

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Ecole Nationale Polytechnique



Département de Métallurgie

Mémoire de projet de fin d'études

Pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en Génie des matériaux

Caractérisation du soudage par friction malaxage de l'aluminium 6061 T6

Réalisé par :

Rihab BENAÏSSA

Encadré par :

M.Mabrouk BOUABDALLAH (Professeur, ENP Alger)

Présenté et soutenu publiquement le 14/06/2016

Composition du Jury :

Présidente	Mme. Nadia KECHOUD, Docteur ENP Alger
Promoteur	M. Mabrouk BOUABDALLAH, Professeur ENP Alger
Examineur	M.Lamine DJEGHLAL , Professeur ENP Alger
Examineur	M.Kamel ABADLI , Docteur ENP Alger

ملخص

الهدف من هذه الدراسة يكمن في تشخيص البنية الجزئية و الميكانيكية للحام المتجانس لخلائط الألومنيوم 6061 المتحصل عليه بطريقة التلحيم الاحتكاكي الخلطي. تم استعمال عدة طرق تشخيصية منها المجهر الالكتروني المسحي والضوئي وحيود الأشعة اكس بالإضافة الى التحليل الطيفي و تشتت الطاقة من أجل الكشف عن مناطق خط اللحام بالإضافة الى سلسلة من المعالجات الحرارية التي كان الهدف منها متابعة تطور صلابة اللحام.

الكلمات المفتاحية الومنيوم 6061 . التلحيم الاحتكاكي الخلطي. البنية الجزئية. صلابة معالجة حرارية لحام

متجانس

Abstract :

This study aims to characterize the mechanical and microstructural properties of friction stir welded joints of aluminum AA 6061 T6. Different methods were used: optical microscopy, EDS, SEM and X-Rays Diffraction in order to reveal the microstructural evolution and the different phases which exist in the welding joint zones: TMAZ, TAZ, Nugget and parent metals artificial ageing heat treatments were imposed on the welded joints so that the micro hardness evolution would be measured to predict the precipitation phenomena.

Key words: AA6061 T6, Friction stir welding, FSW, TMAZ, TAZ, Nugget, metallography, micro hardness, artificial ageing.

Résumé

Ce travail consiste en une caractérisation microstructurale et mécanique du soudage homogène par friction malaxage (SFM) de l'aluminium AA 6061 T6. A cet effet, des investigations par le microscope optique, MEB, EDS et par diffraction des rayons X ont été effectuées afin de caractériser les microstructures et révéler les phases existantes dans la ZATM, ZAT, Noyau de soudure et le métal de base. Afin d'évaluer les propriétés mécaniques du joint, la soudure a subi un vieillissement artificiel à 200°C. Les mesures de microdureté ont révélé que la dureté maximale a été observée dans la ZAT, alors que le noyau présente la dureté la plus basse.

Mots clés : AA 6061 T6, Soudage par friction malaxage, métallographie, ZAT ,ZATM, Noyau ,micro dureté, vieillissement artificiel.

Dédicaces

Je dédie ce travail à:

Ma mère, la lumière de ma vie.

Mon père, l'homme qui m'a fait aimer la vie.

Mes frères et sœur : Zola, Hazem et Riadh.

Ma famille internationale de « MMW15 Project @ ISTANBUL ».

Mes chers professeurs HEDJRI Karima, BENALLAL Sabrina et Mr

SADOUKI.

À toutes les féministes, les folles, les rebelles et celles qui voient les choses

différemment.

Rihab

Remerciements

Qu'il me soit permis de remercier et d'exprimer ma profonde gratitude en premier lieu à Dieu, mon créateur, de m'avoir donné toute la force nécessaire pour accomplir ce modeste travail ainsi mes parents et à Mr. BOUABADALLAH mon promoteur, pour m'avoir confié un travail aussi intéressant et pour ses conseils, ses encouragements et son suivi attentif.

Mes sincères remerciements vont à Madame le docteur N. KECHOUD qui m'a fait l'honneur de présider le jury de mon mémoire, je tiens à la remercier également pour sa pédagogie, son sérieux et sa sincérité envers les étudiants pendant ces trois années de spécialisation, ainsi que Monsieur Pr. L.DJEGHLAL non seulement parce qu'il a accepté d'examiner mon travail mais aussi pour son aide et suivi dès l'arrivée des échantillons jusqu'à l'obtention des résultats..

Je remercie Mr K.ABADLI qui a accepté d'examiner mon travail et qui n'a jamais cessé de m'encourager et de m'aider.

*Je tiens à remercier chaleureusement mes professeurs de **L'EPST Tlemcen** : Mr BRAHAMI MUSTAPHA et Mr MALIKI FOUAD qui m'ont aidé et toujours poussé en avant, ainsi que Mr KHEFIF SIDI MOHAMED qui m'a fait adorer la physique et m'a inspiré. Mme N.MERZAGUI, ma référence de sagesse scientifique.*

Je suis également très reconnaissante envers mon oncle YAHIAOUI YUCEF, ma tante HOURIA et tous mes proches qui, chacun à leur manière, de près ou de loin, m'ont apporté leur aide au cours de ce projet.

Table des matières

Liste des figures.....	8
Listes des tableaux.....	10
Introduction.....	11
Chapitre I :Les alliages d'aluminium.....	13
I.1. L'aluminium et ses propriétés :	13
I.1.1. Propriétés physiques de l'aluminium :	14
I.1.2 Propriétés mécaniques de l'aluminium :	14
I.1.3 Conductivité électrique et thermique.....	15
I.1.4 Tenue à la corrosion :	15
I.2. Alliages d'aluminium :	15
I.2.1 Influence des éléments d'addition :	16
I.2.2.Catégories des alliages d'aluminium :	17
I.2.3 Désignation des alliages d'aluminium de corroyage :	17
I.2.4 Système AL-Mg-Si.....	20
I.2.5Caracteristiques de l'alliage 6061 T6:	22
I.2.6 Précipitation dans les alliages 6061T6.	22
I.3.Applications de l'alliage 6061T6 :	24
Chapitre 2 : <i>Procédé de soudage par friction malaxage (SFM)</i>	25
II.1. Principe du procédé :	25
II.2.Phénomènes physiques observés dans le procédé.....	28
II.3.Paramètres de soudage :	30
II.3.1. Vitesse de rotation et vitesse d'avance :	30
II.3.2-Paramètres géométriques de l'outil :	31
II.4 Les défauts de soudage par friction malaxage.	33
II.5.Applications du SFM	34

II.6. Avantages et limitations du procédé :	35
Chapitre III : Techniques expérimentales	38
III.1 Matériau étudié :	38
III.2 Réalisation du soudage	38
III.2.1. L'outil de soudage	38
III.2.2. Fraiseuse	39
III.2.3. Paramètres de soudage	40
III.2.4. Pièces	40
III.3. Préparation des échantillons :	41
III.4 Traitements thermiques :	42
III.5 Préparation métallographique.	45
III.5.1 Enrobage	45
III.5.2. Polissage mécanique	45
III.5.3 Attaque chimique	45
III.6. Caractérisation par microscopie optique.	46
III.7 Caractérisation par microscope électronique à balayage (MEB) :	46
III.8. Caractérisation par DRX :	47
III.9. Essai de microdureté :	49
Chapitre IV : Resultats et interpretations :	51
IV.1. Analyse métallographique de la soudure :	51
IV.1.1. Macrographie	51
IV.1.2. Micrographie :	52
IV.1.2.1. Metal de base :	52
IV.1.2.2 Microstructure du cordon de soudure :	52
IV.2 Caractérisation par microscope électronique à balayage (MEB):	54
IV.3. Analyse par DRX de la soudure :	59
IV.4. Caractérisation de l'état de vieillissement de la soudure par microdureté HV...	61

IV.4.1. Microdureté de soudure brute :	61
IV.4.2. Microdureté de la soudure après un traitement T6 :	62
IV.4.3. Vieillissement artificiel de la soudure :	63
Conclusion générale et perspectives :	67
Références bibliographiques :	68

Listes des figures :

Figure I.1. Structure cristalline d'aluminium (CFC).....	13
Figure I.2. Le diagramme Al-Mg ₂ Si.....	21
Figure II.1 Illustration du procédé de SFM [15].....	26
Figure II.2. Présentation du joint é bout à bout [16].....	27
Figure II.3 Différents types de joints soudés par recouvrement, (a) soudure entre un raidisseur et une tôle, (b) soudure entre deux plaques [15].	28
Figure II.4 Transferts thermiques induits par le procédé FSW [18].....	29
Figure II.5: Différentes formes d'épaulement disponibles [16].	31
Figure II.6: Différents types d'outils, leurs caractéristiques et leurs applications [16]..	32
Figure II.7 . Comparaison de la distorsion entre le soudage FSW et le soudage à l'arc.	36
Figure II.8: Les différentes configurations de soudage effectuées par FSW : (a) bout à bout, (b) en coin, (c) en T, (d) transparence, (e) transparence multiple, (f) T par Transparence, et (g) angle	37
Figure III.1 outil de Soudage	39
Figure III.2. Fraiseuse RUM 5 utilisée pour le procédé FSW.	40
Figure III.3 application du soudage	41
Figure III.4. Dimensions des échantillons étudiés	42
Figure III.5 : Diagramme d'équilibre Al-Si montrant la position de l'alliage 6061 lors de sa mise en solution.....	43
Figure : III.6 Courbe du traitement thermique T6	44
Figure III.7 : schémas des traitements thermiques effectués	44
Figure III.8 Microscope optique utilisé.	46
Figure III. 9 : Microscope électronique à balayage QUANTA 650.	47
Figure III.10 : Schéma descriptif de la loi de Bragg.....	48
Figure III.11: Dimensions de l'empreinte et formule de calcul de la dureté selon Vickers.	49
Figure IV.1. . Macrographie de la soudure après attaque par NaOH 1%	51

Figure IV.2. Différentes zones de la soudure coupe transversale) après attaque par NaOH 1%.....	52
Figure IV.3 : microstructure du métal de base.....	52
Figure IV.4 Figure microstructure du noyau attaqué par le réactif de Graff-Sargent pendant 40 secondes	53
Figure IV.5. : Microstructure des trois zones attaqué par l'acide fluorhydrique 0.5% pendant 60 secondes.	54
Figure IV.6. Intermétalliques orientés dans la ZATM AS. Image MEB en électrons rétrodiffusés.	55
Figure IV.7. Analyse ponctuel au niveau des intermetalliques dans la ZATM.....	56
Figure IV.9 : Intermétalliques et dispersoïdes au niveau du noyau.....	57
Figure IV.10. Analyse EDS au point (1)	58
Figure IV.11. Analyse EDS au point (2)	58
Figure IV.12 : spectre de DRX de l'alliage soudé.....	59
Figure IV.13 : Courbe de variation Sin 2θ en fonction de N.....	61
Figure IV.14 Evolution du profil de dureté d'un joint soudé 6061T6 à température ambiante.....	62
Figure IV.15 Profil de microdureté en deux positions différentes d'une soudure traitée thermiquement en T6 :.....	63
Figure IV.16.b. Profil de microdureté en deux positions de la ZATM lors du vieillissement artificiel.....	65
Figure IV.16.c. Profil de microdureté de la ZAT lors du vieillissement artificiel.....	65
Figure IV.17 Nuage de microdureté des soudures à chaque durée de chauffage	66

Liste des tableaux

Tableau I.1 propriétés physiques de l'aluminium.....	15
Tableau I.2 influence des éléments d'addition	17
Tableau I.3 symboles des différents traitements thermiques correspondant à T6..	20
Tableau I.4 Caractéristiques de l'alliage 6061 T6.....	22
Tableau I.5 récapitulatif des différentes caractéristiques liées à la phase Q.....	23
Tableau III.1 composition chimique de l'alliage 6061T6.....	38
Tableau III.2 composition chimique de l'acier Z200C12.....	38
Tableau III.3 Composition chimique de l'acier rapide HSS C6.....	39
Tableau IV.1 résultats du dépouillement du spectre des raies les plus intenses	59
Tableau IV.2 résultats du dépouillement du spectre des raies les moins intenses ...	60

Introduction générale:

Les alliages d'aluminium de la série 6000 sont utilisés dans le cadre de l'allègement des structures de transport aérien, naval et terrestre. Cependant, ces alliages sont difficilement soudables par voie classique et le principal moyen d'assemblage reste le rivetage. Ce processus présente de nombreux désavantages comme une jonction hétérogène entre les deux tôles, le surcroît de masse ainsi que la concentration de contraintes au niveau des trous, particulièrement dommageable pour la tenue en fatigue.

Le soudage par friction malaxage (friction stir welding) est un nouveau procédé d'assemblage mis au point par TWI (The Welding Institute) en 1991. L'originalité de ce procédé consiste à souder à l'état solide, ce qui supprime les défauts liés à la solidification et conduit à des contraintes internes faibles par rapport au soudage classique (soudage laser ou à l'arc). Il devient alors possible d'assembler des alliages dits "difficilement soudables" tels que les alliages d'aluminium de la série 6000.

Dans ce travail nous avons choisi de caractériser un joint soudé par friction malaxage de deux plaques en aluminium 6061 T6.

La caractérisation microstructurale est essentielle pour évaluer les propriétés mécaniques d'une soudure qui sont intimement liées à ses propriétés structurales. La connaissance des différentes phases en présence (morphologies, dispersion), de l'évolution de la microstructure en fonction de traitements thermiques appropriés, renseigne sur le niveau des propriétés mécaniques de l'alliage. Toutes ces données permettent d'apprécier le niveau de performance pour une utilisation donnée.

Dans le premier chapitre, nous présentons des généralités sur les alliages d'aluminium, en insistant sur les alliages de la série 6000 à laquelle appartient l'alliage objet de notre étude. Le deuxième chapitre comporte une description du procédé de soudage par friction malaxage, ses paramètres et ses avantages.

Le troisième chapitre site les différentes techniques et méthode expérimentales. Le

quatrième chapitre est consacré à la présentation détaillée des résultats expérimentaux obtenus par les différentes techniques utilisées ainsi que leurs interprétations à la lumière de la littérature relative à notre sujet.

Chapitre I : Les alliages d'aluminium

Introduction :

Ce chapitre se propose de rappeler quelques notions générales sur les alliages d'aluminium, à savoir: Les propriétés mécaniques, les traitements thermiques et les applications industrielles de ces alliages.

L'aluminium est le troisième élément présent dans l'écorce terrestre. Il a acquis une place très importante grâce à des avantages techniques qu'il présente [1].

En tonnage, la production de l'aluminium ne présente que 2% environ de celle des aciers. Cependant, ce métal et ses alliages arrivent en seconde position dans l'utilisation des matériaux métalliques [2]. Il doit cette place à un ensemble de propriétés qui en font un matériau remarquable. L'aluminium et ses alliages prennent encore aujourd'hui une place importante dans les différents domaines de l'industrie. Son utilisation s'accroît de jour en jour grâce à ses propriétés particulières [3].

I.1. L'aluminium et ses propriétés :

L'aluminium est un élément du 3^{ème} groupe de classification de Mendeleïev, dont le nombre atomique est 13, la masse atomique 26.28 g.mol^{-1} et la température de fusion 660°C .

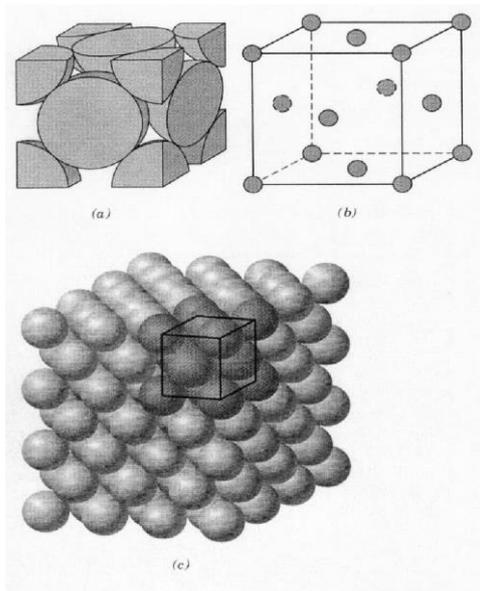


Figure I.1 structure cristalline d'aluminium (CFC)

a)représentation de la maille élémentaire en coupe b) empilement d'atomes éclatés c) empilement d'atome d'aluminium.

Il se cristallise dans le système cubique à faces centrées illustré dans la figure I.1 stable à toute températures, avec un paramètre de maille 4.04963Å , Rayon atomique : 1.4286Å , Distance des atomes : 2.858Å [1].

I.1.1. Propriétés physiques de l'aluminium :

Les principales propriétés physiques de l'aluminium non allié sont résumées dans le Tableau I.1.

