du soudage sur un tel alliage traité préalablement.

3.3 Opération de soudage : Procédé TIG (Tungsten Inert Gaz)

Les échantillons ont été soudés après leurs traitements à l'aide du procédé TIG au sein du centre de soudage (CSC) de Chéraga. Le post de soudage semi-automatique est du type: **Square wave TIG – 355** de marque (Lincoln **Electronic**) muni d'un mélange de gaz de protection Argon / Hélium

Les paramètres du soudage sont:

- Intensité du courant $I = 60 \text{ A}$,
- Tension = 60 Volts
- Débit du gaz de protection = 12 l/ min

La figure 3.5 illustre le procédé

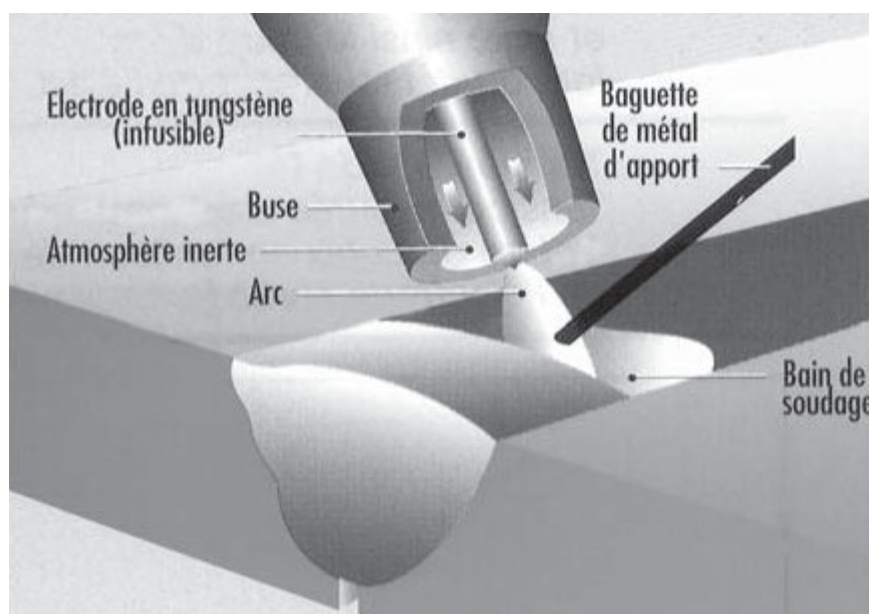


Figure 3.5 : Le procédé TIG

L'indisponibilité du métal d'apport utilisé pour effectuer le soudage nous a obligé de le substituer par des baguettes découpées de l'alliage à souder lui-même.



Figure 3. 6 : un poste de procédé de soudage TIG



Figure 3.7 : application du procédé de soudage TIG

3.4 Examen métallographique des soudures

3.4.1 Généralités

L'examen métallographique, associé aux techniques d'investigation qui complète les informations qu'il fournit, est à la base de l'étude métallurgique des soudures, il s'effectue sur des prélèvements. Il est donc destructif, dans le cas des soudures exécutées avec déplacement de la source de chaleur, les prélèvements les plus souvent examinés sont effectués perpendiculairement à la ligne de soudure (figure 3.9.a), un tel prélèvement est représentatif de toute la portion de soudure ou l'état quasi-stationnaire a été atteint durant l'opération de soudage. Le prélèvement d'échantillons dans d'autres positions ou orientations n'est cependant pas exclu; en particulier, on obtient des informations très intéressantes sur des coupes longitudinales (figure 3.9.b) surtout en ce qui concerne des fissures éventuelles, sur laquelle on ne peut se prononcer qu'après avoir examiné les deux types de coupes, transversale et longitudinale.

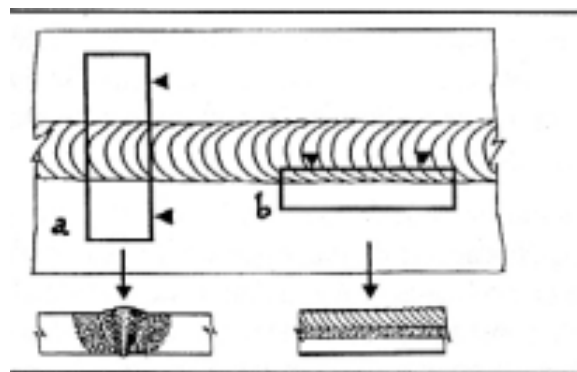


Figure 3.8 : Prélèvement d'échantillons pour examen microscopique

Dans notre cas, les prélèvements ont été perpendiculaires à la ligne de soudure

3.4.2 Préparation métallographique des échantillons :

3.4.2.a L'enrobage :

L'enrobage est effectué en utilisant une résine thermodurcissable à froid comme support d'échantillon, pour ne pas affecter la microstructure de l'alliage étudié

3.4.2.b Le polissage :

Cette opération comporte deux étapes:

1- le polissage grossier: Cette étape a pour but de débarrasser de la surface du métal de la couche écrouie lors du prélèvement et pour cela on utilise un papier abrasif de granulométrie décroissante 280, 400, 600, 1000, 1200. On obtient une

série de raies fines, et on croise les raies après chaque opération. La polisseuse utilisée est du type METASINEX

2 – le polissage fin: Cette étape est effectuée sur un disque tournant du type MONTASUPAL ayant un support en feutre et en utilisant une poudre d'alumine (Al_2O_3) de granulométrie inférieur à $1\mu\text{m}$ diluée dans l'eau, l'état final de surface poli est tel un miroir (poli spéculaire)

3.4.2.c Attaque chimique :

Le but de l'attaque chimique est de distinguer les différents éléments de structure et dans notre cas: les 3 zones constitutives d'une soudure MB, ZAT et la ZF, pour cela on a utilisé un réactif dit: KELLER (1ml HF, 1.5ml HCl concentré et 2.5 de HNO_3 et 95 ml de H_2O)

3.5 Essai de dureté et de la microdureté :

3.5. a Dureté :

On a effectué des essais de dureté sur chaque échantillon, la prise des valeurs est faite sur les trois zones (métal de base, ZAT et le cordon de soudure), cet essai nous a permettre de mettre en évidence l'effet des traitements thermiques sur l'alliage d'aluminium 7075 (durcissement par précipitation).

3.5. b Microdureté

Les mesures de microdureté ont été effectuées pour avoir des renseignements préliminaires sur l'évolution des propriétés mécaniques après les divers traitements thermiques, cette technique est particulièrement convenable dans l'étude du soudage puisque il est possible de prendre un profil de mesures le long d'un axe transversale à la soudure, on peut voir l'évolution des propriétés mécanique en chaque point.

Les mesures de microdureté HV de nos échantillons ont été faite sur l'appareil Micromet 3 au niveau du CSC de Chéraga, on a choisi une charge de 500g à fin de maximiser la précision des résultats.

3.6 Microscopie Electronique à Balayage (MEB) :

Les pièces mécaniques rompues soit au service, soit au cours de fabrication présentent des surfaces de cassures qui reflètent, d'une part, leur structure métallurgique, et d'autre part, les conditions d'utilisation ou de fabrication. Des cassures sont également produites en laboratoire soit après entaille soit sur une fissure préexistante: cela constitue une méthode de mise en évidence de la structure.

La lecture des cassures, naturelles ou provoquées, apporte toujours de précieux renseignements sur le métal, sur l'amorce de la cassure, sur les conditions de sollicitation. C'est pourquoi toute fissure ou cassure doit être immédiatement protégée contre toute détérioration mécanique ou chimique.

La microscopie électronique à balayage reste cependant l'outil indispensable à l'observation des surfaces de rupture (macro et microfractographie), le contraste obtenu en électrons secondaires permet de visualiser le relief et de distinguer les différents modes de rupture. Le MEB fournit d'autre part un excellent contraste chimique, avec les électrons rétro diffusés.

Les faciès de rupture de nos échantillons ont été examinés après l'essai de résilience à l'aide du microscope électronique à balayage au sein du Centre de Développement des Technologies Avancées (CDTA) de Baba Hassen (Alger).

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

Après l'opération du MEB, on a utilisé l'analyse EDS.

Cette dernière permet une caractérisation chimique des différentes phases.

Lors de l'expérience, l'appareil bombarde 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".

Aussi, l'expérience s'est déroulée dans le même centre de recherche de Baba Hassen (Alger).

3.7 Les essais mécaniques :

Les essais, en laboratoire ou sur le terrain, apportent des renseignements précis et fiables sur la qualité et les performances d'un matériau. Il en existe un grand nombre; des normes internationales règlent la plupart. Ceux sont des expériences dont le but est de caractériser les lois de comportements des matériaux (mécanique des milieux continus). La loi de comportement établit une relation entre les contraintes (pression=force/surface) et les déformations (allongement unitaire sans dimensions).

Cependant, la déformation d'une pièce dépend de la forme de la pièce et de la manière dont sont exercés les efforts extérieurs sur cette pièce. Il faut donc normaliser les essais. Des normes définissent donc :

- Quelle est la forme de la pièce d'essai dont on teste le matériau, on parle alors d'éprouvette normalisée,
- Comment sont exercés les efforts sur l'éprouvette, on parle alors d'essai normalisé.

Parmi ces essais, on peut citer :

- Les essais mécaniques (traction, dureté, résilience, fatigue, fluage...),
- Les essais pour la productique (emboutissage, pliage, usinabilité),
- Les essais sur les surfaces (abrasion, rayures, rugosité, adhérence...),
- Les essais sur les fluides (viscosité, écoulements...).

Essai de résilience :

L'essai de résilience a pour objet de déterminer la résistance des matériaux à la rupture sous l'effet d'un choc par l'intermédiaire de l'énergie de rupture. Bien que la résistance à la rupture se mesure traditionnellement, comme tout le monde le sait, avec un essai de traction classique, la résistance que l'on vise à étudier ici a peu en commun avec la résistance observée dans un essai de traction statique. Dans l'essai de traction la déformation est graduellement imposée à l'éprouvette. La matière a ainsi assez de temps pour

réagir et s'adapter au changement. Dans la pratique, une pièce est souvent soumise à des chocs brutaux. Pour cette situation, les valeurs

observées dans un essai de traction ne donnent pas toujours satisfaction et peuvent même être trompeuses.