Tableau I.1 propriétés physiques de l'aluminium [2]

Propriétés	Unités	Valeur	Condition
Point de fusion	°C	660	1atm
Chaleur de fusion	KJ.Kg ⁻¹	397	
Point d'ébullition	°C	2056	1atm
Pression de vapeur	Pa	$3,7 \cdot 10^{-3}$	A 927°C
Chaleur spécifique	Cal.g ⁻¹ .°C ⁻¹	0,222	A 20°C
Capacité thermique massique C _p	J.Kg ⁻¹ .K ⁻¹	897	A25°C
Energie interne massique U	J.Kg ⁻¹	$3,98 \cdot 10^5$	
Conductivité thermique K	W.m ⁻¹ .K ⁻¹	237	A 25°C
Coefficient de dilatation linéaire α	K ⁻¹	$23,1 \cdot 10^{-6}$	A 25°C
Résistivité électrique ρ	Ω.m	$26,548 \cdot 10^{-9}$	A 25°C
Susceptibilité magnétique χ	mm ³ .g ⁻¹	$0,6 \cdot 10^{-3}$	A 25°C

I.1.2 Propriétés mécaniques de l'aluminium :

L'aluminium commercialement pur possède, à l'état recuit, des propriétés mécaniques faibles. On peut toutefois améliorer considérablement ces propriétés par écrouissage, par addition d'éléments d'alliage ou par traitements thermiques, selon les cas.

Les propriétés intrinsèques de l'aluminium pur et recuit sont les suivantes [4]:

- Module d'élasticité E 67000 MPa ;
- Module de torsion G27 MPa ;
- Résistance mécanique70 - 80 MPa ;
- Coefficient de poisson0. 34 ;
- Allongement..... jusqu'à 50 % ;

- Limite élastique $R_{p0,2} = 15$ à 20 MPa ;
- Résistance à la traction..... 50 N.mm⁻³ ;
- Dureté 15 à 25 HB.

I.1.3 Conductivité électrique et thermique

L'aluminium offre une excellente conductivité électrique pour un poids inférieur à celui du cuivre. C'est pour cela qu'on l'utilise de plus en plus pour les lignes à haute tension.

A l'instar du cuivre, l'aluminium, en plus d'une bonne conductivité électrique procure également un fort pouvoir caloporteur ce qui explique par exemple sa présence dans les dispositifs de refroidissements [5].

I.1.4 Tenue à la corrosion :

A la température ambiante, l'aluminium forme très vite une couche d'oxyde Al_2O_3 (Alumine), épaisse et adhérente, qui protège le métal. Par contre, la résistance chimique de ce film d'alumine est limitée. Elle résiste cependant bien dans les solutions d'acide chlorhydrique, sulfurique et nitrique. Mais les bases attaquent violemment le métal. Cette protection peut être améliorée par anodisation : il s'agit d'un traitement qui permet d'obtenir une couche épaisse d' Al_2O_3 mais poreuse, et serait ensuite colmatée par un traitement à l'eau chaude. Cette anodisation a également un but décoratif, car il est possible d'utiliser des colorants spéciaux avant le colmatage. [3].

I.2. Alliages d'aluminium :

L'aluminium est beaucoup utilisé pour sa légèreté, pour sa bonne résistance à la corrosion conférée par sa couche d'alumine, ainsi que pour sa conductivité électrique élevée. Cependant, les propriétés mécaniques de l'aluminium pur sont médiocres. Pour pallier ce problème, les fabricants lui ajoutent des composés métalliques qui se retrouvent en solution ou sous forme de précipités dans le matériau. Les alliages ainsi obtenus peuvent être très complexes. Le choix des éléments d'addition est déterminant pour l'obtention des propriétés recherchées. Il est couramment considéré que les alliages comportent une addition principale déterminante pour les propriétés de résistance et des additions secondaires, en quantité plus faible, qui ont une action plus spécifique [6].

Seuls neuf éléments sont capables de s'allier à l'aluminium parce qu'ils ont une solubilité dans l'aluminium à l'état solide supérieure à 0,5 %. Ce sont : l'argent, le cuivre,

Chapitre I : Les alliages d'aluminium

le gallium, le germanium, le lithium, le manganèse, le magnésium, le silicium et le zinc. Pour diverses raisons de coût (l'argent), de disponibilité (le gallium, le germanium) et de difficultés de mise en œuvre (le lithium), la métallurgie de l'aluminium est fondée, depuis son début, sur uniquement cinq éléments d'alliage qui sont [2]:

- Le cuivre
- Le manganèse
- Le magnésium
- Le silicium
- Le zinc.

Tableau 1.2: Influence des éléments d'addition [4,7].

Elément	Influence
Cuivre	-améliore les caractéristiques mécaniques ; -diminue la résistance à la corrosion ; -diminue la conductivité électrique ; -facilite l'usinage par l'augmentation de la dureté ; -rend le soudage très difficile ; -mise en forme possible sur état recuit ou sur trempe fraîche ; -bonne aptitude aux traitements de surface
Manganèse	-améliore les caractéristiques mécaniques ; -facilite l'emboutissage ; -bonne tenue à la corrosion
Magnésium	-améliore la tenue à la corrosion ; -aptitude au soudage ; -bonne aptitude aux traitements de surface
Silicium	diminue l'usinabilité, le silicium est un élément dur et abrasif ; -possibilité de soudage pour les alliages sans cuivre ; -bonne tenue à la corrosion pour les alliages sans cuivre.
	améliorent les caractéristiques mécaniques ; -améliorent l'aptitude au filage ; -très bonne tenue à la corrosion ;

Silicium + magnésium	-très bonne aptitude aux traitements de surface
Zinc	-améliore les caractéristiques mécaniques (les plus élevées de tous les alliages d'aluminium) ; -la soudabilité pour les alliages sans cuivre ; -tenue à la corrosion médiocre

I.2.2. Catégories des alliages d'aluminium :

Les alliages d'aluminium peuvent être classés en deux catégories :

I.2.2.a Les alliages de fonderie : ces alliages d'aluminium sont destinés à être transformés après fusion par leur mise en forme par moulage. Il existe différents types de moulage : le moulage en sable, le moulage en coquille, la coulée sous pression, etc. Le procédé le plus économique est choisi en fonction de la taille, de la forme des pièces et de l'importance des séries. Le type de moulage choisi influe sur les propriétés du matériau. Par exemple, le refroidissement plus rapide obtenu grâce au moulage en coquille donne aux pièces une structure métallurgique plus fine et améliore ainsi les propriétés mécaniques du matériau, comparativement à l'utilisation du moulage en sable. Concernant le choix de l'alliage, il résulte souvent d'un compromis entre les propriétés de fonderie (coulabilité, absence de crique à chaud, forme et répartition du retrait volumique) et les propriétés d'usage exigées de la pièce (caractéristiques mécaniques, aspect de surface, aptitude au polissage et à l'anodisation, résistance à la corrosion, etc.) [5,6].

I.2.2.b Les alliages de corroyage : ces alliages d'aluminium sont destinés à être mise en forme par des techniques telles que le laminage, le filage, le matriçage, le forgeage, etc. La technique est choisie en fonction de la forme finale désirée [6].

I.2.3 Désignation des alliages d'aluminium de corroyage :

Les alliages d'aluminium corroyés sont classés en grandes séries en fonction de leurs éléments d'addition principaux. Ils sont désignés par un nombre à 4 chiffres dont le premier désigne le numéro de série [2,5,6] :

Chapitre I : Les alliages d'aluminium

- Série 1XXX : aluminiums non alliés (teneur supérieure à 99 %)
- Série 2XXX : alliages aluminium – cuivre
- Série 3XXX : alliages aluminium – manganèse
- Série 4XXX : alliages aluminium – silicium
- Série 5XXX : alliages aluminium – magnésium
- Série 6XXX : alliages aluminium – magnésium – silicium
- Série 7XXX : alliages aluminium – zinc
- Série 8XXX : autres alliages d'aluminium

En fonction de leur composition et des traitements thermiques qui leur sont appliqués, ces alliages peuvent développer différentes propriétés mécaniques très intéressantes. Certains alliages sont dits à durcissement structural. Cela signifie que des traitements thermiques peuvent leur être appliqués afin de modifier leur structure. Le but étant d'augmenter les propriétés mécaniques du matériau [2,8].

Pour compléter la désignation des alliages d'aluminium, une lettre représentant le traitement thermique subi par l'alliage (ou l'état fondamental de l'alliage) est ajoutée à la suite de sa désignation :

- **F** : état brut de livraison → pas de traitement thermique
- **O** : état recuit → obtenu par le traitement dit de recuit. Il s'agit de l'état le plus ductile.
- **H** : état écroui → obtenu par déformation du matériau avec ou sans maintien ultérieur à température suffisante pour provoquer un durcissement du matériau. Cet état se traduit par un durcissement du matériau.
- **W** : état trempé non stabilisé → obtenu en appliquant au matériau une mise en solution suivie d'une trempe. Le matériau continue d'évoluer à température ambiante. Il s'agit donc d'un état métallurgique instable.
- **T** : état durci par traitement thermique → peut être obtenu par différents traitements thermiques ou combinaison de ceux-ci : mise en solution, trempe, maturation, revenu avec application éventuelle de déformations plastiques [6,8].

Chapitre I : Les alliages d'aluminium

Ces états fondamentaux peuvent être subdivisés. Pour différencier toutes les subdivisions, un chiffre est ajouté à la désignation de l'alliage, à la suite de la lettre représentant l'état fondamental de l'alliage. Par exemple, le symbole T est toujours suivi de un ou plusieurs chiffres dont la signification est donnée dans le tableau suivant :

Tableau I.3 : symboles des différents traitements thermiques correspondant à l'état T [6].

Traitement de base (1)			Symbole	
Traitement thermique avec mise en solution séparée	Sans écrouissage	Muri	T4	
		Revenu	T6 (2)	
		Sur-revenu	T7	
	Avec écrouissage	écroui	muri	T3
			revenu	T8
		Revenu et écroui		T9
Traitement thermique sans mise en solution séparée	Sans écrouissage	Muri	T1	
		Revenu	T5	
	Avec écrouissage	Revenu et écroui		T10
		écroui	Muri	T11
			revenu	T12

(1) Traitement de relaxation : ces traitements sont symbolisés par le chiffre 5 placé en deuxième ou troisième position. À ce chiffre sont associées trois subdivisions (1, 2, 3) correspondant aux définitions ci-après :

- TX51 : relaxation par traction ;
- TX52 : relaxation par compression ;
- TX53 : relaxation par traitement thermique.

(2) Un second chiffre associé correspond à des états déterminés :

- T61 : revenu peu poussé afin de conserver une ductilité plus grande que celle de l'état revenu normal : revenu doux ;
- T66 : revenu procurant une résistance mécanique plus élevée que celle à l'état revenu normal : revenu dur

I.2.4 Système AL-Mg-Si

La série 6XXX contient des additions de magnésium et de silicium et parfois un peu de cuivre, de chrome ou de manganèse. Les alliages sont faits pour obtenir les plus grands niveaux de résistance par la précipitation de la phase Mg_2Si . Leurs propriétés mécaniques s'étendent doucement que ceux de l'acier de construction.

Approximativement 80 % de la production annuelle du monde des extrusions existe des alliages de ce groupe.

I.2.4.1 Diagramme d'équilibre de Al-Mg-Si

Le diagramme d'équilibre de la figure I.2 est une coupe de diagramme ternaire Al- Mg-Si pour un rapport atomique $Mg/Si = 2$. Le composé Mg_2Si peut être considéré comme un composé simple et. Le durcissement est dû à la précipitation de phases transitoires de Mg_2Si .

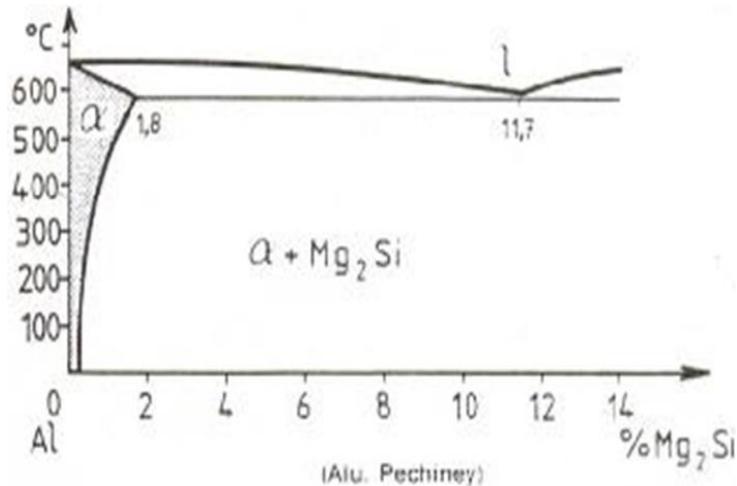


Figure I.2. Le diagramme Al-Mg₂Si

Les alliages de la série 6000 ont une très bonne aptitude à la transformation à chaud, à froid, un bon comportement aux basses températures et une très bonne résistance à la corrosion. Mais leur résistance à chaud est limitée.

I.2.4.2 Alliages du type A-GS

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 (additions de Cu et Cr) et 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 A-GS/L76, avec 0.55-0.80 Mg, 0.45-0.65 Si, Fe ≤ 0.3 et les autres impuretés limitées au maximum, qui est utilisée.

I.2.4.3 Alliage du type A-SG

Dans ces alliages, il y a une teneur en silicium supérieure à celle en 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 l'alliage 6005 A (A-SG 0.5), 6081 (A-SGM 0.3) ou 6082 (A-SGM 0.7) [3].

I.2.5. Caractéristiques de l'alliage 6061 T6:

Tableau I. 3 Caractéristiques de l'alliage 6061 T6 [6,10].

Masse volumique (g/cm ³)	2.7
Intervalle de fusion (°C)	582-652
Coefficient de dilatation linéique	23.6
Capacité thermique massique C : J/Kg.K	896
Conductivité thermique K : W/m.k	167
Resistivité $\mu\Omega \cdot \text{cm}$ (à 20°C)	4
$R_{p(0.2)}$ MPa	280
R_m MPa	310.5
Allongement A %	15
Module de Young E (GPa)	69.5

I.2.6 Précipitation dans les alliages 6061T6.

Les alliages Al-Mg-Si-Cu dits de la série 6xxx sont des alliages à durcissement structural. Ils contiennent principalement du Mg et du Si ainsi que du Cu à l'origine de nano-phases responsables du durcissement de l'alliage (à l'échelle submicronique l'alliage contient également des dispersoïdes au Cr, Mn et Fe) [11,12].

La composition initiale de l'alliage influence la nature et la composition des nano-phases. D'autres paramètres, comme les traitements thermiques appliqués avant le revenu ont également un impact. La séquence de précipitation doit être adaptée au vu des différents paramètres qui décrivent l'alliage. Pour un alliage présentant pas ou très peu de Cu, la séquence de précipitation s'écrit généralement :

α SSS (solution solide sursaturée) \rightarrow amas de Mg et/ou Si \rightarrow zones GP
 \rightarrow β'' \rightarrow β' \rightarrow β -Mg₂Si + Si

Un ajout de Cu de plus de 0.1 wt% aux alliages Al-Mg-Si modifie significativement la séquence de précipitation. Au-delà, des phases se présentant sous la forme de fines aiguilles à l'échelle nanométrique et riches en Cu apparaissent. Ce sont les phases dites de type Q. La séquence de précipitation devient alors :

α SSS \rightarrow amas de Mg et/ou Si \rightarrow zones GP \rightarrow β'' , L, C, QC, S, QP \rightarrow β' ,
 Q' \rightarrow Q [12].

Tableau 1.4.récapitulatif des différentes caractéristiques liées aux phases de type Q [12]

Phases	Morphologie	Stœchiométrie	Structure Et groupe	Paramètres de la maille (nm)
L	Plaquettes	Mg/Si ~1	-	-
C	plaquettes	Mg/Si~1,1	Monoclinique <i>P2₁m</i>	a=1.032, b=0.405, c=0.81, $\beta=101^\circ$
QC	aiguilles	-	Hexagonal <i>P62m</i>	a=b=0.710, c=0.405
S	aiguilles	-	Hexagonal (phase QC désorientée)	a=b=0.7, c=0.405
QP	aiguilles	-	Hexagonal <i>P62m</i>	a=b=0.395, c=0.405
Q'	latte	Al _{3.8} Mg _{8.6} Si ₇ Cu ₁	Hexagonal	a=b=1.03, c=0.405, $\gamma=120^\circ$
Q	Aiguilles	Al ₄ Mg ₈ Si ₇ Cu ₂ Al ₃ Mg ₉ Si ₇ Cu ₂	Hexagonal <i>P6</i>	a=b=1.039,c=0.402 / a=b=1.035-1.04, c=0.402-0.405

I.3.Applications de l'alliage 6061T6 :

Avions : Une des utilisations plus notables pour 6061-T6 est construction aéronautique. Parce que le matériel peut être expulsé et traité à la chaleur, il est couramment utilisé pour les cadres structurels, y compris les ailes et le fuselage. Il est plus communément utilisé dans les avions de tourisme que les avions commerciaux, ce qui est idéal pour les grandes pièces qui doivent être aussi légers que possible.

Embarcation : Les fabricants des bateaux aussi utilisent l'aluminium 6061-T6 en raison de son poids léger et de haute résistance. Coques de plus grands yachts qui ne peuvent être fabriqués en fibre de verre sont faits de ce matériau. C'est également le matériau de choix pour les mâts des voiliers. Canots et bateaux fluviaux et lacustres, petites, à fond plat sont faites presque entièrement en aluminium 6061-T6. Alors qu'il est couramment utilisé dans l'embarcation, l'aluminium nu est sensible à la corrosion lorsqu'il est exposé à l'eau salée. Le matériel est toujours utilisé dans ces cas, mais il a généralement un revêtement époxy protection appliquée sur le dessus.

Manipulation de fluides : l'aluminium 6061-T6 étant moins cher que l'acier inoxydable et sa densité n'est que le tiers de celle de l'acier, il est un bon choix pour le processus de tuyauterie et tubage. Avec ses caractéristiques non corrosif, il est généralement utilisé pour l'eau, l'air et hydraulique et la tuyauterie de l'huile de graissage. Son poids permet des structures de soutènement plus légères et à moindre coûts de construction. Il peut être soudé, mais afin de maintenir ses effectifs, il doit être traité thermiquement pour soulager les tensions internes et restaurer le matériel à sa force originelle.

Échange de chaleur : L'aluminium 6061-T6 est fréquemment utilisé dans les applications où le transfert de chaleur est nécessaire. Ailettes du radiateur voiture et conditionneur d'air, échangeurs de chaleur, refroidisseurs d'air et partie électronique dissipateurs sont des produits courants. L'aluminium conduit et dissipe bien la chaleur, et puisqu'il peut être expulsé, il peut épouser presque n'importe quelle forme nécessaire [13].

Chapitre II : Procédé de soudage par friction malaxage (SFM)

Introduction :

Un des procédés de soudage les plus récents est le soudage par friction malaxage (SFM) Communément appelé par son nom anglais « Friction Stir Welding (FSW) ». Cette technique de soudage à froid inventée accidentellement a été brevetée par « The Welding Institute (TWI) » en 1991.

Ce procédé intéresse particulièrement les utilisateurs d'alliages d'aluminium car il permet de souder des alliages à haute résistance jusque-là difficilement utilisables en raison de la difficulté de leur soudage avec des techniques conventionnelles. Le succès de ce procédé est basé sur le principe que le soudage se fait à froid dans le sens où le matériau n'atteint pas le point de fusion. La microstructure se retrouve moins affectée par le procédé de soudage ce qui se répercute par des propriétés mécaniques s'approchant du matériau de base. Le procédé de soudage par friction malaxage est aussi utilisé dans les domaines de l'automobile, ferroviaire, maritime, aéronautique et trouve de plus en plus sa place dans plusieurs autres domaines [14].

Ce chapitre est consacré à la description du procédé de soudage par friction malaxage. Le principe de la technologie sera d'abord présenté, puis les paramètres de soudage et leurs effets respectifs sur la qualité du soudage seront décrits. Ensuite, les défauts qui peuvent apparaître dans les joints soudés seront présentés. Enfin, on présentera les avantages de ce procédé et ses limites.

II.1. Principe du procédé :

Le principe du procédé de SFM est assez simple. Un outil cylindrique doté d'un épaulement et d'une tige centrale est pressé contre le matériau à souder et la tige plonge dans des plaques jusqu'à ce que l'épaulement soit en contact avec la surface des celles-ci, tel que présenté à la figure II.1 La tige qui pénètre le matériau est généralement filetée a une longueur similaire à l'épaisseur des plaques à souder pour bien « mélanger » ou « Déformer » la matière sur toute l'épaisseur [14,15].

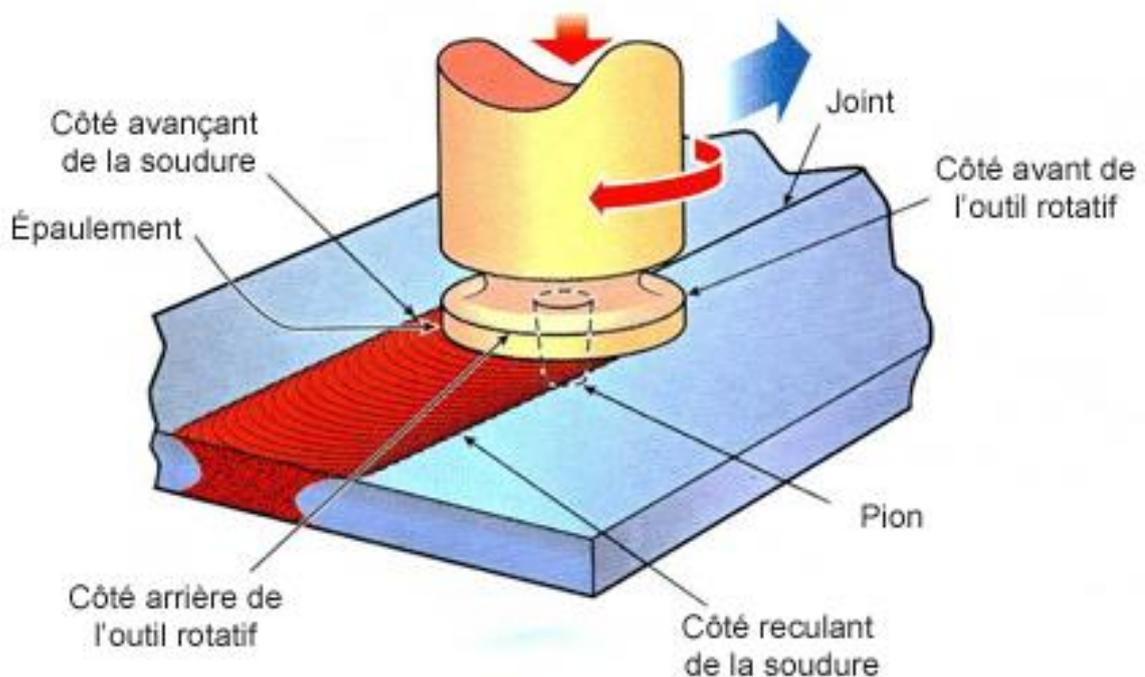


Figure II.1 Illustration du procédé de SFM [15]

Lors du soudage, la friction entre l'épaulement de l'outil en rotation et les plaques génère de la chaleur ce qui augmente la température du métal. De ce fait, le métal devient naturellement plus apte à être déformé.

La tige centrale taraudée crée un vortex alors que l'épaulement crée un écoulement circulaire et contient le matériau sous l'outil, ce qui permet de le déformer plastiquement à haute température. Les déformations produites et les températures atteintes reforment localement la microstructure des matériaux assemblés en une seule matrice. Une soudure est donc réalisée lors du passage de l'outil.

Le soudage s'effectue en trois étapes distinctes. La première étape consiste à plonger lentement l'outil rotatif dans le matériau jusqu'à ce que l'épaulement soit appuyé sur la surface. La deuxième étape consiste à faire la soudure elle-même. L'outil, toujours en rotation, se déplace le long de la ligne de soudure à une vitesse d'avance constante. Finalement, lors de la troisième étape, l'outil en rotation est retiré de la pièce [14].

➤ **Joint soudé bout à bout**

Les joints bout à bout réunissent deux plaques en métal adjacentes dans l'exact prolongement l'une de l'autre. Lors du soudage, les deux plaques sont habituellement supportées par une plaque épaisse pour éviter qu'elles ne se déforment sous la pression de l'outil (figure II.2) et solidement bridées en place pour éviter tout déplacement. Pour une pièce dont la géométrie est complexe, un gabarit spécial est nécessaire pour assurer

le support et le bridage. L'outil est normalement placé au centre du joint, l'épaulement de l'outil exerce une pression sur les deux côtés de l'assemblage. Le pion de l'outil doit atteindre une profondeur assez proche de la face inférieure des plaques afin d'assurer une liaison à travers l'épaisseur [15].

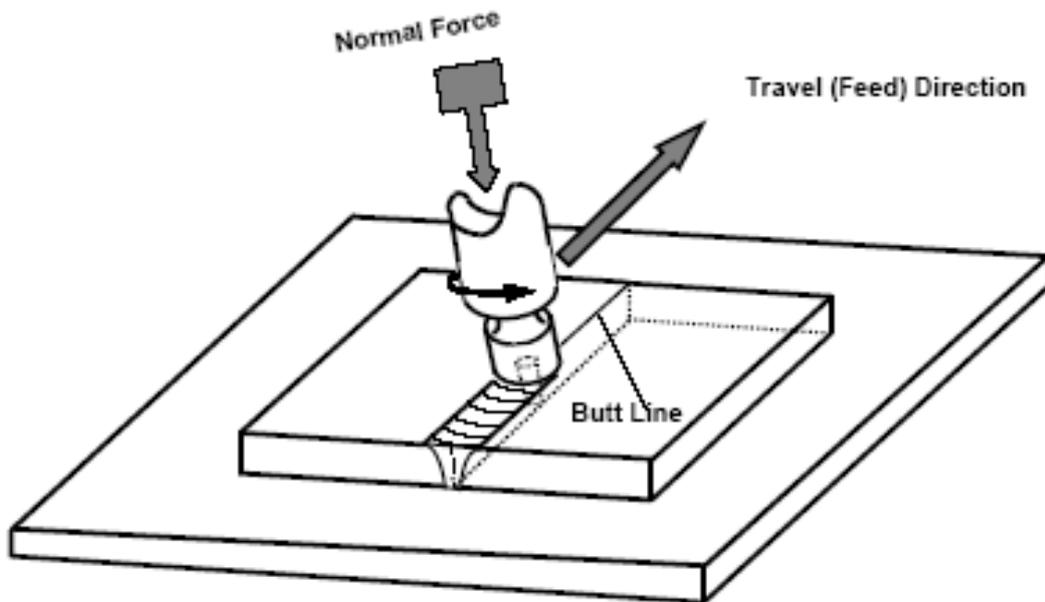


Figure II.2 .Présentation du joint é bout à bout [16].

Au début du soudage, il est nécessaire que l'outil soit temporairement immobile par rapport au joint afin que la rotation de l'outil génère assez de chaleur localement, permettant d'atteindre une température adéquate pour assurer la qualité de soudure et éviter de briser l'outil. Le cordon de soudure se forme alors que l'outil se déplace transversalement et que la matière est malaxée autour du pion [15,16].

➤ Joint soudé par recouvrement

Il existe deux types de joints par recouvrement : une plaque soudée à un raidisseur (figure II.3(a)) ou deux plaques qui se chevauchent (figure II.3(b)). Ces types de joints sont destinés à remplacer l'assemblage par rivetage. Les principes opérationnels sont les mêmes que pour les joints bout à bout. Cependant, un joint par recouvrement ne dispose pas de séparation entre les deux pièces à souder. L'outil doit passer complètement à travers la plaque supérieure et l'interface entre les deux parties de l'assemblage et pénétrer dans la plaque inférieure. Les couches d'oxydes qui se trouvent à l'interface de ce type

de joint sont plus difficiles à briser et à disperser dans la matrice que celles qui se trouvent sur les faces verticales d'un joint bout à bout [15,17].

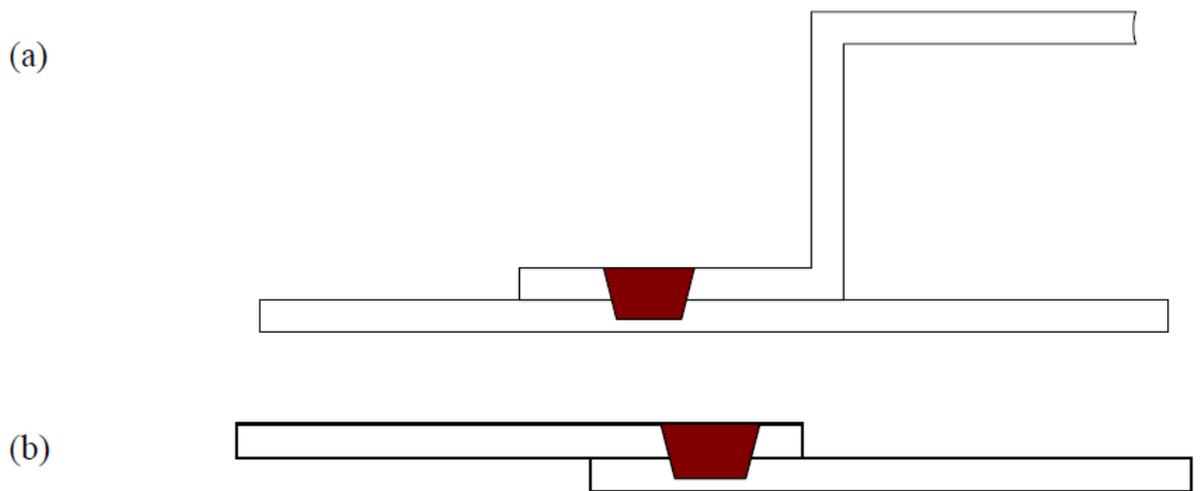


Figure II.3 Différents types de joints soudés par recouvrement, (a) soudure entre un raidisseur et une tôle, (b) soudure entre deux plaques [15].

II.2. Phénomènes physiques observés dans le procédé

Les divers phénomènes physiques, mis en jeu pendant le soudage par FSW, sont de trois types : - Mécanique : En général, les phénomènes mécaniques sont dus au frottement à l'interface entre l'outil et les pièces soudées et à la déformation plastique du matériau. La source de frottement est le contact de l'outil en rotation avec le matériau. Le frottement est caractérisé par une contrainte de cisaillement à l'interface. La déformation plastique trouve sa source dans le mouvement du matériau en rotation sous l'effet du frottement à l'interface outil plaques et dans le malaxage dû au pion. La déformation plastique est importante dans la région située sous l'outil. - Thermique : Les deux phénomènes thermiques principaux au cours du procédé FSW sont la génération et la conduction de la chaleur. La génération de la chaleur vient d'une source de chaleur surfacique due au frottement à l'interface et une source volumique due à la déformation plastique du matériau. La répartition de la génération de la chaleur entre ces deux sources dépend de

la condition de contact entre l'outil et le matériau. En effet, pour un contact presque collant, la chaleur est principalement générée par la déformation plastique du matériau. Par contre, pour un contact glissant, la plus grande partie de la chaleur est créée par le frottement. La chaleur générée est transférée principalement par conduction. Le transfert par conduction dans les pièces soudées dépend de deux choses. Premièrement, il dépend de la conductivité thermique du matériau soudé, par exemple, l'aluminium est caractérisé par une grande conductivité thermique, ce qui contribue à évacuer rapidement la chaleur créée. En second, il dépend de la chaleur évacuée dans la plaque support et dans l'outil c'est-à-dire la résistance des interfaces de contact aux transferts thermiques (voir figure 2.4). Finalement, la chaleur est évacuée aussi par convection entre l'outil, les deux plaques à souder, la plaque support avec le milieu.