En principe, il serait bien utile de connaître les contraintes critiques qui provoquent la rupture sous l'effet d'un choc. Néanmoins dans la pratique et dans la théorie, le phénomène de la rupture dynamique est très complexe. Même au niveau expérimental, la détermination d'une contrainte critique s'avère déjà extrêmement difficile. Comme la fissuration sous l'effet du choc avance à très grande vitesse et que de ce fait les contraintes montent et descendent presque instantanément, leur mesure exacte n'est pratiquement pas possible. On doit reconnaître que les contraintes du choc se transmettent par une onde acoustique.

3.8 Partie Experimentale :

Le matériau utilisé à savoir l'alliage d'aluminium 7075 T6 possède des caractéristiques physiques représentées dans le tableau 3.1 :

<i>I</i>	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 (2)
Limité à la rupture Rm (MPa)	535 (2)
Allongement (%)	8 (2)
Limité élastique RP0.2 (MPa)	390 (3)
Limité à la rupture Rm (MPa)	475 (3)
Allongement (%)	7 (3)

Tableau 3.2 : Caractéristiques physiques du matériau

Avec :

- (1) = Moyenne des modules de traction et de compression
- (2) = Tôle laminée état T6, épaisseur entre 3.2 et 6 mm
- (3) = Tôle laminée état T7351, épaisseur entre 6 et 25 mm

L'expérience s'est déroulée au niveau du 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.

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

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

- Métal de base,
- ZAT,
- Cordon.

Celles-ci sont représentées dans la figure

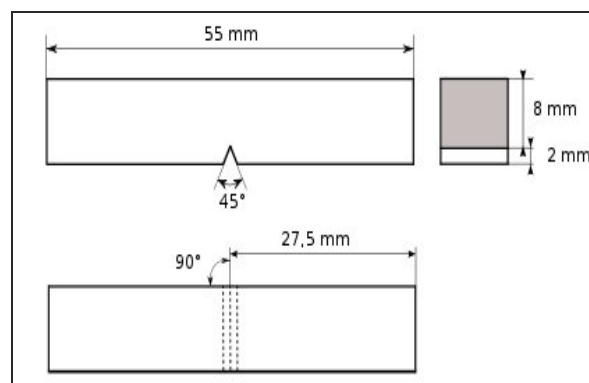


Figure 3.9 : Eprouvette normalisée

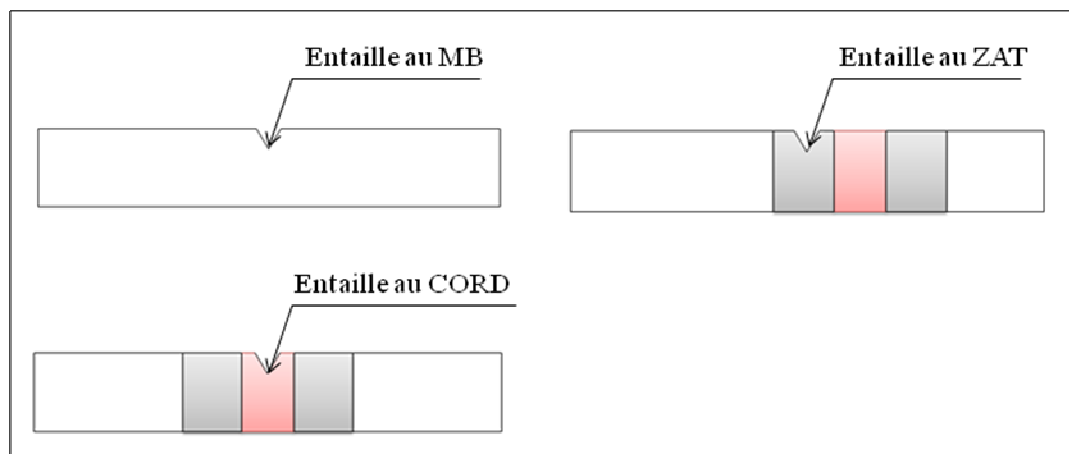


Figure 3.10 : Emplacement des entaillles dans les différentes zones à souder

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

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

$$\text{Résilience} = \frac{\text{énergie absorbée par la rupture } W \text{ (Joules)}}{\text{section au droit de l'entaille (cm}^2\text{)}} \quad (3.1)$$

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

La résilience Kcv est égale au quotient de l'énergie absorbée au cours de la rupture, en Joules, par l'aire de la section utile, au droit de l'entaille. Sa valeur pratique est toujours exprimée en Joules par cm² (J/cm²), ou directement désignée par le symbole K.

L'expérience s'est déroulée de la manière suivante :

- Pour chaque épaisseur, l'essai de résilience concernait 03 parties : métal de base, la ZAT et la zone fondue,
- Pour chaque partie, les températures suivantes furent utilisées :

$$T = 0^{\circ}\text{C}, 15^{\circ}\text{C}, T^{\circ}\text{ ambiante}, 30^{\circ}\text{C}, 45^{\circ}\text{C et } 60^{\circ}\text{C}.$$

Les résultats de l'essai de résilience sont représentés dans les tableaux suivants :

T°	Joules
0°	2.78
15°	3.23
Ambiante	1.84
30°	4.35
45°	3.39
60°	3.19

Tableau 3.3 : Résilience pour la zone de métal de base

T°	Joules
0°	2.39
15°	1.88
Ambiante	1.45
30°	1.72
45°	2.15
60°	1.64

Tableau 3.4 : Résilience pour la ZAT

T°	Joules
0°	1.80
15°	2.07
Ambiante	2.98
30°	3.76
45°	2.47
60°	1.45

Tableau 3.5 : Résilience pour la zone fondue

Chapitre 4

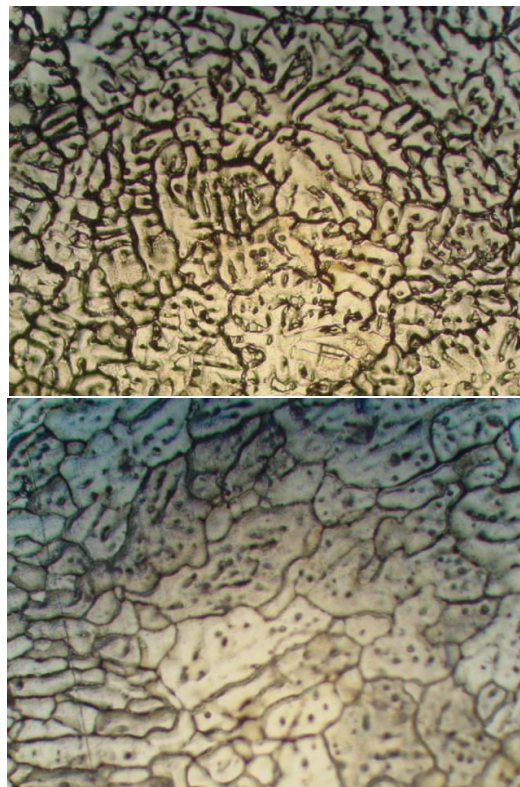
Analyse des résultats et interprétations

4.1 Présentation des microstructures observées par microscopie optique :

L'examen par microscopie optique nous montre des microstructures presque semblables au niveau de la zone fondue par rapport à la morphologie du matériau non traité (structure brut de solidification ou dendritique).

Même au niveau de la zone affectée thermiquement ZAT de chaque échantillon la morphologie ne diffère pas trop, cela nous conduit à dire que l'effet des traitements et cycles thermiques n'apparaît pas clairement et directement sur la microstructure.

On remarque que la taille des grains de l'échantillon 3 et 4 est légèrement affinée.



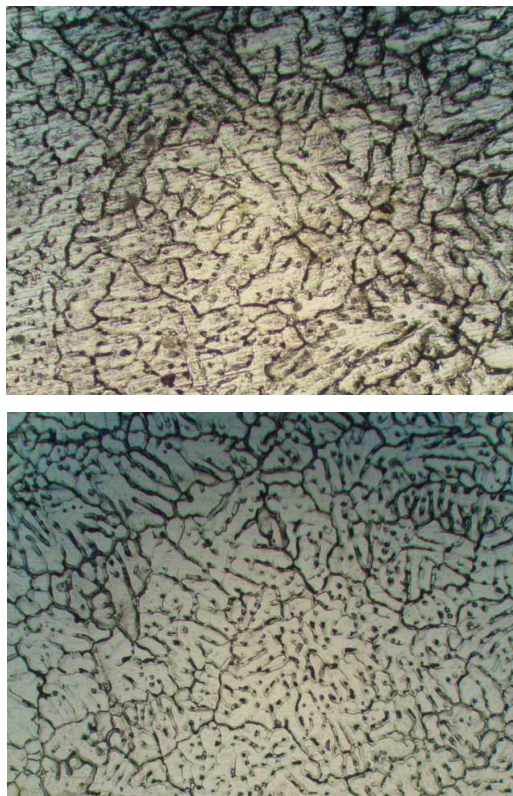
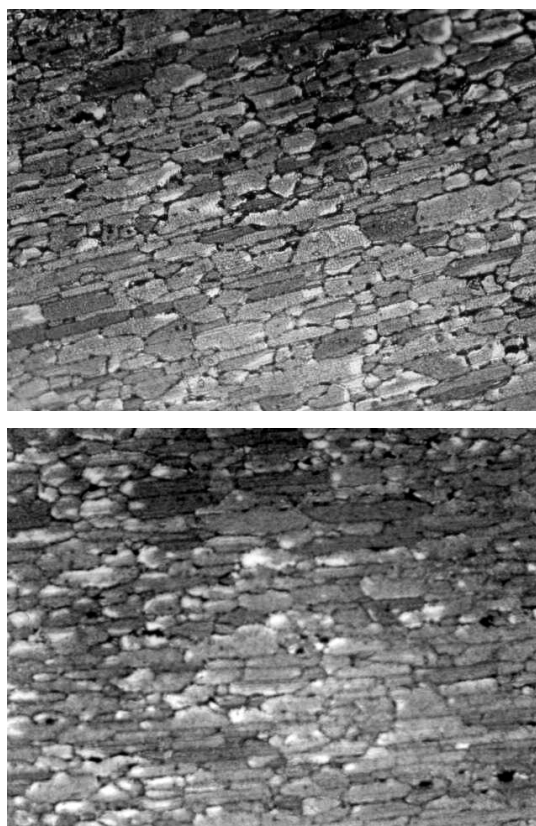


Figure 4.1 : Microstructure de la zone fondue ZF X 200 des 4 échantillons



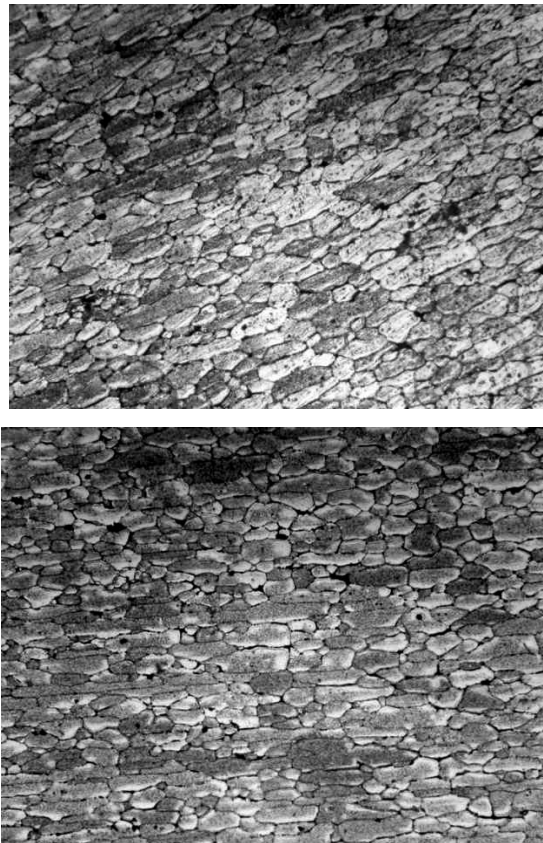


Figure 4.2 : Microstructure de la zone ZAT X 200 des 4 échantillons

4.2. Microdureté :

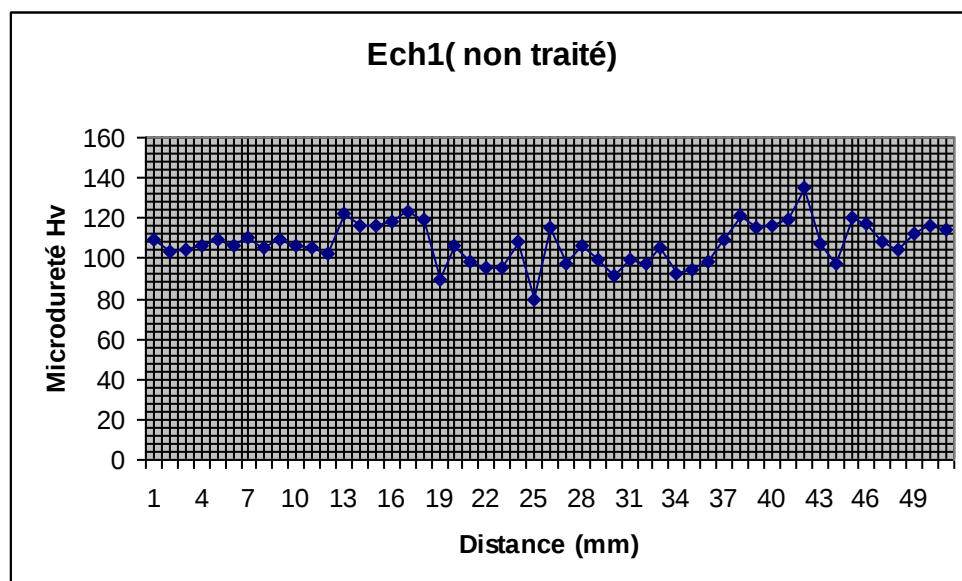


Figure 4.3 : Profil de microdureté de l'échantillon 1 (non traité)

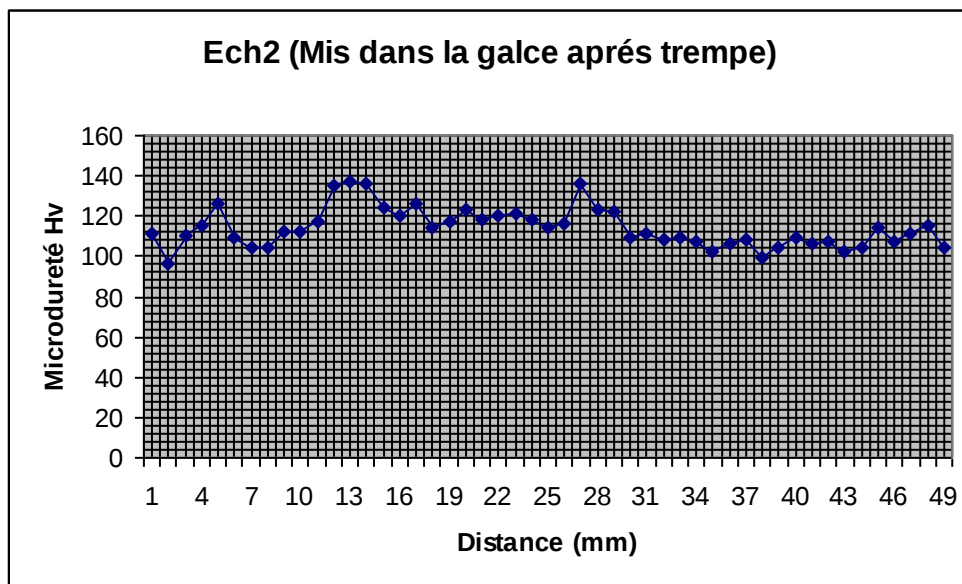


Figure 4.4 : Profil de microdureté de l'échantillon 2

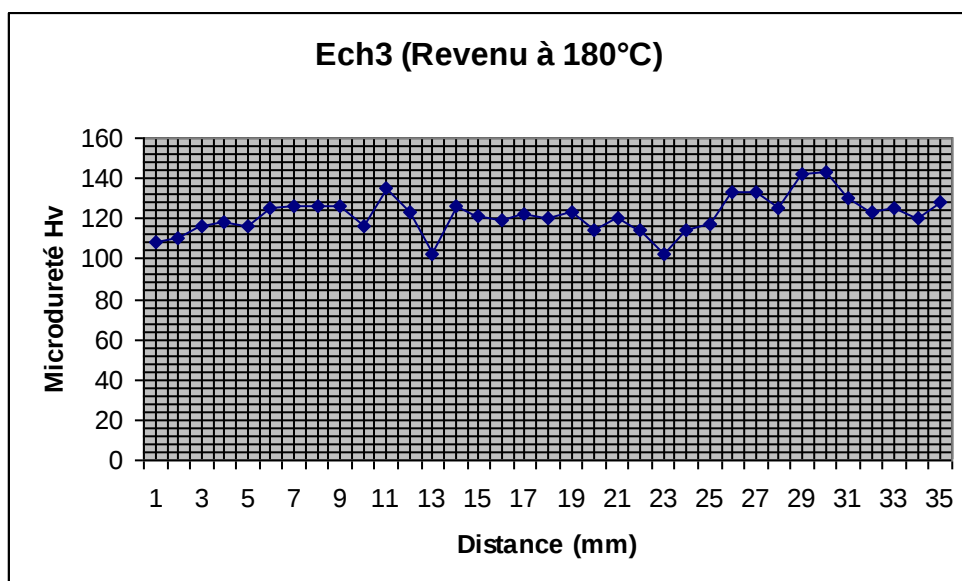


Figure 4.5 : Profil de microdureté de l'échantillon 3

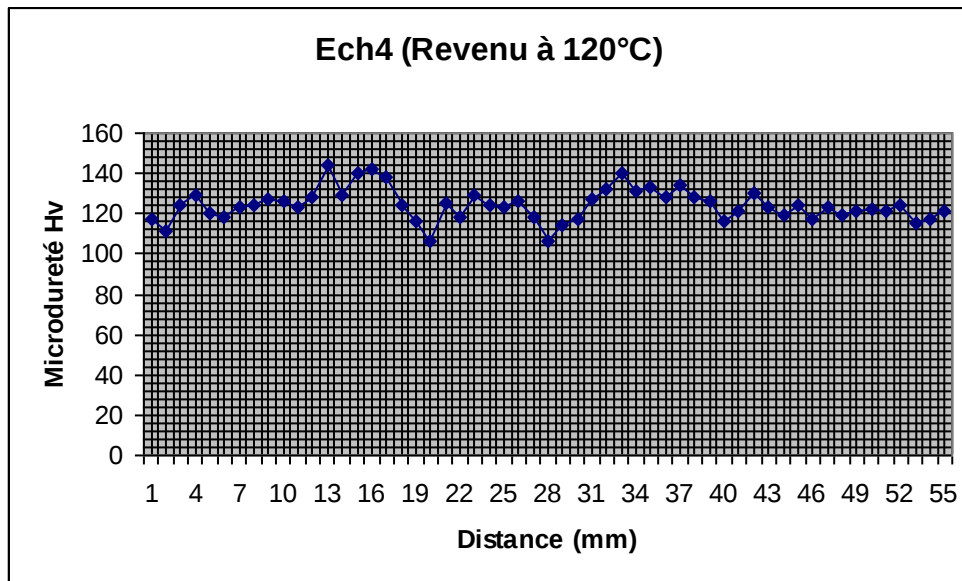


Figure 4.6 : Profil de microdureté de l'échantillon 4

Les profils de microdureté des échantillons 1,3 et 4 nous montrent une symétrie de part et d'autre des propriétés de dureté par rapport à la zone fondue. On peut distinguer les 3 zones représentatives d'une soudure (Métal de base, ZAT et ZF).

On observe aussi une augmentation de la dureté (HV) dans la ZAT de part et d'autre du cordon selon un étendu clair de l'ordre de 3mm à peu près, par contre une baisse de la dureté (HV) dans la ZF par rapport au métal de base, les valeurs en ZF de l'échantillon 4 sont légèrement abaissées

Le profil de microdureté de l'échantillon 2 (on mentionne que l'échantillon 02 a subi un maintien dans la glace juste après la mise en solution), nous montre des valeurs de dureté élevées en ZAT par rapport au métal de base et la zone fondue (ZF), on remarque aussi que les valeurs en ZF sont un peu plus élevées par rapport au métal de base.

L'augmentation de la dureté (HV) en ZAT est peut être attribuée à la précipitation durcissante, alors que la ZF ayant une structure brut de solidification.