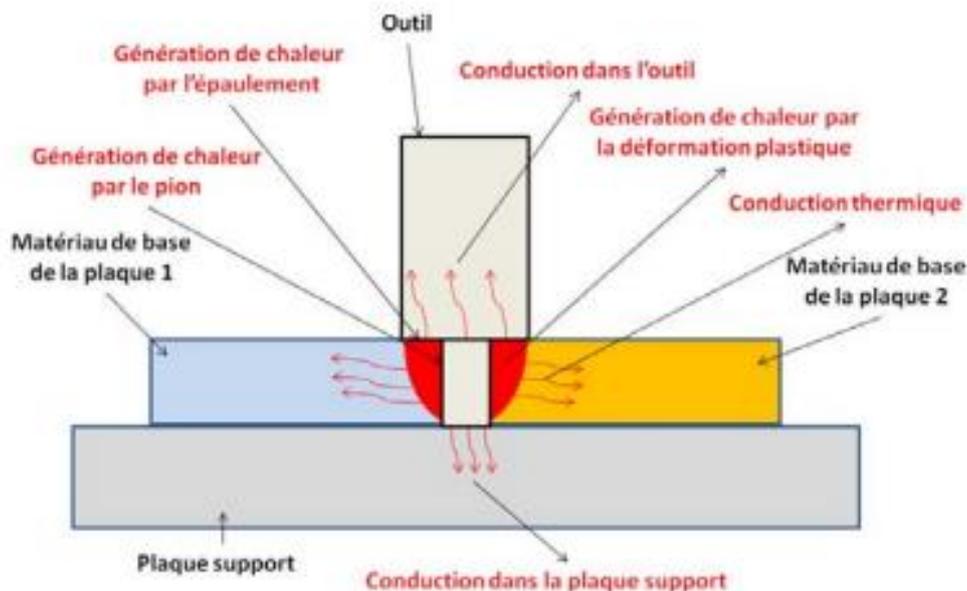


Figure II.4 Transferts thermiques induits par le procédé FSW [18]

Les phénomènes mécaniques et thermiques dans l'ensemble des procédés de soudage par fusion entraînent une modification de la microstructure du matériau de base et de ses propriétés mécaniques. Cet inconvénient provient des phénomènes métallurgiques qui apparaissent lors du soudage et qui représentent le lieu de concentration des contraintes dans le cas des sollicitations externes. Le premier phénomène métallurgique est la modification de l'état de précipitation du matériau. Le second est la recristallisation du

matériau. Le procédé de soudage FSW permet au contraire d'obtenir des modifications métallurgiques moins importantes, par rapport aux autres procédés, causées par les différents changements de phase au cours du soudage. Une coupe transversale du joint soudé permet d'obtenir les différentes zones dans lesquelles la matière est affectée thermiquement (Heat Affected Zone **HAZ**) ou thermo-mécaniquement (Thermo Mechanical Affected Zone **TMAZ**). Chaque zone dépend de la température atteinte, des modifications métallurgiques et des déformations subies au cours du procédé de soudage [18].

II.3.Paramètres de soudage :

Le procédé de soudage par friction malaxage est très différent des procédés de soudage conventionnels étant donné qu'aucun métal d'apport et qu'aucune source de chaleur externe ne sont utilisés. Il nécessite toutefois des équipements plus imposants que le soudage à l'arc ou au plasma et autant de précision au niveau du contrôle de ses paramètres. En effet, ceux-ci varient selon l'épaisseur, le type de matériau et le type de soudure à réaliser [14].

La qualité d'un joint SFM dépend grandement de l'outil et des paramètres de soudage. La géométrie de l'outil est un facteur déterminant dans la distribution de la chaleur et la quantité de métal entraîné par l'outil. Cependant, la vitesse d'avance, la vitesse de rotation de l'outil, la distance entre le pion et la racine du joint, la force verticale exercée par l'outil et l'inclinaison de l'épaulement par rapport à la surface du joint sont des paramètres du procédé qui influencent la qualité du joint. Ces paramètres varient en fonction du métal à souder, de la configuration du joint et de la géométrie de l'outil utilisé. Ils sont normalement déterminés expérimentalement après le choix de l'outil [15].

II.3.1. Vitesse de rotation et vitesse d'avance :

La vitesse de rotation et la vitesse d'avance de l'outil dépendent de la nature de l'alliage à assembler et des dimensions des plaques. Le couple maximal résistant permet d'optimiser le coût énergétique du procédé. Dans les applications connues, la vitesse de rotation est de l'ordre de 200 à 500tr/min et la vitesse de soudage reste limitée et généralement inférieure à 1m/mn. En effet, la progression de l'outil doit permettre à la matière de s'écouler correctement de l'avant vers l'arrière de l'outil. Pour qualifier le soudage, les deux vitesses sont liées par le rapport

$$\frac{\text{vitesse d'avance}}{\text{rayon du pion} \times \text{vitesse de rotation}}$$

. Si ce rapport est faible, on dit que le soudage est chaud car le malaxage et la chaleur dissipée par frottement seront élevés et engendreront de fortes températures. Par contre, si ce rapport est grand, on dit que le soudage est froid car la chaleur dissipée par frottement entre l'outil et les plaques ainsi que le malaxage de la matière n'induisant pas des températures très élevées dans les pièces [18].

II.3.2-Paramètres géométriques de l'outil :

Le choix de l'outil dépend de l'application figures II.5 et II.6. La géométrie de l'outil influence la quantité de chaleur générée, l'écoulement du métal et l'énergie requise pour souder. L'épaulement et le pion de l'outil ont chacun une fonction différente. L'épaulement génère la majeure partie de la chaleur lors de soudure de joints minces et empêche le métal ramolli de s'échapper. L'épaulement et le pion conjointement contrôlent l'écoulement du métal [23]. Le pion génère la majorité de la chaleur lors du soudage de joints épais. La forme du pion influence la quantité et l'écoulement du métal déplacé ainsi que le taux du mélange dans les deux directions : horizontale et verticale du joint [15].

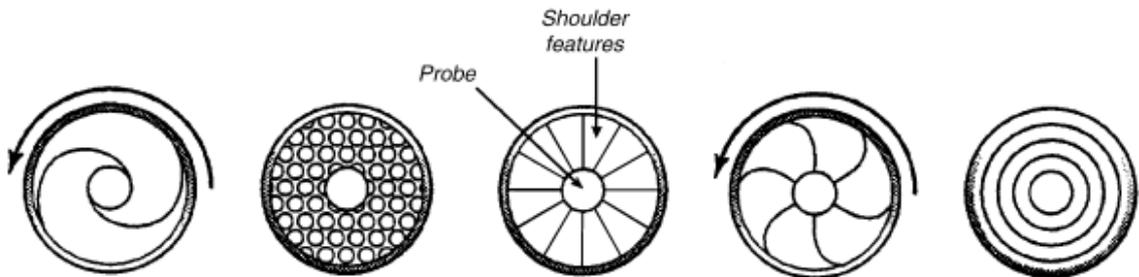


Figure II.5: Différentes formes d'épaulement disponibles [16].

L'angle d'inclinaison (entre 0° et 3°) [14] de l'outil par rapport à la surface des plaques à souder est un paramètre important à prendre en considération dans l'optimisation du procédé car son choix approprié permet à la matière de passer efficacement de l'avant vers l'arrière du pion [15,18].

Tool	Cylindrical	Whorl™	MX triflute™	Flared triflute™	A-skew™	Re-stir™
Schematics						
Tool pin shape	Cylindrical with threads	Tapered with threads	Threaded, tapered with three flutes	Tri-flute with flute ends flared out	Inclined cylindrical with threads	Tapered with threads
Ratio of pin volume to cylindrical pin volume	1	0.4	0.3	0.3	1	0.4
Swept volume to pin volume ratio	1.1	1.8	2.6	2.6	Depends on pin angle	1.8
Rotary reversal Application	No Butt welding; fails in lap welding	No Butt welding with lower welding torque	No Butt welding with further lower welding torque	No Lap welding with lower thinning of upper plate	No Lap welding with lower thinning of upper plate	Yes When minimum asymmetry in weld property is desired

Figure II.6: Différents types d'outils, leurs caractéristiques et leurs applications [16].

II.3.3- Efforts appliqués

Les efforts appliqués sont de trois types :

Effort appliqué en phase de pénétration : Pour permettre à l'outil de progresser dans le joint à souder, un effort axial est imposé. Grâce à l'action de l'effort axial et au changement de comportement du matériau à l'état pâteux (les déformations plastiques et les frottements mis en jeu entre le pion et les deux plaques provoquent une montée progressive de la température), le pion s'enfonce progressivement entre les deux plaques à souder en extrudant la matière malaxée. Il pénètre dans la matière jusqu'à ce que l'épaulement soit en contact avec la surface des deux plaques à souder. Cette phase initie les conditions thermomécaniques dans lesquelles l'opération de soudage va débiter [18,20].

➤ Effort appliqué en phase transitoire d'échauffement : L'effort apparaît dans la phase transitoire d'échauffement lorsque l'épaulement entre en contact avec la surface des plaques à souder. L'usinage d'un pré-trou permet de réduire les efforts appliqués en fin de pénétration [18].

➤ Effort appliqué en phase de soudage : La formation du joint soudé exige que l'épaulement de l'outil soit dans une position par rapport à la surface des tôles qui

permet d'assurer l'apport d'énergie par frottement et de contenir le matériau malaxé [21]. Une mauvaise position de l'outil peut entraîner la formation de défauts. Elle peut se contrôler de deux manières, soit par le pilotage de la position verticale de l'outil, soit par le contrôle de l'effort vertical appliqué sur l'outil au cours de la phase de soudage. La minimisation de l'effort appliqué améliore l'efficacité énergétique du procédé. Cet effort doit être optimal pour obtenir une bonne qualité du joint. Un effort trop faible entraîne la formation d'un défaut tunnel à l'arrière du pion à cause d'une déformation plastique du matériau insuffisante. Cependant, un effort trop grand implique un enfoncement de l'outil dans la matière à cause d'une déformation plastique et d'une température du matériau trop importante [18].

Parmi les solutions retenues qui permettent d'améliorer le malaxage, on trouve l'utilisation d'outils filetés et/ou vrillés car ces derniers engendrent un mouvement vertical du métal déplacé, ce qui mène à une meilleure intégrité du joint. A l'inverse, un outil lisse peut mener à un joint montrant des cavités internes. Cela conduit à une réduction importante de la résistance du joint en traction [14].

II.4 Les défauts de soudage par friction malaxage.

L'utilisation de conditions de soudage qui ne sont pas optimales peut mener à la production de joints présentant des défauts. Ces défauts peuvent être classés en trois catégories [24]. Premièrement, l'apparition de nombreuses bavures en surface du joint survient lorsque l'apport de chaleur est trop grand. Par contre, pour un apport de chaleur qui n'est pas suffisant, une cavité du côté entrant est souvent observée. Cette cavité apparaît car le matériau n'est pas suffisamment mou pour remplir le vide laissé par le passage de l'outil. Dans ce cas, l'application d'une force verticale plus grande permet d'atténuer le problème. Le troisième type de défaut observé est une cavité qui serait causée par un brassage anormal du matériau. Ce brassage anormal peut être causé par un gradient de température trop important entre le matériau situé à la surface de la plaque et celui situé dans l'épaisseur. En effet, ce type de défaut survient lorsqu'une grande vitesse de rotation est combinée à une vitesse de soudage élevée. Dans ce cas, la valeur de la force verticale a peu d'effet sur le résultat.

Un autre type de défaut est observé dans les joints pour lesquels il y a manque de pénétration. Ces défauts dits « à la racine » du joint sont caractérisés par un contact très intime des faces de chacune des pièces à assembler, sans toutefois qu'il y ait création d'un lien métallurgique. En raison de sa petite taille, il s'agit du défaut le plus difficile à détecter par des méthodes non-destructives. L'amorçage de fissure en fatigue peut s'y produire.

II.5.Applications du SFM

Le fait de pouvoir souder des alliages d'aluminium des séries 2xxx et 7xxx, largement utilisés dans l'industrie aéronautique, ouvre une vaste plage de possibilités pour optimiser la construction de structures aéronautiques. Il y a des travaux qui analysent, par exemple, le soudage du fuselage des avions, la réparation des fissures dans les ailes, le soudage de la structure des moteurs de fusée ou le soudage de la base des ailes.

Les procédés de soudage par fusion conventionnels provoquent une série de défauts dans ce type de matériaux dû à la montée excessive de la température. En conséquence, la plupart des assemblages des structures aéronautiques sont faits en utilisant des procédés de rivetage. Cela augmente la complexité et le coût des processus, la quantité de matière utilisée et le poids final de la structure. L'application du soudage par friction malaxage peut permettre la modification des démarches classiques de fabrication afin de réduire les coûts et augmenter les performances des avions. L'industrie de l'armement a elle aussi des intérêts liés au procédé FSW, notamment à cause des bonnes propriétés balistiques de certains des aluminiums des séries 2xxx et 7xxx [19].

Le FSW n'intéresse pas que les industries de l'aéronautique et de l'armement. Ainsi, les industries de l'automobile [25] et navale, de même que les industries ferroviaires et nucléaires suivent de plus en plus son évolution. Malgré l'intérêt croissant de ces dernières, c'est grâce au support économique des deux premières que le FSW a pu être initialement développé.

De plus, toute une nouvelle gamme de procédés différents sont en train de se développer autour du concept du soudage par friction malaxage. Cette famille d'applications est connue comme Friction Stir Processing en anglais. Le principe de base du FSP est d'utiliser un outil FSW pour modifier la microstructure des matériaux métalliques et ainsi améliorer ses caractéristiques mécaniques. Parmi les applications déjà mises en place on

trouve la création de matériaux composites à matrice métallique, le raffinement de la microstructure des alliages d'aluminium obtenus par moulage et la création de matériaux à comportement superplastique sous grands taux de déformation, entre autres [19].

II.6. Avantages et limitations du procédé :

Par rapport aux procédés de soudage classiques, le procédé FSW possède des avantages qui peuvent être classés comme suit :

➤ **Avantages liés au procédé :**

- Large gamme d'épaisseurs soudables.
- Préparation des surfaces des pièces à assembler par usinage mécanique.
- Pas de décapage chimique avant soudure pour alliages légers.
- Possibilité de souder des matériaux différents.
- Soudure en une seule passe sur toute l'épaisseur, ou en deux passes opposées sur épaisseurs fortes.
- Pas de finition après soudage.
- Procédé sans apport de matière pour la réalisation de la soudure.
- Ce procédé est lui même la source d'énergie.
- Possibilité de soudure dans toutes les orientations.

➤ **Avantages liés à la soudure par FSW :**

- Gamme de matériaux très étendue.
- Possibilité de soudure des alliages qui sont difficiles à souder par les procédés classiques.
- Soudage à l'état solide : pas de solidification du bain de fusion (pas de défaut de porosité, pas de fissuration à chaud).
- Propriétés mécaniques bonnes.
- Effets limités des contraintes résiduelles.
- Faible distorsion (figure II.7).

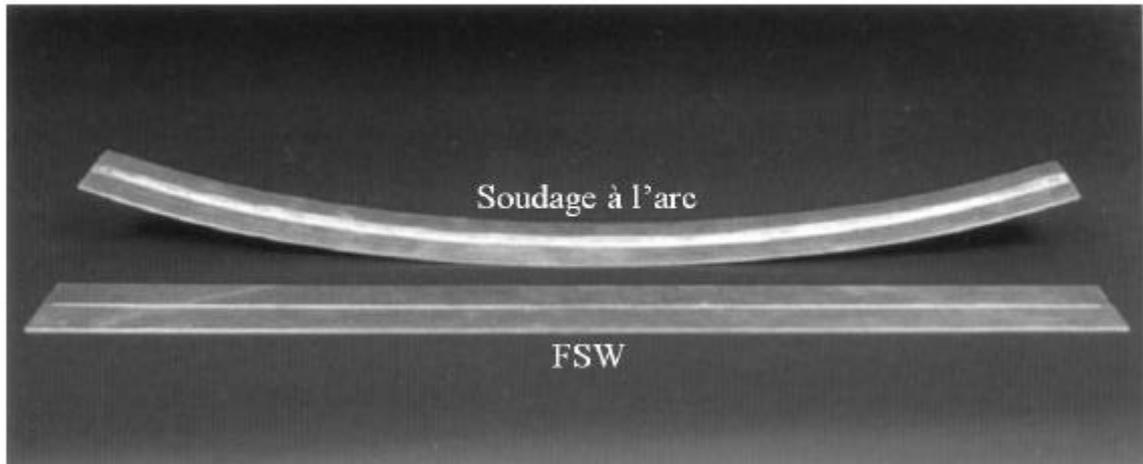


Figure II.7 .Comparaison de la distorsion entre le soudage FSW et le soudage à l'arc [18].

➤ **Avantages économiques et environnementaux :**

- Procédé non polluant ; pas de projections de gaz nuisibles ni d'émanations de fumées.
- Procédé économique en énergie.
- Pas de circulation d'eau de refroidissement.
- Pas de finition après soudage (sauf pour les soudures circulaires).
- Bon rendement énergétique.

➤ **Avantages liés à l'équipement :**

- Automaticité aisée du procédé ; contrôle par commande numérique.
- Equipement électromécanique de conception simple de type machine-outil.
- Pas de protection thermique.
- Consommables limités à l'outil et à l'énergie électrique.
- Possibilité d'un contrôle en ligne des paramètres.

Ces avantages justifient l'adaptation de ce procédé aux alliages d'aluminium. Le soudage se réalise essentiellement sur des pièces minces bout à bout, mais accepte d'autres configurations de joints tels que le soudage d'angle ou en "T" ou le soudage par superposition.

Les différentes configurations possibles pour le soudage FSW sont présentées sur la figure II.8.