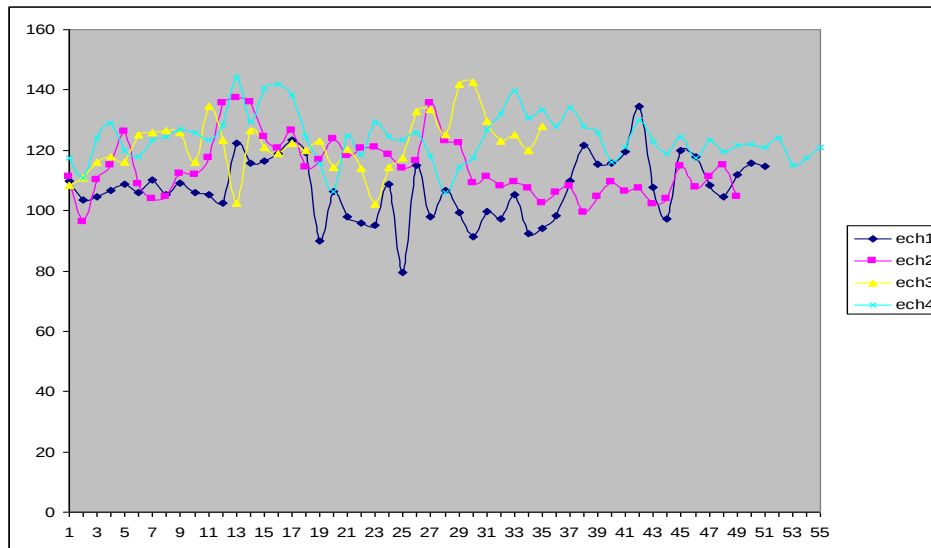


Figure 4.7 : Profils de microdureté entassée

Sur le graphique ci-dessus, on remarque que le profil de microdureté représentatif de l'échantillon 1 (qui n'a subi aucun traitement) et légèrement décalé

des autres courbes vers le bas, contrairement à la courbe qui représente l'échantillon 4 (revenu à 120°C) qui est décalé vers le haut. Ce décalage peut être traduit par l'effet des traitements thermiques sur les propriétés microstructurales (durcissement par précipitation) ainsi qu'aux effets des cycles thermiques subissant l'alliage 7075 T6 étudié au cours du soudage (principalement dans la ZAT). Néanmoins, les valeurs de microdureté sont presque de même ordre de grandeur dans les différentes zones (même dans la ZF) des soudures et cela pour les 4 échantillons. Donc on peut admettre que les soudures élaborées par le procédé TIG ont pu préserver relativement la continuité des propriétés mécaniques de notre matériau (alliages 7075 T6).

On remarque aussi sur le même graphique que les propriétés de dureté de la zone fondue (ZF) sont améliorées sous l'effet des traitements thermiques effectués.

4.3 Dureté :

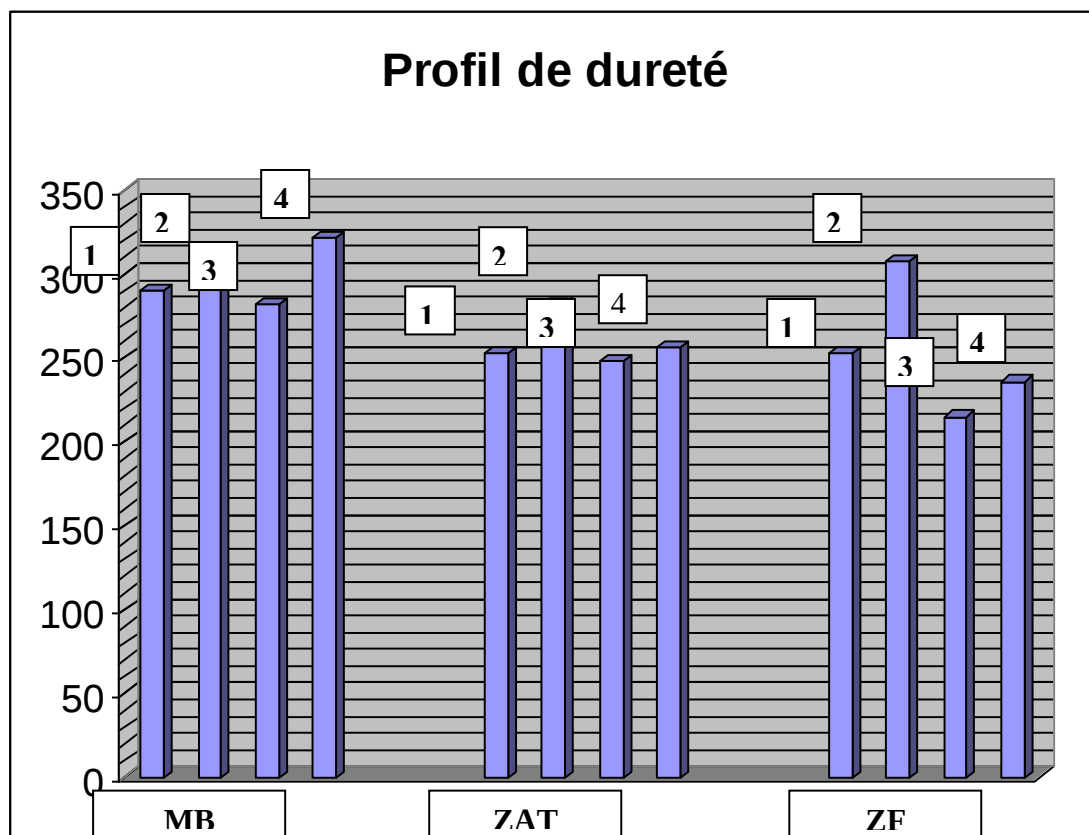


Figure 4.8 : Histogrammes de dureté dans les 3 zones de soudure des 4 échantillons

En examinant les histogrammes ci-dessus, nous déduisons à première vue, que les propriétés mécaniques de dureté du matériau étudié, sont très sensibles à la nature du traitement appliqué, et cela concerne toutes les zones du cordon de soudure.

On remarque tout d'abord que la moyenne des valeurs de dureté dans chaque zone décroît en allant du MB vers la ZF comme présenté dans la figure.

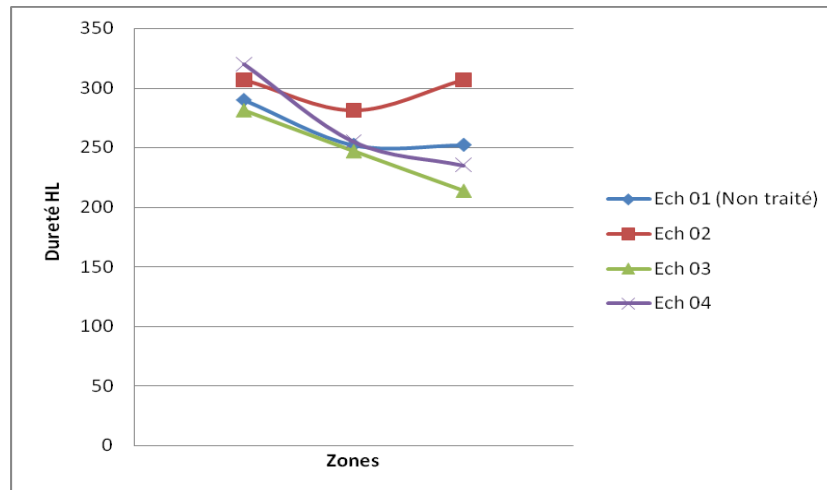


Figure 4.9 : Evolution de la dureté dans chaque zone de soudure des 4 échantillons

L'échantillon 2 à une tendance au durcissement dans les trois zones plus important que les échantillons 1,3 et 4 (on mentionne que l'échantillon 02 a subi un maintien dans la glace juste après la mise en solution).

On constate également que, les propriétés du cordon de soudure suite à des cycles thermiques dus au soudage ainsi qu'aux traitements thermiques varient d'une manière différentielle, on comparant les 03 zones les une par rapport aux autres, il est relativement difficile de contrôler et de prévoir les propriétés mécaniques d'autant plus lorsqu'il s'agit d'une combinaison des cycles thermiques.

D'après les figures, l'effet de structure issu d'une trempe rapide (Ech 2) a été prépondérant en terme de dureté, par comparaison aux autres échantillons qui ont subi des revenus artificiels est des maturations naturelles.

On note que l'échantillon 02 présente la valeur de dureté la plus élevée au niveau de ZF parmi les autres.

4.4 Résilience :

Les matériaux présentent dans la réalité souvent des caractéristiques au niveau de leur microstructure qui diminue 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 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. Ces paramètres peuvent varier en changeant la composition de l'alliage ou le traitement du composant.

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

Cette transition est rarement abrupte et on choisit des températures de transition arbitraires.

On peut observer les différents faciès des surfaces de rupture pour différentes températures, et noter que dans le domaine de rupture ductile, où l'énergie de rupture est élevée, le faciès est à nerfs.

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



Figure 4.10: Machine de résilience

Pour atteindre les températures 0, -10, -20, -35 et -45 °C et pour effectuer les essais de résilience, il faut préparer une solution composée par CO₂ à l'état solide et l'alcool. On ajoute le CO₂ à l'alcool et on mesure la température avec un thermocouple pour chaque cas.



Figure 4.11: Préparation de la solution de refroidissement des éprouvettes

D'une manière générale, au niveau de la ZF, les valeurs de résilience sont nettement inférieures par rapport au métal de base MB, mais entre eux même ils ont presque la même valeur.

Au niveau du MB les 03 échantillons qui ont subis les traitements thermiques présentent une nette amélioration de la résistance au choc par rapport à l'état reçu (l'échantillon 01 non traité), cela est dû principalement aux durcissements par précipitation de la solution solide sursaturée.

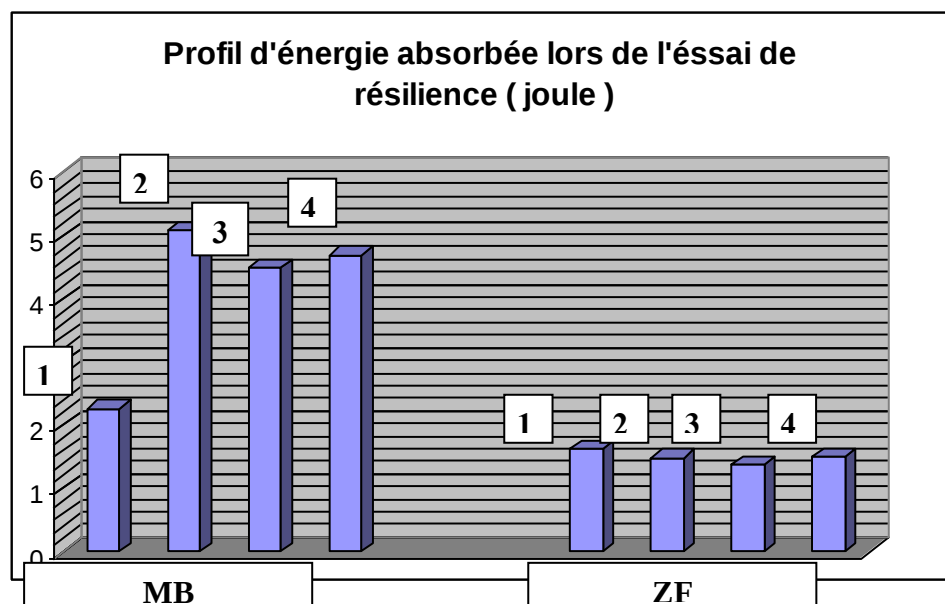


Figure 4.12 : Evolution de l'énergie absorbée en MB et ZF des 4 échantillons

L'énergie varie d'une zone à une autre.

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

- Un changement de la microstructure
- Une variation importante des dimensions des grains,
- Une formation et une apparition de fissures non présentes à l'état initial.

A travers les résultats, l'essai de résilience permet :

- de tester la résistance à la rupture brutale dans les conditions qui lui sont propres,
- 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 suivantes prises par le Microscopie Electronique à Balayage (MEB) représentent les effets de l'essai de résilience dans les différentes zones.

L'état des surfaces des fractures de la zone de fusion révèle les faciès de clivage indiquant la présence d'une fissure fragile. Les images obtenues montrent que la rupture est ductile.

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

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

L'examen des faciès de rupture des échantillons nous a permis d'avoir des images à différentes échelles et le type 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 suivantes. Une première constatation est que le type de la rupture est ductile du fait que la surface de rupture apparaît creusée de cupules

formées au cours des dernières étapes de la déformation plastique (avant rupture). L'apparition de plans de cisaillement dans la rupture montre que sur le métal de base, la taille est 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.

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.

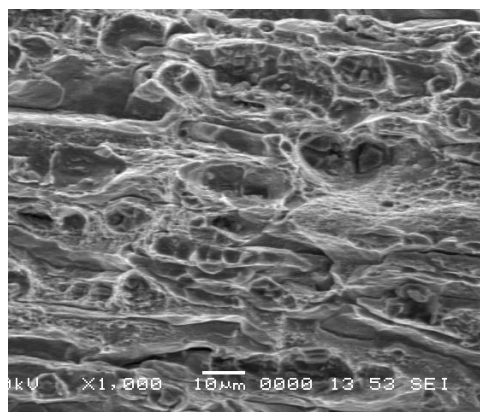


Figure 4.13 : Faciès de rupture en MB de l'échantillon 1

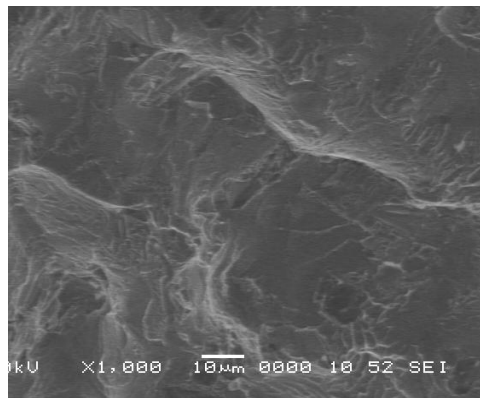


Figure 4.14 : Faciès de rupture en ZF de l'échantillon 1

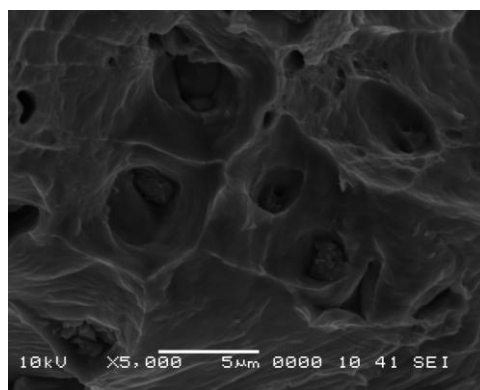


Figure 4.15 : Faciès de rupture en ZAT de l'échantillon 1

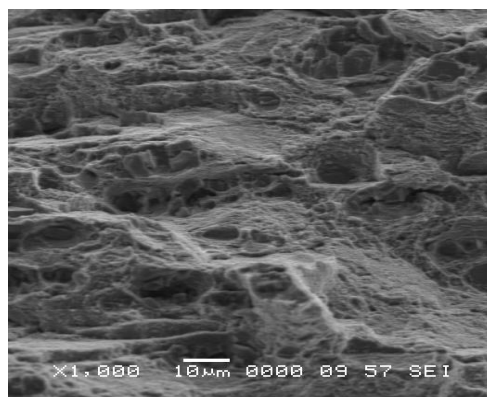


Figure 4.16 : Faciès de rupture en MB de l'échantillon 2

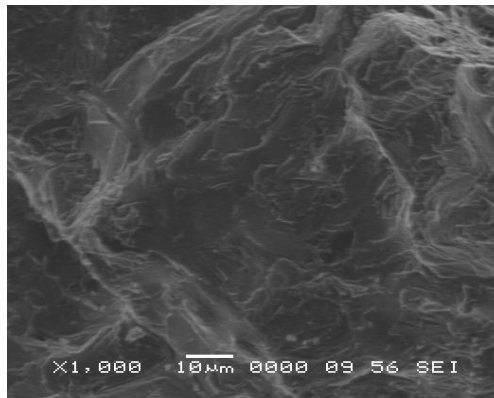


Figure 4.17 : Faciès de rupture en ZF de l'échantillon 2

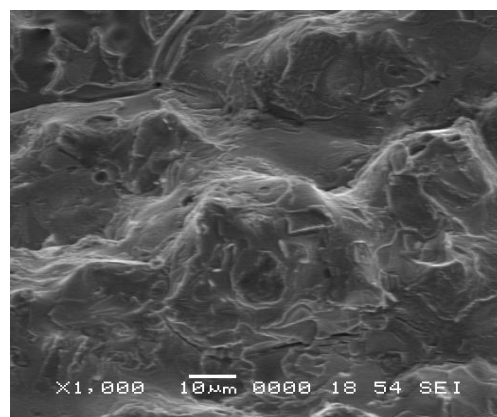


Figure 4.18 : Faciès de rupture en MB de l'échantillon 3

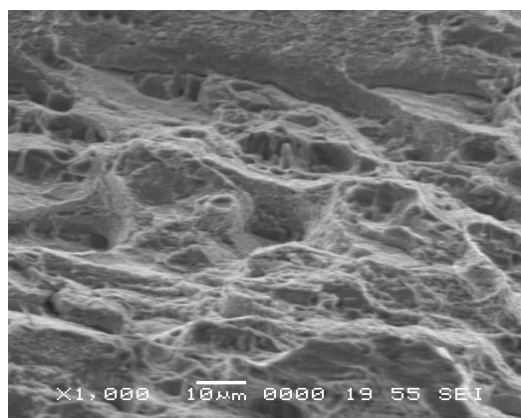


Figure 4.19 : Faciès de rupture en ZF de l'échantillon 3

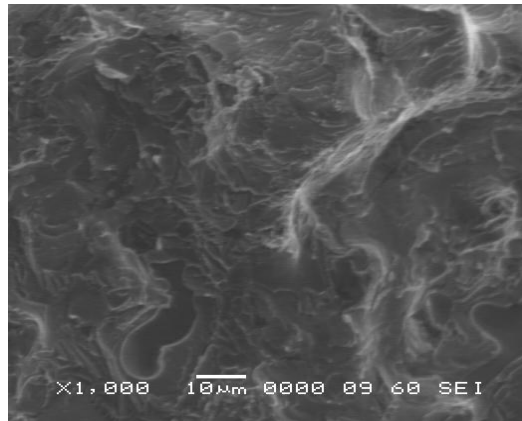


Figure 4.20 : Faciès de rupture en MB de l'échantillon 4

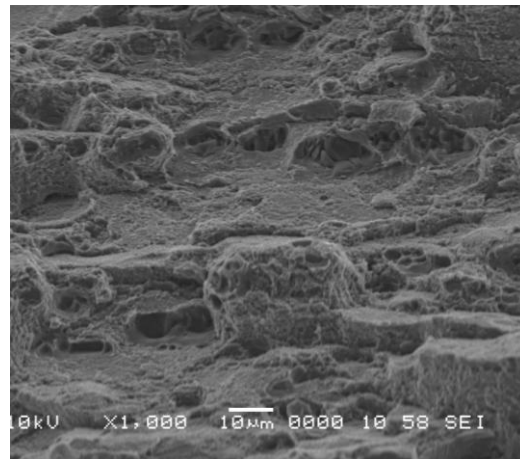


Figure 4.21 : Faciès de rupture en ZF de l'échantillon 4

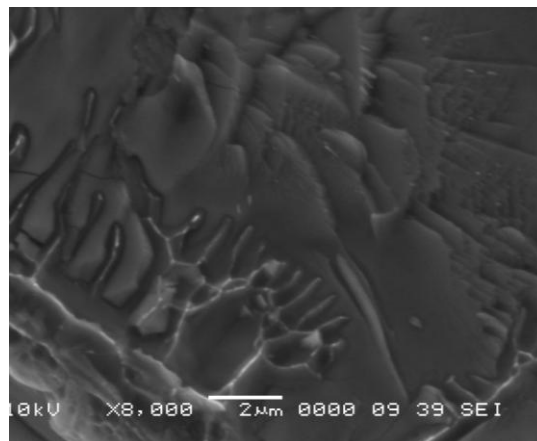


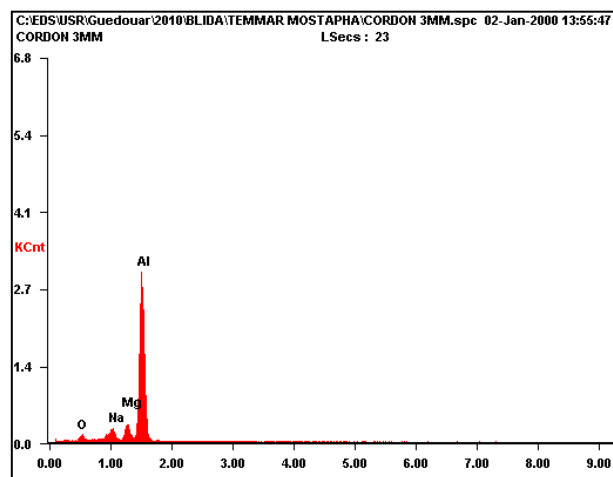
Figure 4.22 : Faciès de rupture en ZF de l'échantillon 4

L'étape suivante fut la détermination des compositions chimiques de ces précipités. A cet effet, nous avons utilisé l'analyse EDX pour des approches locales comme le montre les figures suivantes.