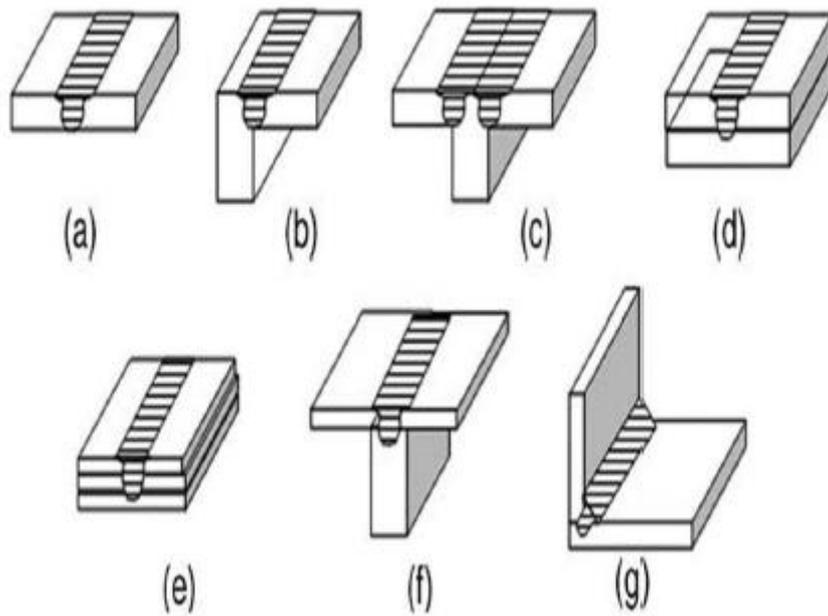


Figure II.8: Les différentes configurations de soudage effectuées par FSW : (a) bout à bout, (b) en coin, (c) en T, (d) transparence, (e) transparence multiple, (f) T par Transparence, et (g) angle [18].

Les limitations du procédé de soudage FSW peuvent être résumées comme suit :

- Bridage très important dû aux grands efforts mis en jeu.
- La présence d'un trou après retrait du pion à la fin de la soudure qui peut être contournée par l'utilisation d'un outil à pion rétractable [18].

Chapitre III : Techniques expérimentales

III.1 Matériau étudié :

Le matériau que nous avons étudié est l'alliage 6061 T6 qui a subi un traitement de mise en solution à une température de 529°C, trempé à l'eau à une température ambiante, et puis revenu selon la norme NF EN 515.

Le tableau III.1, donne le résultat de l'analyse de la composition chimique de l'alliage 6061 T6. Cette analyse est faite, au niveau de la BCL de Blida, par la méthode de spectrométrie de fluorescence X qui indique que l'intensité des rayons X émis par un électron est proportionnelle à la concentration de l'élément correspondant.

Tableau III.1 composition chimique de l'alliage 6061 T6

Al	Mg	Si	Cu	Fe	Mn	Cr	Ni	Zn	Ti	autres
Base	0.92	0.89	0.314	0.437	0.190	0.046	0.014	0.222	0.056	0.224

III.2 Réalisation du soudage

III.2.1.L'outil de soudage

L'outil de soudage est présenté sur la figure III.1. Il est constitué d'un épaulement et d'un pion.

1- L'épaulement

L'épaulement est fait par un acier à outil de la nuance Z 200 dont sa composition chimique est présentée sur le tableau 1, il est choisi pour sa résistance à l'usure et sa tenue à la coupe.

Le diamètre de l'épaulement est de 20 mm

Tableau III.2. Composition chimique du Z200C12

C	Si	Mn	Cr	Dureté (Brinell)	
2%	0.2%	0.3%	12%	250	

2- Pion

Le pion est conique fileté avec deux gorges dont le diamètre supérieur est de 8mm et le diamètre inférieur est de 6mm, fabriqué d'un acier rapide HSS C4 (High Speed Steel). Sa composition chimique est présentée sur le tableau III.3 .

Le diamètre du pion est de 8 mm, avec une longueur réglable. Dans ce cas, la longueur sortante du pion a été prise de 7,5 mm.

Tableau III.3 composition chimique de l'acier rapide HSSC4

Fe	C	Cr	W	Mo	V
Base	0,9%	4,0%	6,0%	5,0%	2,0%



Figure III.1 outil de Soudage

III.2.2.Fraiseuse

On a réalisé nos soudures à l'aide de la fraiseuse japonaise Ruku-Ruku présenté sur la figure III.2, est une fraiseuse universelle à coulisseau de type RUM 5. On note quelques caractéristiques principales de cette fraiseuse :

- Puissance du moteur : 9 KW
- Vitesse de rotation : 26 jusqu'à 1800 tr/min
- Vitesse d'avance : 2,5 jusqu'à 1230 mm/min

- Surface utile de la table : 1700 mm x 500 mm



Figure III.2. Fraiseuse RUM 5 utilisée pour le procédé FSW.

III.2.3. Paramètres de soudage

- L'angle d'inclinaison (angle de tilt) 1° .
- Vitesse d'avance 8,2 mm/min.
- Vitesse de rotation 1560 tr/min.
- La force axiale : $F = 2$ KN.

III.2.4 .Pièces

- Dimensions : $(210 \times 100 \times 8)$ mm³.
- Soudage perpendiculaire à la direction de laminage.
- Longueur du joint : 200mm



Figure III.3 application du soudage

III.3. Préparation des échantillons :

Après l'obtention d'une soudure macroscopiquement saine, nous avons prélevé 4 petits échantillons de forme parallélépipédique de $10 \pm 0,5$ mm de largeur, de 8 mm d'épaisseur et de 42 mm de longueur (figure III.4).

Le découpage s'est fait au niveau de la SNVI Rouiba, à l'aide d'une micro-tronçonneuse munie d'un disque diamanté qui permet de faire des coupes avec une précision métallographique et avec une perte minimale du matériau.

Une bonne lubrification est nécessaire afin de refroidir le disque de coupe. Elle permet également d'éviter l'endommagement de l'échantillon dû à la chaleur créée par friction, et de ne pas les brûler.

En métallographie, la structure de l'échantillon à prélever ne doit pas être modifiée

lors du tronçonnage.

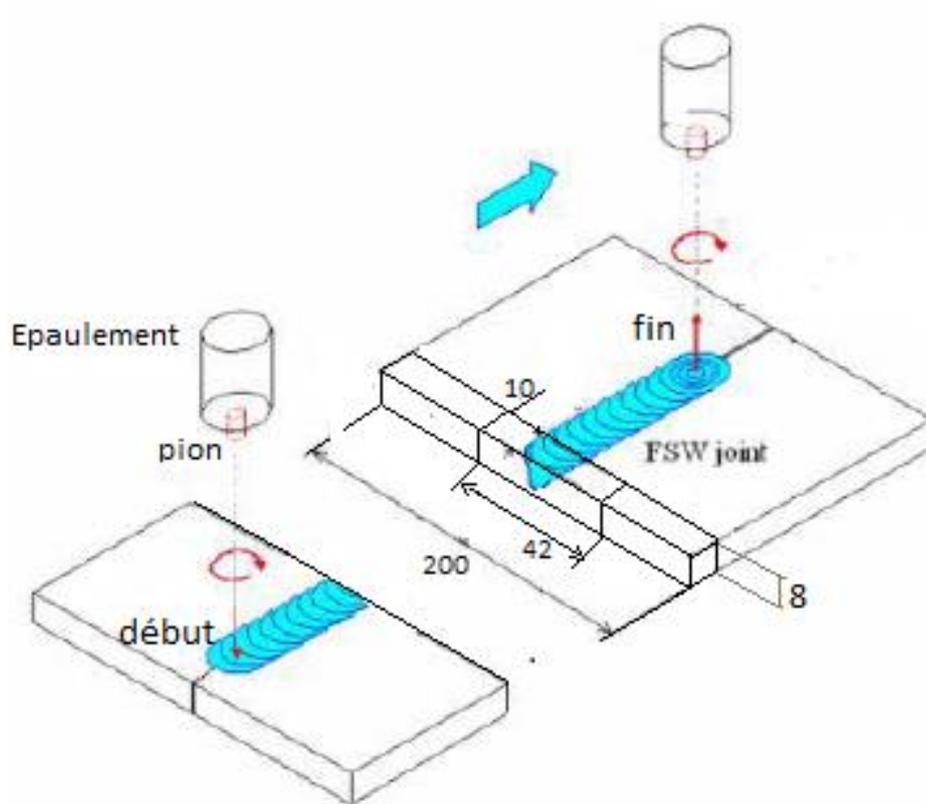


Figure III.4. Dimensions des échantillons étudiés

III.4 Traitements thermiques :

- Traitement T6 : un des échantillons prélevés a subi un traitement thermique T6 qui est un traitement de durcissement par précipitation et qui s'effectue en trois étapes suivantes :

1. **Mise en solution ou homogénéisation** : L'alliage est porté à une température aussi élevée que possible (environ 530°C), pour permettre la dissolution des éléments qui provoquent le durcissement figure III.5. Pour écarter tout risque de fusion partielle, cette température doit rester inférieure à la température eutectique et à la température de fusion des phases intermétalliques éventuellement présentes. En effet, une fusion partielle d'un composant de l'alliage rend la pièce inutilisable. La durée de maintien de la température est de l'ordre de 60 minutes et la température est contrôlée avec une précision de $\pm 5^\circ\text{C}$.

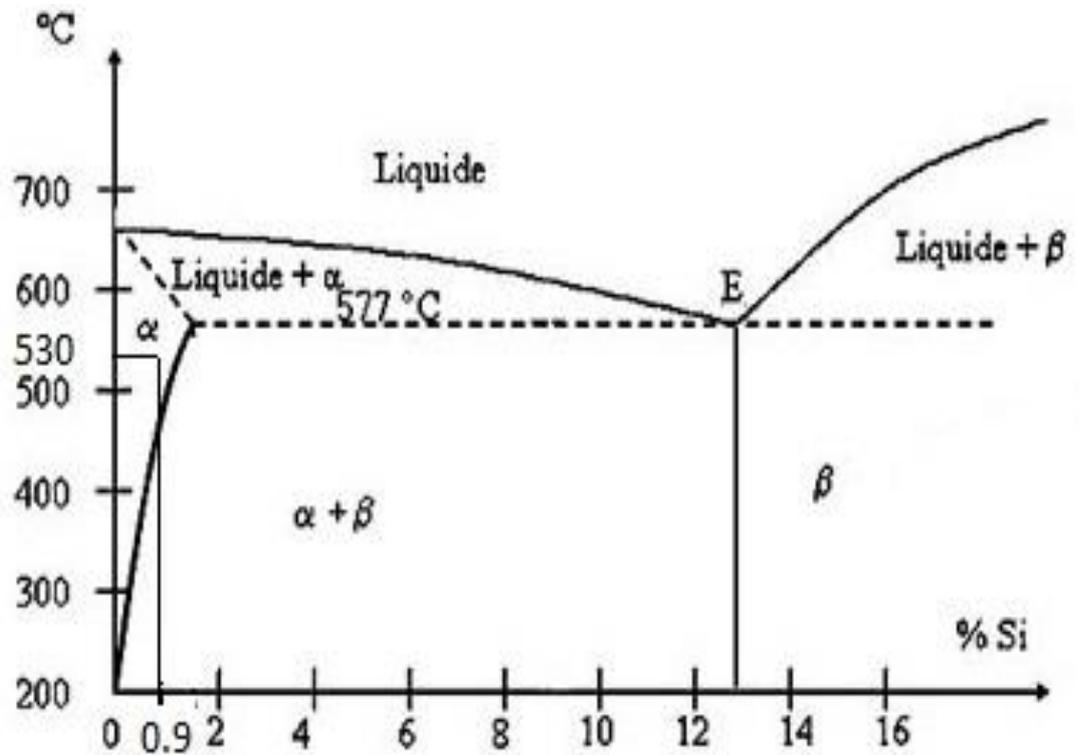


Figure III.5 : Diagramme d'équilibre Al-Si montrant la position de l'alliage 6061 lors de sa mise en solution

2. **Trempe** : La trempe a pour but de maintenir les éléments durcissables en solution métastable. L'alliage est refroidi à l'eau en moins de 15 s.
3. **Revenu** : le traitement de revenu durcit la pièce par précipitation de composés intermétalliques dans la matrice aluminium. Il était fait à une température de 175 °C avec une précision de $\pm 5^\circ\text{C}$ et une durée de maintien de 8 heures. figure III.6.

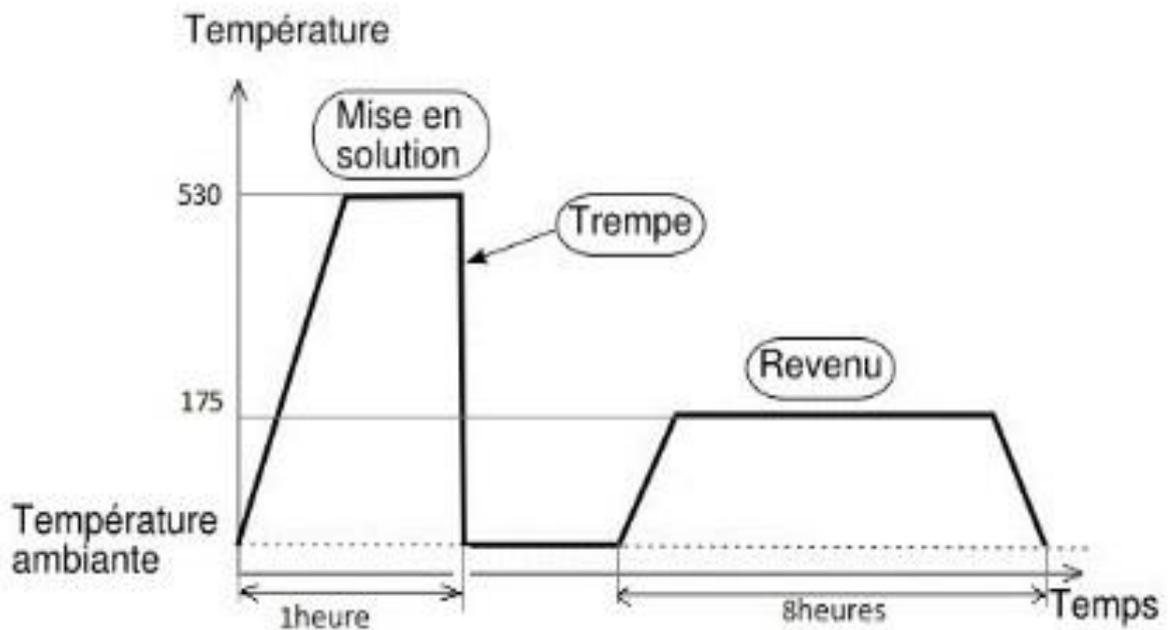


Figure : III.6 Courbe du traitement thermique T6

- D'autres échantillons ont subi des traitements thermiques à une température de 200°C avec une précision de $\pm 5^\circ\text{C}$ pendant les durées suivantes (30, 60, 90, 120, 150, 180, 210 minutes) selon la figure III.7.

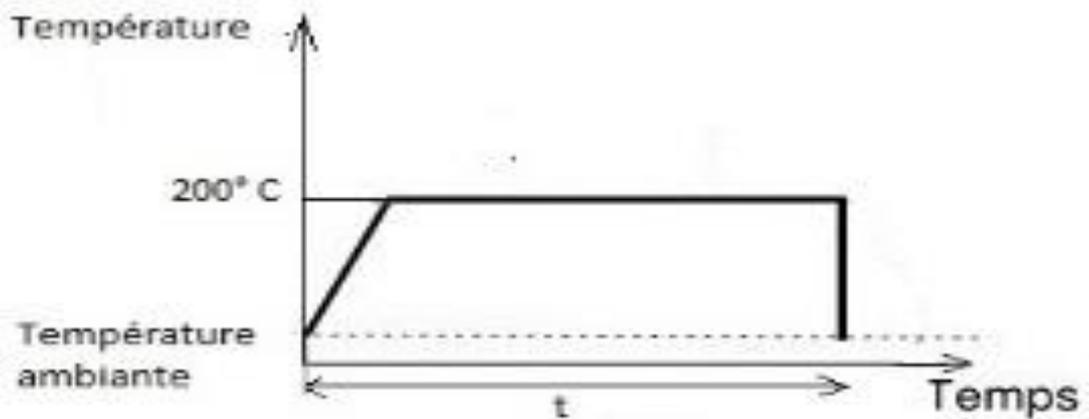


Figure III.7 : schémas des traitements thermiques effectués

Les traitements étaient réalisés dans un four de type Carbolite ayant une chambre de forme parallélépipédique. Le chauffage est obtenu par effet Joule à l'aide d'une résistance

encastrée tout autour de la chambre dont la température maximale pouvant être atteinte est de 1 200 °C.

III.5 Préparation métallographique.

Les échantillons doivent être préparés selon diverses étapes pour subir les différents tests métallographiques.