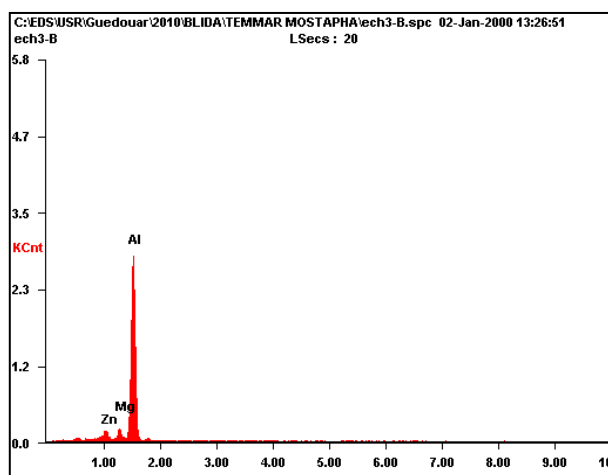
Pour chaque échantillon, la teneur en aluminium est presque identique.

On constate que :

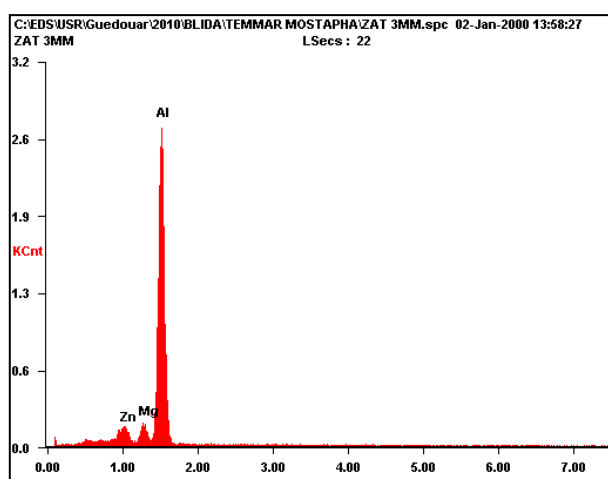
- la présence des éléments d'addition provoque la formation de précipités dans notre alliage
- la présence des éléments d'addition ne favorise pas l'amélioration des propriétés mécaniques de l'alliage.
- L'examen des surfaces d'une fissure après la rupture d'une éprouvette révèle des informations relatives 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.
- 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 décohésion au niveau des joints de grains.



<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

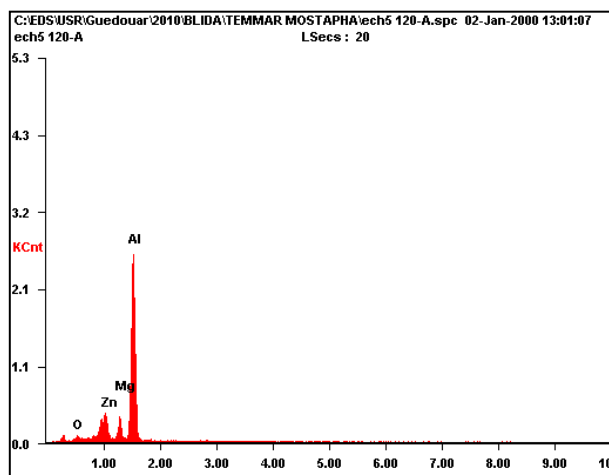


<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>ZnL</i>	06.86	02.94
<i>MgK</i>	04.73	05.44
<i>AlK</i>	88.41	91.62

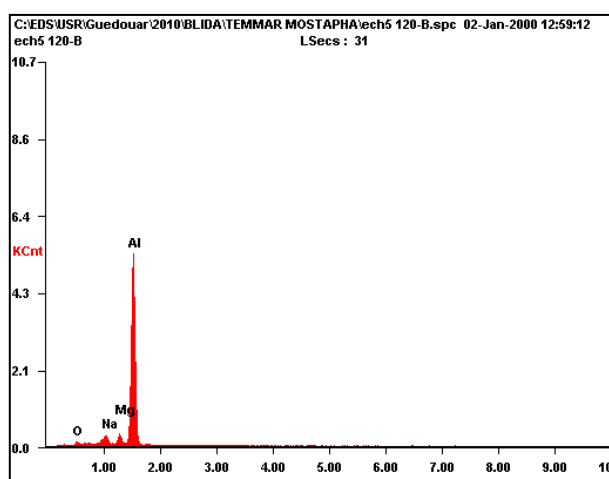


<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>ZnL</i>	14.06	06.27
<i>MgK</i>	07.68	09.21
<i>AlK</i>	78.26	84.52

Figure 4.23 Microanalyse sur l'échantillon 1



<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>ZnL</i>	05.94	02.53
<i>MgK</i>	03.88	04.44
<i>AlK</i>	90.18	93.03



<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>ZnL</i>	05.49	02.33
<i>MgK</i>	03.54	04.05
<i>AlK</i>	90.96	93.62

Figure 4.24 : Microanalyse sur l'échantillon 4

4.5 Application d'une méthode de simulation : La méthode des plans d'expérience :

Ayant pris connaissance au travers des chapitres précédents des différents phénomènes liés au procédé de soudage TIG ainsi que les conséquences d'essais de traction et de résilience, nous nous intéressons 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. 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.

Lors de notre travail, nous avons utilisé l'essai de résilience. A cet effet et pour simuler nos résultats expérimentaux, nous avons choisi parmi les méthodes de simulations existantes la méthode des plans. Celle-ci permet d'organiser au mieux les essais qui accompagnent des résultats expérimentaux. A travers celle-ci, on recherche le lien qui existe entre une grandeur d'intérêt, y , et des variables, x_i , pour une fonction de type :

$$Y = f(x_i)$$

Cette méthode des plans d'expériences permet une interprétation rapide à partir d'un modèle expérimental étudié. Sa compréhension est basée sur l'espace expérimental et la modélisation mathématique.

Avec cette méthode, on obtient le maximum de renseignements avec le minimum d'expériences. Pour cela, il faut suivre 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 s'appuie sur deux notions essentielles, celle d'espace expérimental et celle de modélisation mathématique des grandeurs étudiées.

4.5.1 Espace expérimental:

Pour chaque expérience, chaque essai est défini par une grandeur. Celle-ci est exprimée par la réponse. La valeur de cette grandeur dépend de plusieurs variables. Lors de l'application de la méthode des plans d'expériences, le terme variable est remplacé par le terme facteur.

On appelle domaine du facteur, l'ensemble des valeurs prises par le facteur entre les deux niveaux (niveau bas et niveau haut).

De la même manière, on définit pour le premier facteur : le niveau haut, le niveau bas et le domaine de variation. Cet axe est disposé orthogonalement au premier. On obtient ainsi un repère cartésien qui définit un espace euclidien à deux dimensions. Cet espace est appelé : Espace expérimental.

Le niveau x_1 du facteur 1 et le niveau x_2 du facteur 2 peuvent être considérés comme les coordonnées d'un point de cet espace expérimental.

La figure suivante représente les points expérimentaux de l'espace expérimental pour une expérience donnée. Elle est représentée par un point dans ce système d'axes du fait qu'un plan d'expériences est représenté par un ensemble de points expérimentaux.

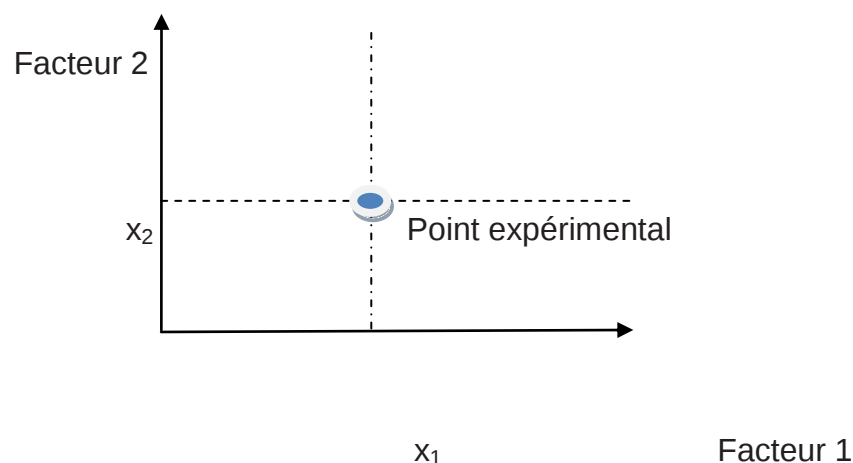


Figure 4.25 : Points expérimentaux dans l'espace expérimental.

Le regroupement des domaines des facteurs définit le domaine d'étude. Ce dernier est la zone de l'espace expérimental défini par l'expérimentateur pour faire ses essais.

Notre recherche bibliographique nous montre qu'à 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 se localisent sur une surface appelée la surface de réponse.

Les niveaux x_i représentent les coordonnées d'un point expérimental et y est la valeur de la réponse en ce point.

On définit un axe orthogonal à l'espace expérimental et on l'attribue à la réponse.

La représentation géométrique du plan d'expériences et de la réponse nécessite un espace ayant une dimension de plus que l'espace expérimental. Un plan à deux facteurs utilise un espace à trois dimensions pour être représenté : une dimension pour la réponse, deux dimensions pour les facteurs.

Le nombre et l'emplacement des points d'expériences est le problème fondamental des plans d'expériences. On cherche à obtenir la meilleure précision possible sur la surface de réponse tout en limitant le nombre d'expériences.

4.5.2 Modélisation mathématique :

Le principe consiste à planifier des essais en utilisant des tables ayant la propriété d'orthogonalité pour configurer les combinaisons des facteurs à tester.

La modélisation par plans d'expériences se fait par modèle mathématique sous forme polynomiale suivante :

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

Avec :

- a_0, a_i, a_{ij} et a_{ii} : coefficients du modèle de mathématiques
- x_i : niveau attribué au facteur i par l'expérimentateur pour réaliser un essai
- y_i : la réponse

4.5.3 Application de la méthode des plans d'expériences :

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

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

Avec :

x_1 = Epaisseur de l'éprouvette normalisée,

x_2 = Température au moment de l'essai,

x_3 = Zone d'impact.

Ceux sont là les 3 paramètres qui agissent sur la réponse "y" c'est-à-dire sur la résilience.

Ainsi et en prenant en considération les paramètres de notre essai de résilience, on obtient :

facteur	unité	maximum	minimum
température	Degré Celsius	60	0
épaisseur	mm	2.5	2

Tableau 4.1 : Les 2 facteurs, leurs unités, leurs maximums et leurs minimums

Facteur1 (température)	Facteur2 (épaisseur)	Réponse (énergie) joule
0	2.5	4.48
0	2	2.78
60	2	3.19
60	2.5	4.95

Tableau 4.2 : Les 2 facteurs et leurs réponses

Ce tableau peut être interprété dans la figure suivante :

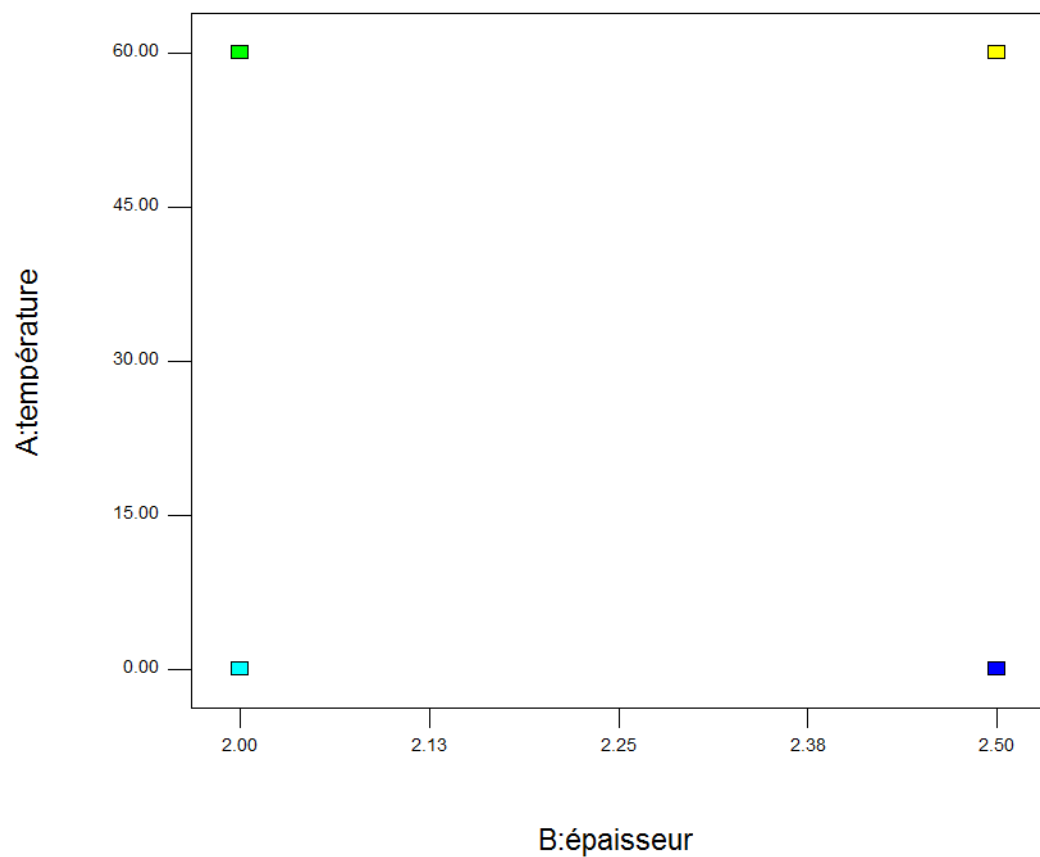


Figure 4.26 : Domaine d'étude de la température et de l'épaisseur

Dans cette figure, nous constatons l'existence des niveaux bas et des niveaux hauts. Les valeurs doivent être comprises entre (-1) et (+1) :

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

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.

Ainsi, y peut être représenté de la manière suivante :

$$Y = a_0 + a_1 x_1 + a_2 x_2 + a_{12} x_1 x_2 \quad (\text{pour un plan factoriel})$$

a_0 =la valeur moyenne de l'effet des deux facteurs

a_1 = A l'effet de la température

a_2 = B l'effet de l'épaisseur

a_{12} =AB l'interaction entre a_1 et a_2

Donc :

Facteur	Coefficient estimé
a_0	3,85
a_1	0,22
a_2	0,87
a_{12}	0,015

Tableau 4.3 : Les facteurs et leurs valeurs

Notre équation devient :

$$Y = a_0 + a_1 x_1 + a_2 x_2 + a_{12} x_1 x_2$$

$$Y = 3,85 + 0,22 x_1 + 0,87 x_2 + 0,015 x_1 x_2$$

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

Cette équation montre la qualité du polynôme à décrire et à s'approcher des valeurs expérimentales, alors que a_0 , a_1 , a_2 et a_{12} montre la faculté du polynôme à donner les valeurs se situant dans la plage expérimentale non effectuées. Les valeurs des coefficients montrent comment agit chaque paramètre sur la résilience "y". On remarque que le paramètre le plus prépondérant est l'épaisseur et aussi la variation de cette épaisseur.

La figure suivante montre la déviation de chaque expérience par rapport au modèle mathématique. On remarque, par exemple, que certains points se rapprochent du

modèle tandis que d'autres points s'éloignent. Aussi, on peut faire encore ici un classement dans un tableau pour décrire dans l'ordre croissant les écarts des points par rapport au modèle.

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

Un des 3 cas est représenté ci-dessous :

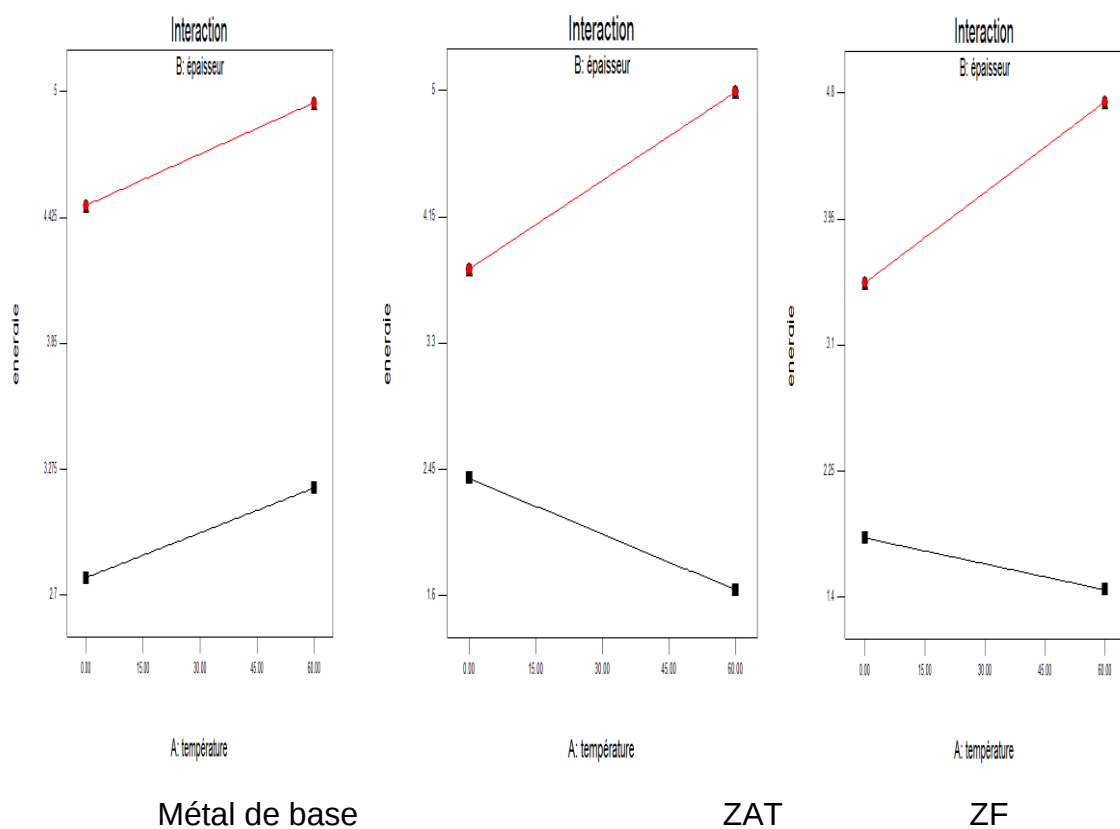


Figure 4.27 : Cas minimal (low value)

Ces graphes montrent comment agit 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 restent les mêmes ; autrement dit qu'en passant de la valeur minimale à la valeur maximale, l'augmentation de l'épaisseur augmente la résilience et l'augmentation de la

température augmente aussi la résilience mais le changement de la zone d'impact de 1 vers 2 puis 3 diminue cette fois-ci 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).

En comparant maintenant l'action de l'épaisseur sur la résilience, on constate aisément qu'en prenant les valeurs moyennes des 2 autres paramètres (températures et zones), l'action sur l'augmentation de la résilience est plus visible puis vient en 2^è position les valeurs maximales puis enfin les valeurs minimales. Il en est de même pour l'action de la température puisque en prenant les valeurs moyennes de l'épaisseur et de la zone d'impact, on constate que l'augmentation est plus visible dans ce cas que celui de la valeur maximale puis la valeur minimale. En gardant la température et l'épaisseur sur leur valeur moyenne, la diminution de la résilience avec le changement de zone de 1 à 3 est plus prépondérant que les valeurs minimales en 2^è position puis les valeurs maximales en 3^è position.