III.5.1 Enrobage

L'enrobage à froid nécessite l'investissement des résines thermodurcissables et des moules en caoutchouc, il est choisi en fonction de la forme de la pièce et les traitements que le matériau a subi pour ne pas affecter les changements structuraux qu'il peut présenter et, bien sûr, aussi, pour faciliter la préhension et la manipulation des échantillons.

III.5.2. Polissage mécanique

Le polissage est basé sur l'utilisation de papiers abrasifs à grains de plus en plus fins afin d'obtenir une surface optimale pour l'observation microscopique. Il faut donc polir progressivement pour effacer les imperfections, rayures et autre, et faire disparaître les dommages et les déformations de la surface. Pour cela, nous avons utilisé des disques de papiers abrasifs à grains décroissants (800P, 1000P, 1200P, 2000P et 2500P) placés sur des plateaux tournant à des vitesses de 300 à 400 trs/mn.

Le polissage de finition est ensuite accompli sur les draps feutre à suspension De pate diamantée, de taille des grains de 1µm, dans le but d'éliminer les rayures persistantes issues du polissage.

Enfin nous procédons à un polissage final sur un papier feutre imbibé d'eau afin d'éliminer les éventuelles particules incrustées.

III.5.3 Attaque chimique

Afin de révéler la microstructure des échantillons, nous utilisons le réactif de Graph-Sargent. Ce réactif est réalisé avec des produits chimiques précis de concentrations données : HNO₃ 67%, HF 42%, dans la composition suivante :

- 84 ml de H₂O ;
- 15.5 ml de l'acide nitrique HNO₃ ;
- 0.5 ml de l'acide fluorhydrique HF.

- 3 g CrO₃

L'attaque chimique a durée de 1 à 2 mn, selon le cas, jusqu'à observation d'une microstructure. Les échantillons ont été ensuite rincés à l'eau du robinet puis séchés convenablement.

III.6. Caractérisation par microscopie optique

Nous avons utilisé la microscopie optique pour observer la structure du cordon de soudure à l'état brut.

Les observations ont été effectuées au microscope optique de type *OPTIKA* (**Figure III.8**) de grossissements allant de 50 à 500, relié à une caméra. Les micrographies ont été prises par l'intermédiaire du logiciel d'analyse d'image *Optikaview2* qui permet de lire et de sauvegarder les images.



Figure III.8 Microscope optique utilisé.

III.7 Caractérisation par microscope électronique à balayage (MEB) :

L'acquisition des images a été réalisée à l'aide d'un microscope électronique à balayage de type QUANTA 650 **figure III.9**, Equipé d'un spectromètre à dispersion d'énergie (EDS) de type IMIX-PC de PGT avec un détecteur en germanium. Le système d'analyse IMIX permet l'acquisition d'analyses ponctuelles et de cartographies élémentaires X.

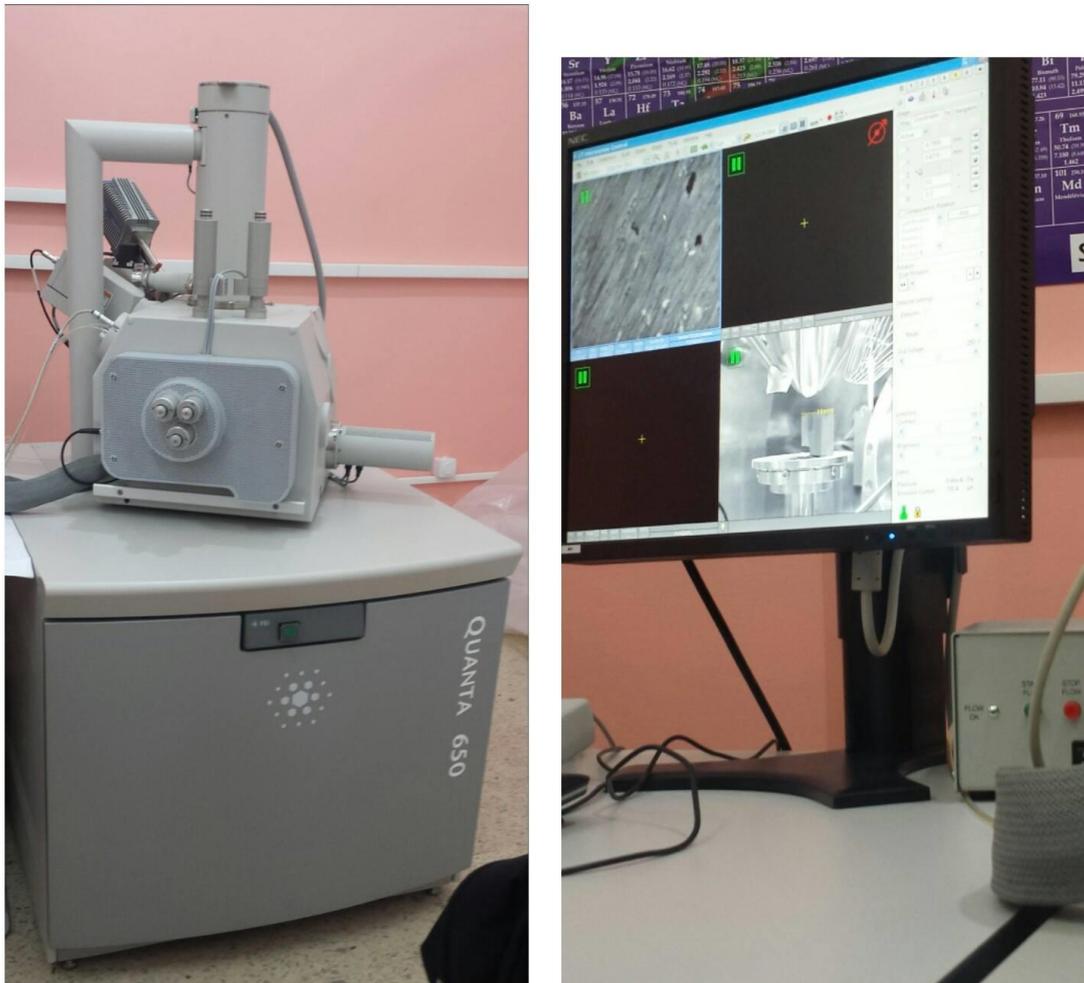


Figure III. 9 : Microscope électronique à balayage QUANTA 650.

III.8. Caractérisation par DRX :

La diffraction des rayons X est une méthode très utilisée pour l'étude microstructurale des alliages métalliques. Elle est utilisée pour la caractérisation cristallographique et l'identification des phases majeures présentes dans les alliages tels que les précipités grossiers comme les dispersoïdes dans les alliages de série 6000 contenant du Mn ou/et du Cr.

Dans une expérience de diffraction de rayons X, l'échantillon peut être un solide monocristallin, polycristallin ou bien encore une poudre. Il est placé dans une enceinte

appropriée puis illuminé par une source collimatée ou focalisée. Les photons X diffusés de manière élastiques seront collectés par un détecteur avec une intensité maximale pour les plans cristallins en incidence de Bragg (figure III.10)

$$\text{Loi de Bragg : } 2 \cdot d_{hkl} \cdot \sin \theta = n \cdot \lambda$$

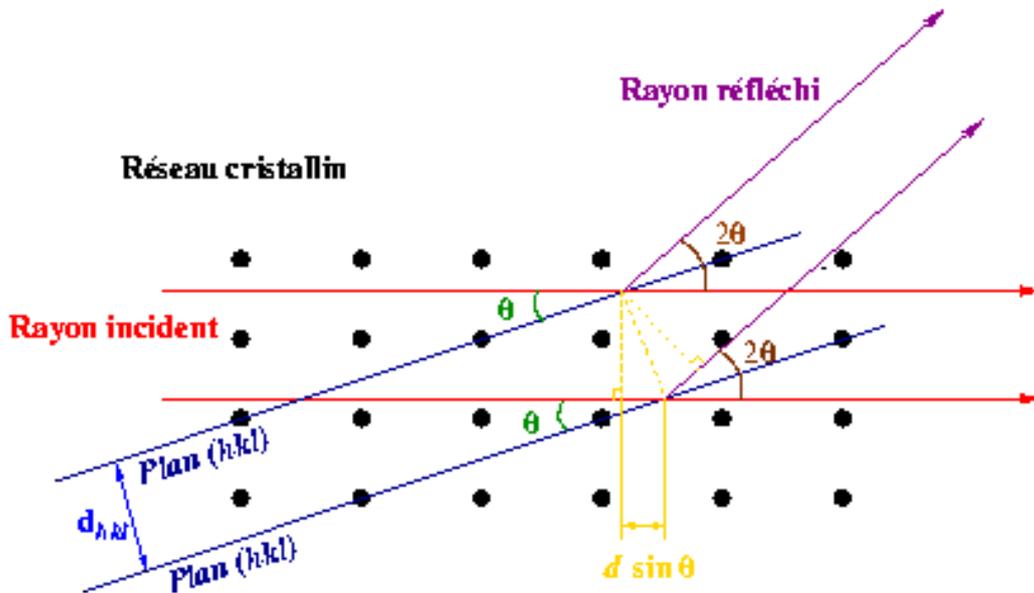


Figure III.10 : Schéma descriptif de la loi de Bragg

où λ est la longueur d'onde du faisceau de rayons X incident, d_{hkl} la distance interréticulaire des plans cristallins d'indice de Miller h, k et l , θ l'angle d'incidence du faisceau incident par rapport à ces plans, et n un entier. L'angle de diffraction, défini comme l'angle entre le faisceau incident et le faisceau diffracté est égal à 2θ .

La loi de Bragg est donc une conséquence de la périodicité du réseau cristallin. Une réflexion de Bragg n'est possible que si $\lambda \leq 2d$. Pour un cristal usuel, $2d$ est de l'ordre de quelques angströms, donc λ doit être aussi de l'ordre de quelques angströms.

Le signal obtenu, est constitué d'une succession de pics de plus ou moins grande intensité. La détermination des positions des pics par la mesure de la valeur de l'angle θ , permet de calculer les distances interréticulaires (d_{hkl}) de la phase considérée. On peut déterminer le réseau, le paramètre cristallin et identifier, par comparaison avec les fiches ASTM, la phase étudiée. Des logiciels sont aujourd'hui utilisés et permettent d'analyser quantitativement les spectres de diffraction et d'en faciliter une exploitation précise grâce à leur comparaison automatique à des bases de données cristallographiques. Dans notre

étude, nous avons utilisé un diffractomètre travaillant avec une anticathode en cobalt longueur d'onde $\lambda = 1.7889 \text{ \AA}$.

III.9. Essai de microdureté :

L'essai de la microdureté est un moyen de contrôle semi-destructif. Il consiste à imprimer un pénétrateur dans la surface du métal à tester.

Dans le cas de la microdureté Vickers, le pénétrateur est un diamant en forme de pyramide droite à base carrée, d'angle au sommet 136° . La charge P appliquée est constante.

Quand l'essai est terminé, on mesure la dimension de l'empreinte. Elle est d'autant plus grande que le métal est mou. La charge appliquée est de 30gf pendant une durée de 15 s, les mesures des diagonales de l'empreinte ont été faites sous un grossissement de 100x.

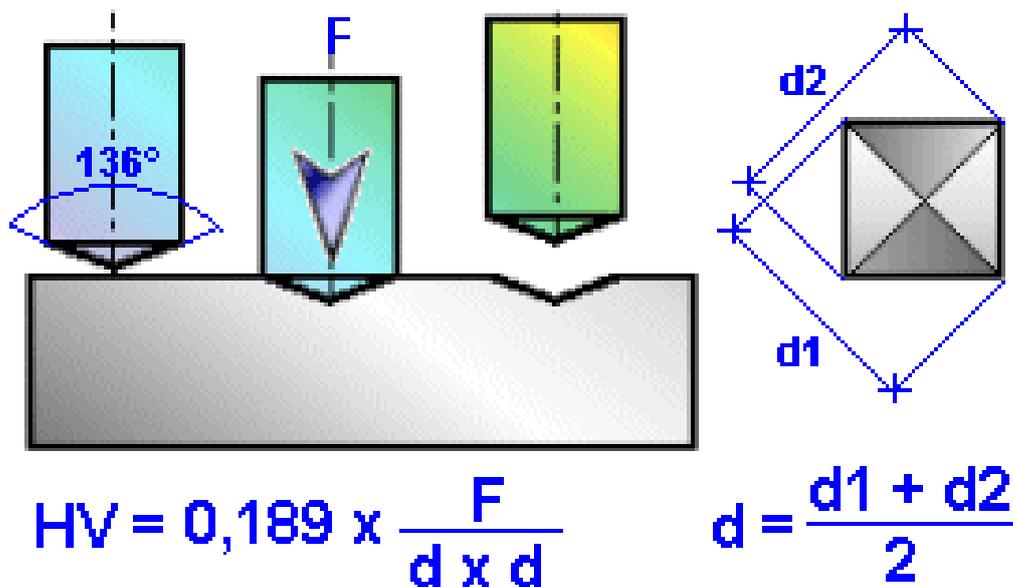


Figure III.11: Dimensions de l'empreinte et formule de calcul de la dureté selon Vickers.

Notre essai a été réalisé sur un échantillon prélevé de manière perpendiculaire à l'axe du cordon de soudure des plaques soudées. Il est été poli à l'aide d'une polisseuse et du papier abrasif, La mesure de la dureté dans notre cas a été effectuée par un balayage ce

qui a pour objectif d'étudier l'évolution de la dureté dans les différentes zones du soudage : les métaux de base et les deux zones affectées thermiquement et thermo-mécaniquement (ZAT et ZATM) et Le noyau de soudure.

Chapitre IV : Résultats et interprétations :

IV.1. Analyse métallographique de la soudure :

IV.1.1. Macrographie

Après soudage, un contrôle radiographique a été fait sur la plaque obtenue et le cordon de soudure était sain.

La figure IV.1 présente la macroscopie de la soudure de deux faces : vue de coupe et vue de dessus, l'état de surface est relativement bon et la continuité de la matière est bien assurée, on remarque des courbures au milieu de la coupe transversale du joint de soudure, ceci est due à l'empilement des couches de matière derrière l'outil qui forme des « onion rings » i.e. rondelles d'oignon.



Figure IV.1. Macrographie de la soudure après attaque par NaOH 1%

L'analyse macrographique nous a permis d'identifier qualitativement les différentes zones du cordon de soudure (**figure IV. 2**) :

- Le noyau de soudure ;
- La ZATM (Zone affectée thermo-mécaniquement).
- La ZAT (Zone affectée thermiquement).

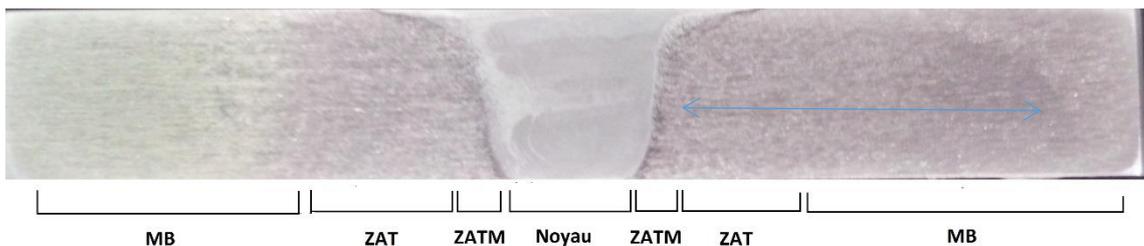


Figure IV.2. Différentes zones de la soudure coupe transversale) après attaque par NaOH 1%.

IV.1.2. Micrographie :

IV.1.2.1. Metal de base : Une caractérisation du métal de base est primordiale afin de pouvoir mettre en évidence l'évolution microstructurale engendrée par le soudage. La plaque utilisée est extrudée, laminée non soudée dont la microstructure est représenté sur la **figure IV.3** montrant bien une structure granulaire allongée composée d'une matrice α et des précipités qui ont une forme géométrique spécifique.