L'action simultanée de l'épaisseur de l'éprouvette et de la température sur la résilience du métal de base est comme suit :

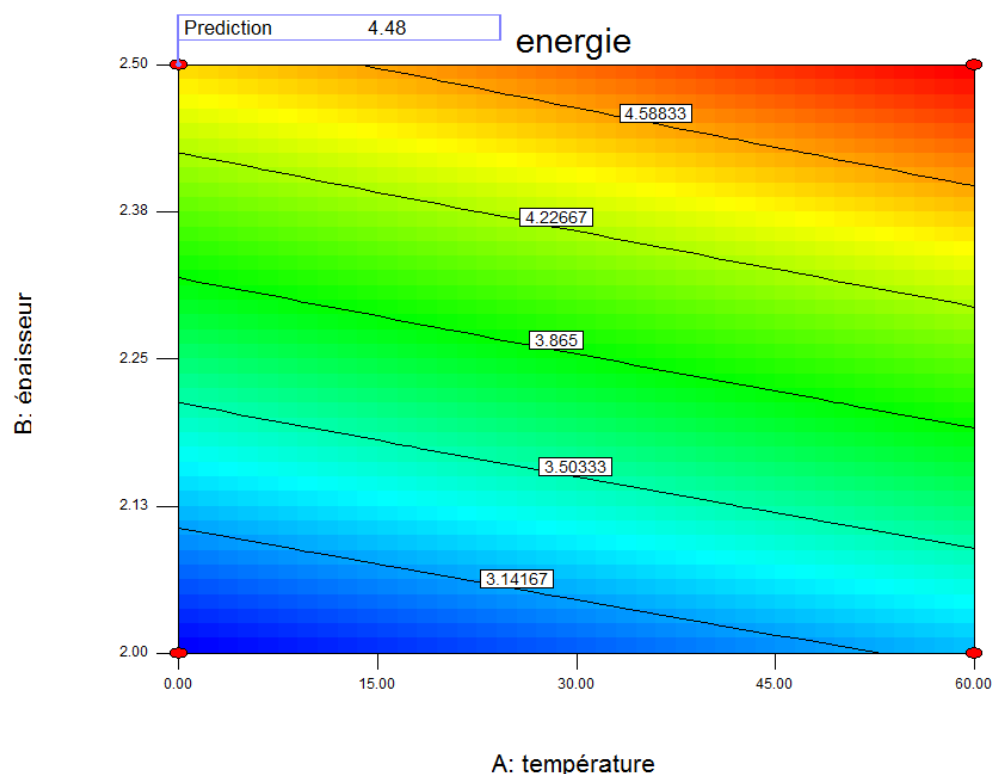


Figure 4.28 : Contours de Reponses

Les mêmes constations 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 ; c'est ce qui nous pousse à dire que l'influence de l'épaisseur est moindre que dans le 1^{er} cas.

Donc et d'après les graphes, seule l'équation polynomiale (modèle) peut donner un résultat et on peut déterminer n'importe quelle valeur de la résilience dans le domaine d'expérience même dans le cas où les expériences ne sont pas réalisées.

Conclusion Générale

Lors de notre travail, nous avons tout d'abord effectué des traitements thermiques (mise en solution, trempe et revenu) pour des tôles de 3mm d'épaisseur de l'alliage d'aluminium 7075 T6. Nous avons élaboré par la suite des soudures en utilisant le procédé TIG (tungsten inert gaz) afin de voir l'impact de ces traitements sur la soudabilité et le comportement mécanique de cet alliage.

Après plusieurs expériences l'alliage 7075 a été soudé mais avec difficulté, l'apport thermique important qui est créé par l'arc cause un gradient de chaleur qui lors de la solidification du bain de fusion déclenche la fissuration à chaud (presque inévitable); chose qui rend l'alliage difficilement soudable. Ce travail effectue complète les travaux déjà faits sur certains points bien précis traités par des études concernant le soudage des alliages d'aluminium 7075 T6 du fait qu'en pratique, il est difficile de souder ces alliages et surtout par le procédé de soudage TIG.

L'examen par microscopie optique des coupes transversales des 4 échantillons soudés révèle des microstructures presque semblables avec la même morphologie au niveau des ZF et des ZAT. Le matériau 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 on s'approche du noyau soudé et plus on remarque un changement de structure.

Aussi, les traitements thermiques n'ont pas d'influence considérable par rapport à la morphologie de la structure. On a remarqué que l'état initial de la tôle n'avait aucune influence sur la microstructure des joints soudés dans les zones fondues. Dans ces zones, 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

Une amélioration des propriétés de microdureté HV des 3 échantillons traités thermiquement par rapport à l'échantillon non traité a été enregistrée, au niveau de la ZAT de chaque échantillon, les valeurs sont élevées par rapport aux autres zones de la soudure (MB et ZF). On déduit alors que les traitements thermiques ont modifiés les

propriétés mécaniques de microdureté. Le profil de dureté montre que les propriétés mécaniques sont très sensibles à la nature du traitement appliqué. L'effet durcissant (par précipitation de la solution solide sursaturée) des traitements thermiques a été mis en évidence.

L'échantillon 4 (revenu à 120°C) présente le meilleur compromis entre soudabilité et propriétés mécaniques.

A travers cette étude, nous avons utilisés un essai mécanique : l'essai de résilience pour caractériser notre matériau. Par la suite, 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 sommes intéressés 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. 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.

Les résultats obtenus ainsi que l'application de la méthode des plans d'expériences dans ce domaine nous a permis de déduire que :

- La partie numérique appliquée à l'essai de résilience ne fait que confirmer d'une manière générale, les résultats obtenus lors de nos différentes expériences. De la même manière, les profils de dureté présentent presque des variations identiques,
- Conformément à la recherche bibliographique, le procédé de soudage TIG offre plus d'avantage et moins d'inconvénients que les autres assemblages (rivetage et boulonnage). C'est dans ce cas que le procédé de soudage TIG pourrait être une technique d'assemblage concurrente.

Compte tenu des résultats présentés. On conclut qu'il est pratiquement ardu de maîtriser et de contrôler les propriétés structurales et mécaniques des soudures d'alliage 7075 T6, plusieurs facteurs qui interviennent, entre autres : la sensibilité de cet alliage vis-à-vis des cycles thermiques. 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.

Pour une compréhension meilleure du comportement mécanique de l'alliage 7075 T6 vis-à-vis des cycles et traitements thermiques, souhaitons bien que ce travail sera complété par d'autres techniques d'investigation telle que la Microscopie Electronique à Transmission avec des micros diffractions.

REFERENCES

- [1]: Dossier pédagogique / L'âge de l'aluminium / La Turbine CCSTI / 2005-2006
- [2]: Précis de métallurgie (élaboration, structures-propriétés, normalisation) par J. Barralis & J.Maeder.Afnor.Edition Nathan.septembre 2004
- [3]: Shackelford J.F., 1992
- [4]: Techniques de l'ingénieur, traitements thermiques M 1290 – 3
- [5]:<http://V.Castlhamo.free/probatoire1.htm>, édition 2002
- [6]: C.Barlier, IgarardIn, (matériaux industriels; matériaux métalliques) dunod, Paris 2000
- [7]: Techniques de l'ingénieur, traitements thermiques M 1290 –5
- [8]: Cahier IBS.Métallerie 49 – spécial soudage – Avril 2003
- [9]: Dieter Lamdolt, (corrosion et chimie des surfaces des matériaux), édition presse, polytechnique et universitaires 1997
- [10]: C.Chaussin, (Manuel pratique des aciers et leurs traitements thermiques) dunod 1986
- [11]: B.Thomas; G.Henry (durcissement des aciers et alliages) techniques de l'ingénieur précis MI 12
- [12]: Claude Philip; (soudage des alliages d'aluminium), 2007
- [13]: R.Develay, Traitements thermiques des alliages d'aluminium. Techniques de l'ingénieur. M1290, M1291, 1986
- [14]: R.Ayer, J.Y.Koo, J.X.Steeds and B.K.Park, Metall. Trans. A16, 1925, 1985
- [15]: 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
- [16]: K.Hono, N.Sano and T.Sakurai, Quantitative atom-probe analysis of some aluminum alloys, Surface science, page 350_357, Vol. 266, 1992
- [17]: B.Dubost and P.Sainfort, Techniques de l'Ingénieur, 1991
- [18]: G.Thomas and J.Nutting, Journal Inst. Metals 88, 81, 1959
- [19]: 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

- [20]: D.Dumont, W.Lefebvre, B.Doisneau-Cottignies and A.Deschamps, Characterisation of the composition and volume fraction of h' and precipitates
- [21]: Poulose, Morral and M.Evily, Stress corrosion crack velocity and grain boundary precipitates in an Al-Zn-Mg alloy." Metallurgical transactions, 4: 2413-2421, 1974
- [22]: L.F.Mondolfo, Metals and Materials 5, pp 95, 1971
- [23]: H.P.Degisher, W.Lacom, A.Zahra and C.Y.Zahra, Zeitschrift fur metalkunde, volume 71, page 231, 1980
- [24]: Thompson D. S. Met. Trans., vol. 6A, p. 677, 1975
- [25]: A.Dhooge, Techniques d'assemblage : le soudage ; Métallerie 65, spécial soudage, avril 2004
- [26]: J.L.Fanchon, Guide des sciences et technologies industrielles, Edition Nathan, Paris, 2008
- [27]: R.Blondeau, Métallurgie et mécanique du soudage, Hermès science publication, Paris, pp 50-67, 2001
- [28]: W. F. Savage, E. F Nippes, A Study of Weld Interface Phenomena in low alloy steel, Welding Journal Research Supplement, pages 260s-268s, 1976
- [28]: Frigaard, Grong et O.T. Midling. Metallurgical and materials transactions A, vol.32A, p1189, 2001
- [29]: L.E Murr, G. Liuand et J.C. McClure. Journal of Materials Science Letters, page 1801, volume 16, 1997
- [30]: Y.S. Sato et H. Kokawa. Metallurgical and Materials Transactions A, volume 32A, page 3033, 2001
- [31]: D.Kaplan et G.Murry, Les phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques dans la zone affectée par la chaleur en soudage, Edition Lavoisier, 2001
- [32]: D.Roshental, the theory of moving sources of heat and its applications in metals treatments, Transactions ASME, volume 68, page 849, 1946
- [33]: N.Rykaline, Calcul des processus thermiques de soudage, Soudage et Techniques connexes, N°1-2, 1961
- [34]: M.Clyde et C.M.Adams, Cooling rates and peak temperatures in fusing welding, welding research Supplement, mai 1958
- [35]: 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
- [36]: T.Ma and G.Ouden, Softening behaviour of Al-Zn-Mg alloys due to welding. Materials Science and Engineering A, Vol. A266, p.198-204, 1999

- [37]:** L.CRETTEUR, N.PERRY, 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
- [38]:** Métallurgie et mécanique du soudage, Régis Blondeau, Lavoisier 2001 p37, p122
- [39]:** N.Toyoda, Proceedings of the workshop Manufacturing and its control, University of Osaka, Tokyo, July 1992
- [40]:** 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
- [41]:**http://fr.wikipedia.org/wiki/alliage_d'aluminum; wiki soudage TIG
- [42]:** Walid El Ahmar, Thèse de Doctorat, Robustesse de la simulation numérique du soudage TIG de structure 3D en acier 316L, 2007
- [43]:** R.Varisellaz, Eléments de conception et de réalisation du soudage, Edition Dunaud, 1987
- [44]:** M.Courbière, classement des alliages soudables et leur métallurgie, 1996
- [45]:** B.Paul, Dickerson, Welding of aluminum, aluminum company of America, ASM Handbook Volume 6, Welding, Brazing, and Soldering (ASM International), 1993