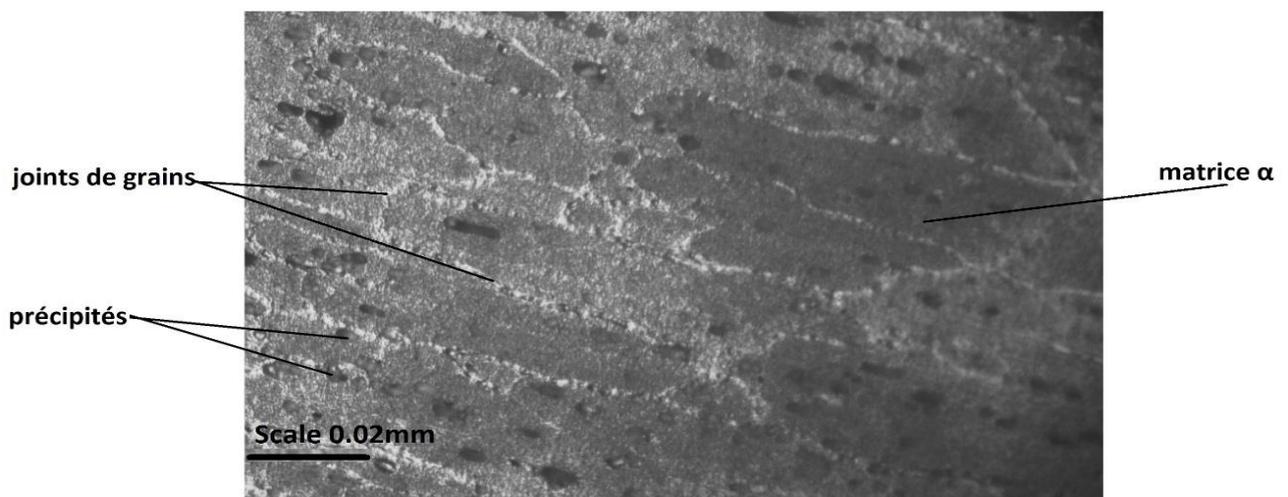


Figure IV.3 : microstructure du métal de base.

IV.1.2.2 Microstructure du cordon de soudure :

Le noyau est caractérisé par des grains fins, équiaxes dont la dimension peut aller jusqu'à 1/100ème de la taille initiale de grain [26]. Cette taille de grain bien inférieure à celle du MB (voir figure IV.4) est attribuée à la présence d'un phénomène de recristallisation dynamique associée dans certains cas avec la restauration. Ces phénomènes sont fortement liés au trajet thermomécanique de la matière. Ce trajet est, lui-même, dépendant des paramètres opératoires : vitesse d'avance, vitesse de rotation, forme de l'outil, matériau.

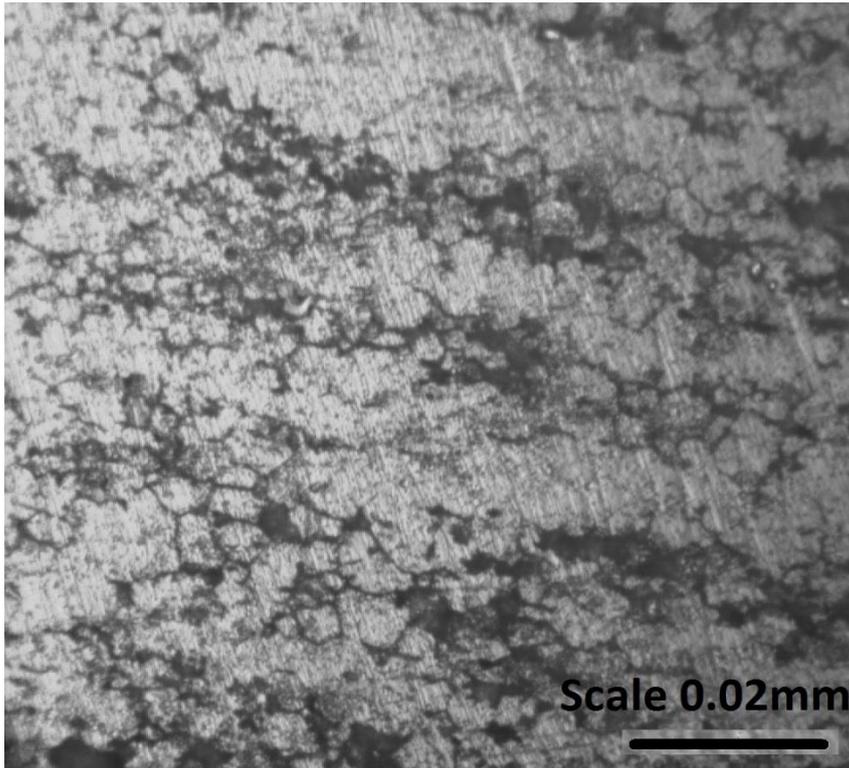


Figure IV.4 Figure microstructure du noyau attaqué par le réactif de Graff-Sargent pendant 40 secondes .

La ZATM constitue l'interface entre le noyau et la ZAT et reste de dimension faible devant la dimension des deux autres zones. Elle se caractérise par des grains allongés qui semblent s'orienter suivant l'écoulement de matière et suivent la forme du noyau (figure IV.5). Dans cette zone, la déformation plastique n'est pas assez importante pour entraîner une recristallisation complète [26], mais une recristallisation partielle peut se produire. De plus, la température peut entraîner une dissolution de précipités, un grossissement des précipités ou encore une précipitation. De plus, une dissymétrie apparaît entre le côté AS et le côté RS due aux mouvements combinés d'avance et de rotation de l'outil qui conduisent à une ZATM plus étroite côté AS et donc une transition entre noyau et ZAT plus marquée. Lors du soudage, la matière du côté avance contourne l'outil. Par contre, du côté d'avance, elle est juste poussée vers l'arrière.

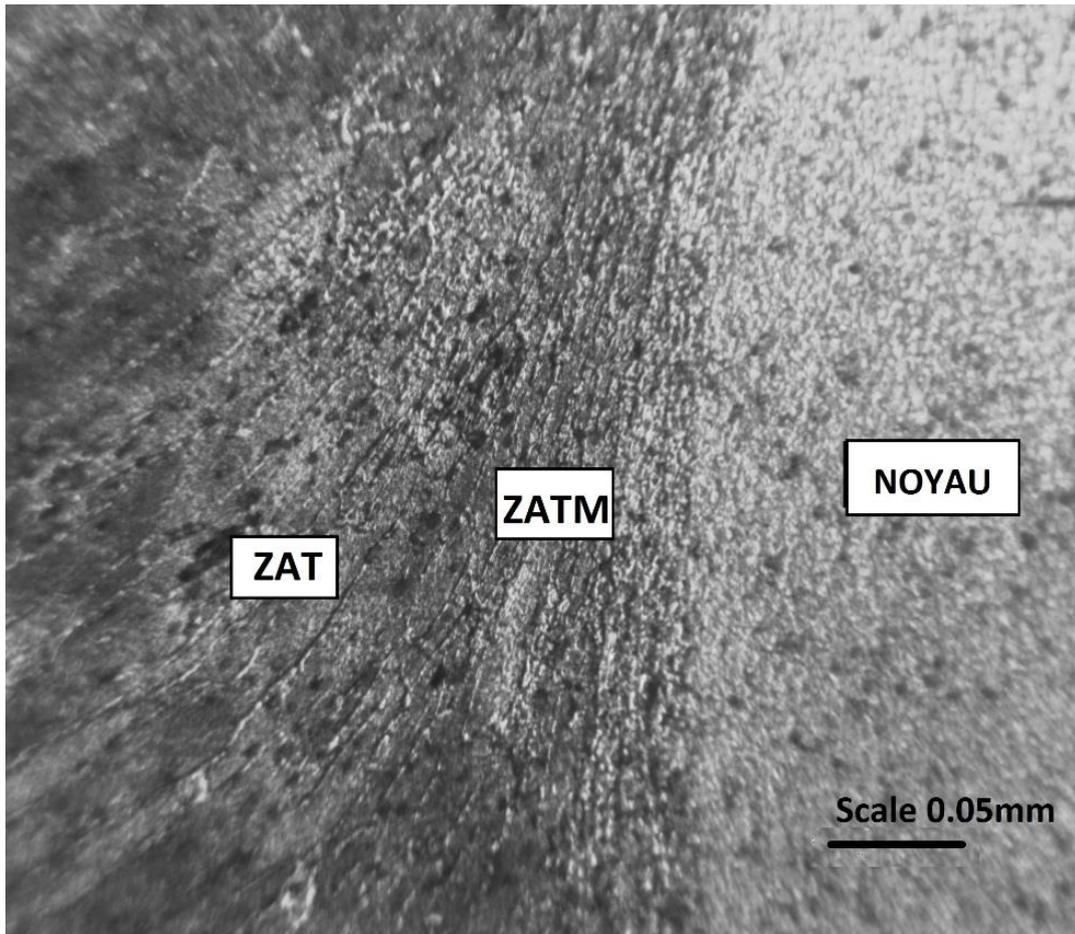


Figure IV.5. : Microstructure des trois zones attaqués par l'acide fluorhydrique 0.5% pendant 60 secondes.

La ZAT correspond à l'interface entre la ZATM et le MB : elle ne subit aucun chargement mécanique mais elle est soumise à un cycle thermique de chauffage/refroidissement dû à la diffusion de la chaleur créée dans le nugget dans toute la tôle. Ainsi, elle se caractérise par une taille de grain supérieure à la taille de grain initiale du MB, ainsi qu'une augmentation de la taille des précipités [26].

IV.2 Caractérisation par microscope électronique à balayage (MEB):

L'observation du joint de soudure par microscope électronique à balayage suivie par une analyse EDS révèle les intermétalliques, les dispersoïdes et leur composition chimique.

Lors du soudage la déformation provoque l'orientation des intermétalliques selon le flux de matière engendré par la rotation du pion au niveau de la ZATM (figure IV.6), ces

derniers sont fragmentés et fracturés de façon importantes dans le noyau soudé (**figures IV.8 , IV.9)**, .

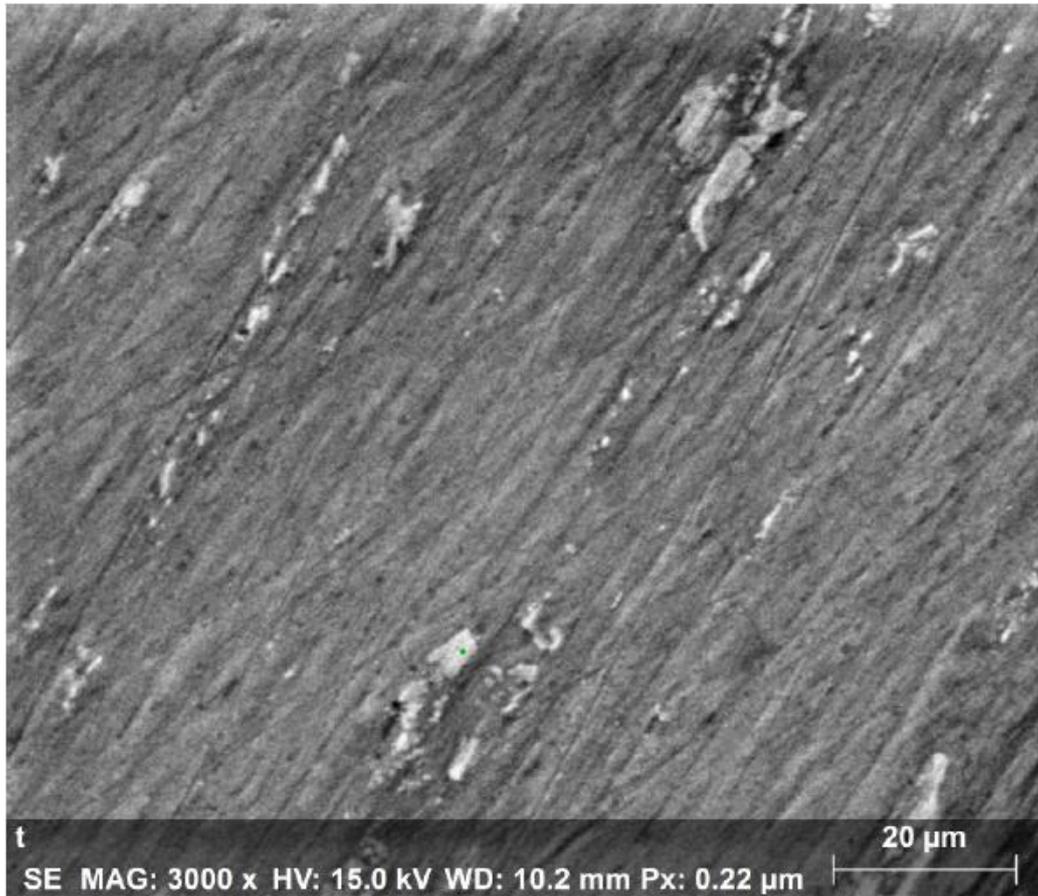


Figure IV.6. Intermétalliques orientés dans la ZATM AS. Image MEB en électrons rétrodiffusés.

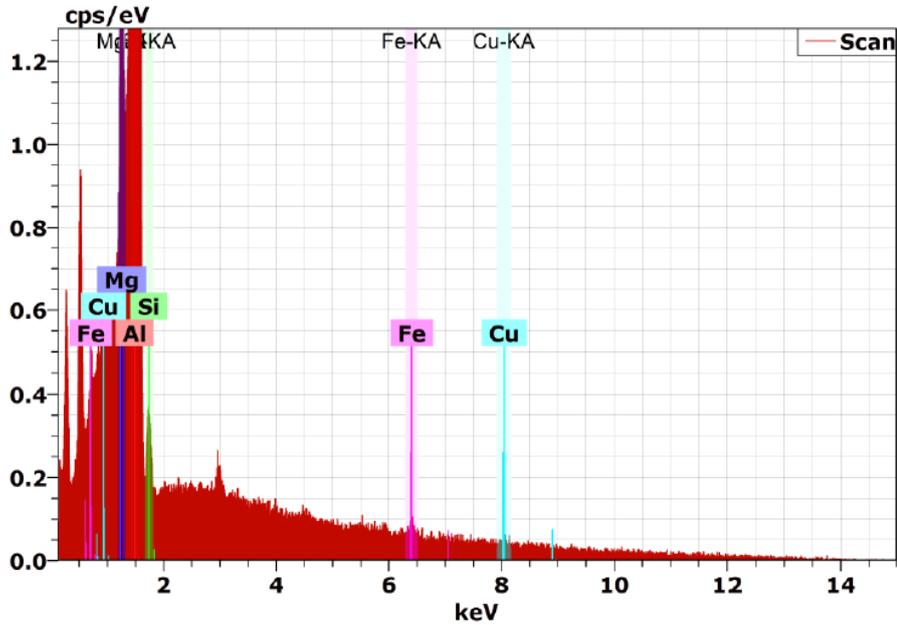


Figure IV.7. Analyse ponctuel au niveau des intermétalliques dans la ZATM.

L'analyse ponctuelle au niveau de la ZATM montre que l'intermétallique analysé est composé d'aluminium, cuivre et Magnésium ce qui peut être l'intermétallique Al_2CuMg . La même analyse présente des pics de Fe et de Cu qui peuvent être interprétés comme dispersoïdes de fer et de cuivre.

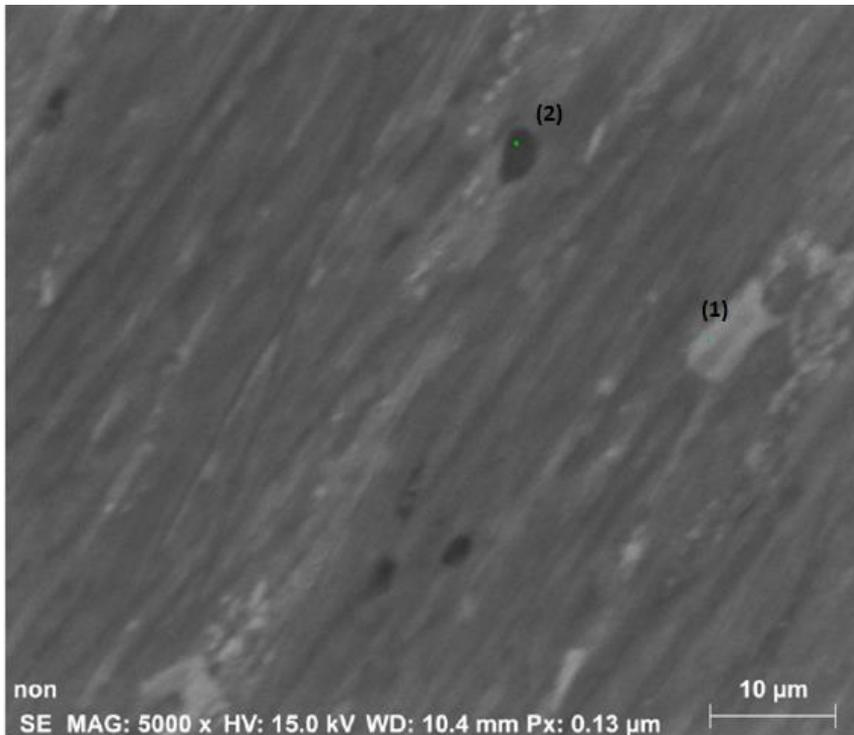


Figure IV.8. Intermétalliques orientés et fracturés au niveau du noyau

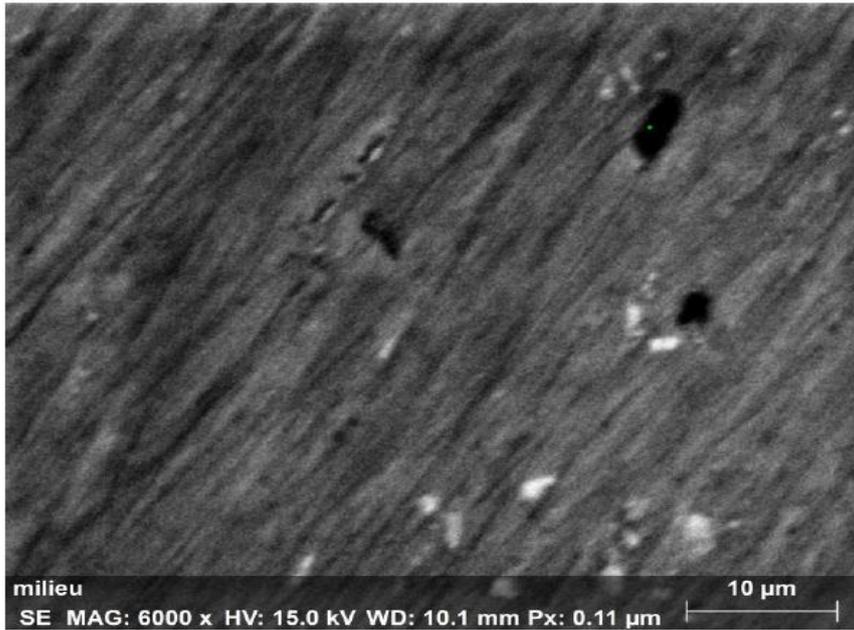


Figure IV.9 : Intermetalliques et dispersoïdes au niveau du noyau

Les résultats de l'analyse EDS faites aux points (1) et (2) de la **figure IV.8** sont présentés dans les figures IV.10 et IV.11.

Au point (1) les pics montrent l'existence d'intermétallique de type $Al(Mn\ Fe)Si$ qui, d'après [26] peut être l'intermétallique $Al_{15}MnFe_3Si_2$. La position des pics du cuivre (**figure IV.10**) et du manganèse (**figure IV.11**) indique la présence des dispersoïdes riches en Mn (point 1) et en Cu (point 2).

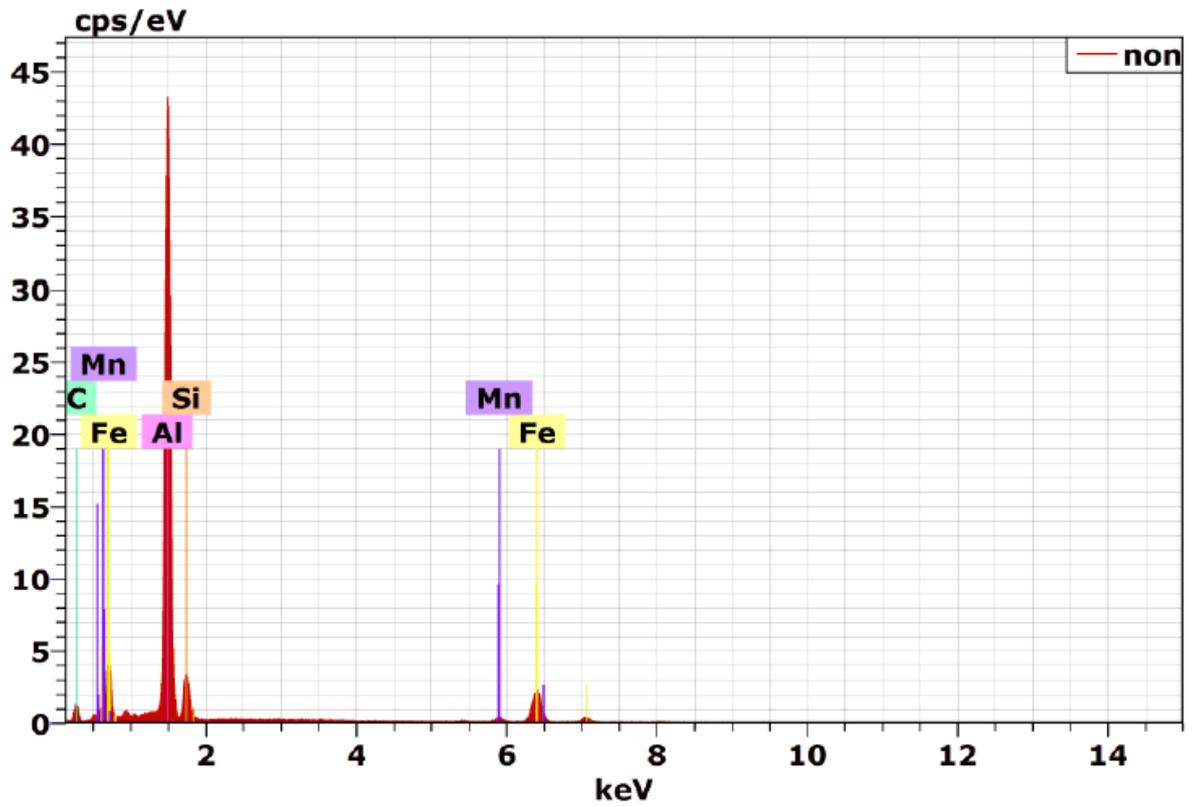


Figure IV.10. Analyse EDS au point (1)

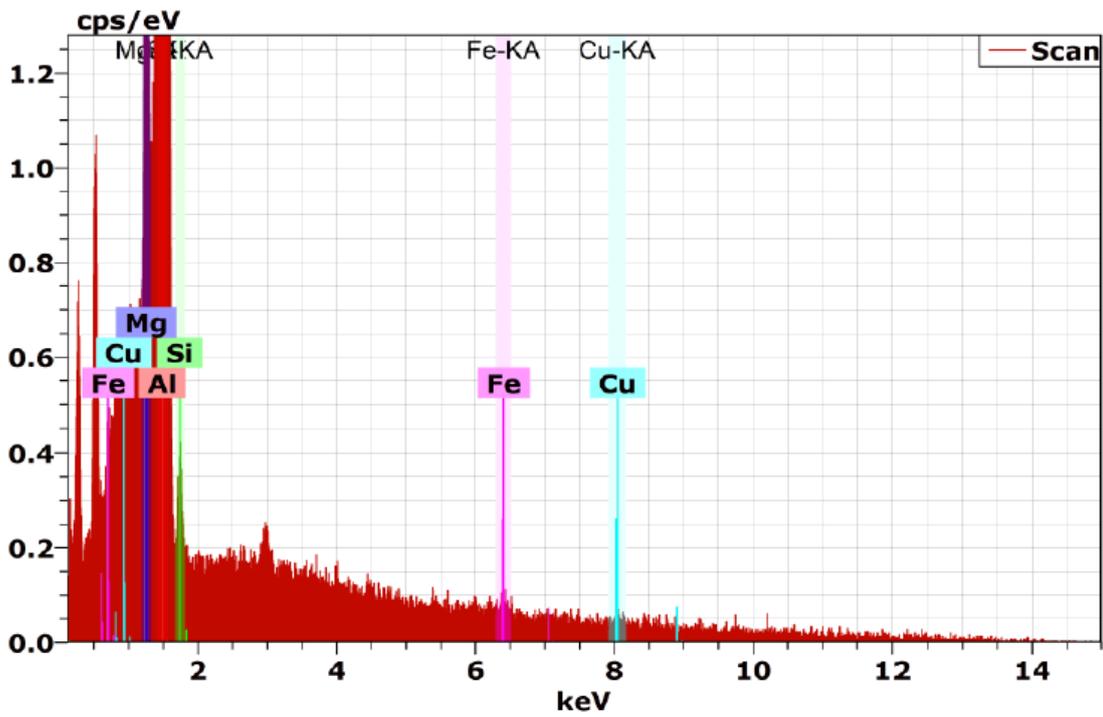


Figure IV.11. Analyse EDS au point (2)

IV.3. Analyse par DRX de la soudure :

Une caractérisation par DRX a été effectuée. Le diffractogramme obtenu est représenté sur la figure IV.12. Il est constitué par la superposition de deux spectres : le spectre de la matrice d'aluminium représenté par les pics les plus intenses ; les autres pics appartiennent à une autre phase

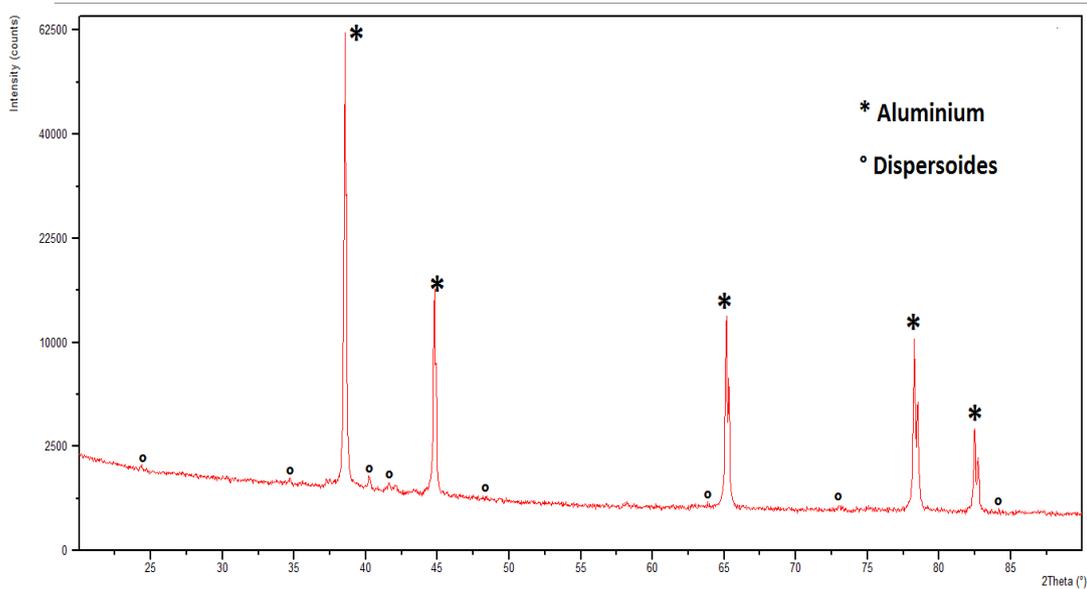


Figure IV.12 : spectre de DRX de l’alliage soudé

Les résultats du dépouillement du spectre des raies les plus intenses sont rassemblés dans le **tableau IV.1** .

Tableau IV.1. Résultats du dépouillement du spectre des raies les plus intenses.

2θ	D	H	K	L	A
38,543	2,33422795	1	1	1	4,0430014
44,795	2,02188785	2	0	0	4,04377571
65,151	1,43087849	2	2	0	4,04713553
78,274	1,22057713	3	1	1	4,04819638
82,48	1,16866346	2	2	2	4,048369

Les pics les plus intenses concernent la matrice d'aluminium dont la structure est CFC. Le paramètre cristallin déterminé à partir du spectre expérimental est de : **a = 4.048 Å**°. Cette valeur correspond au plus grand angle mesuré pour lequel la précision est meilleure. Les résultats du dépouillement du spectre relatif à la deuxième phase sont représentés dans le **tableau IV.2**.

Tableau IV.2. Résultats du dépouillement du spectre des raies les moins intenses

2θ	D	N	H	K	L	A
23.26	4.445	8	2	2	0	12.586
26.14	3.933	10	3	1	0	12.570
28.61	3.599	12	2	2	2	12.574
30.93	3.342	14	3	2	1	12.572
37.2	2.787	20	4	2	0	12.569
47.57	2.205	32	4	4	0	12.566
51.2	2.0578	37	4	4	2	12.572
72.15	1.5119	69.16	6	5	3	12.573
76.7	1.4329	77	6	5	4	12.573
80.4	1.378	83.24	7	5	3	12.572
85.52	1.309	92	9	5	2	12.555

Les résultats représentés sur le tableau VI.2 sont en faveur d'une structure cristalline cubique centrée dont le paramètre cristallin a été déterminé à partir de la pente du tracé représenté sur la figure III.6 en utilisant les relations :

- $\sin^2 \theta = (\lambda^2 / 4a^2) \cdot N$.
- $a = \lambda / 2p^{1/2}$

$N=h^2 +k^2 +l^2$ et p: pente de la droite

$$a=12.570 \pm 0.008 \text{ \AA}$$

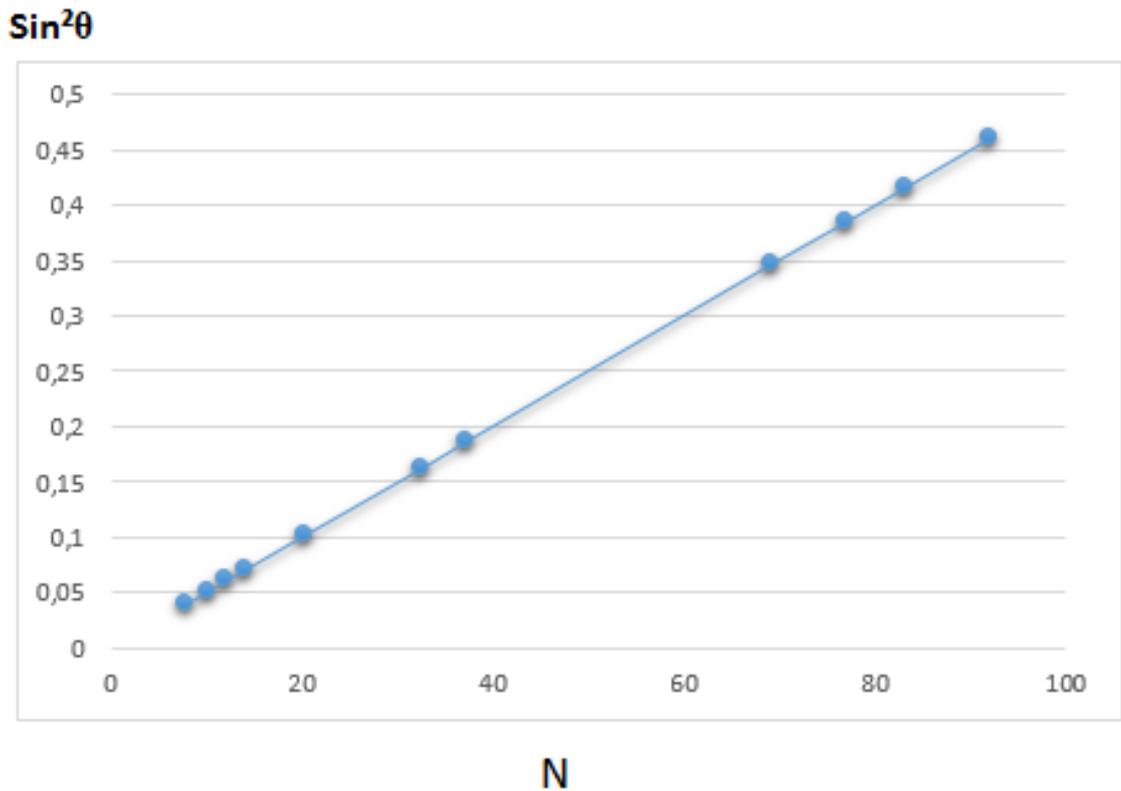


Figure IV.13 : Courbe de variation Sin 2θ en fonction de N.

La recherche des phases ayant de telles caractéristiques cristallographiques et susceptibles d'apparaître dans le 6061, nous a conduit à identifier la phase dans notre alliage comme étant une phase dispersoïde de type : α - Al (Mn Fe)Si qui peut être $Al_{15} (Mn Fe)_3 Si_2$ ayant un paramètre de maille de 12.6 \AA [27].

IV.4.Caracterisation de l'état de vieillissement de la soudure par microdureté Hv.

IV.4.1.Microdureté de soudure brute :

Afin de connaître l'évolution de la dureté du joint, à température ambiante, un premier profil a été mesuré quelques mois après le soudage.

Le profil de microdureté de la soudure par FSW des matériaux à durcissement structural présente un profil caractéristique en « W » (figure IV.14). La chute de dureté s'étale sur une large zone commençant par la ZAT qui a subi un grossissement des grains, ainsi que la ZATM dont la déformation et l'échauffement sont importants. La torsion provoquée par le filetage du pion en mouvement entraîne une rotation des grains. La microdureté est

minimale dans le noyau elle atteint une valeur min de 34 Hv ce qui représente 32% de la microdureté initiale, car le cycle thermique remet en solution toute la précipitation durcissante [29],

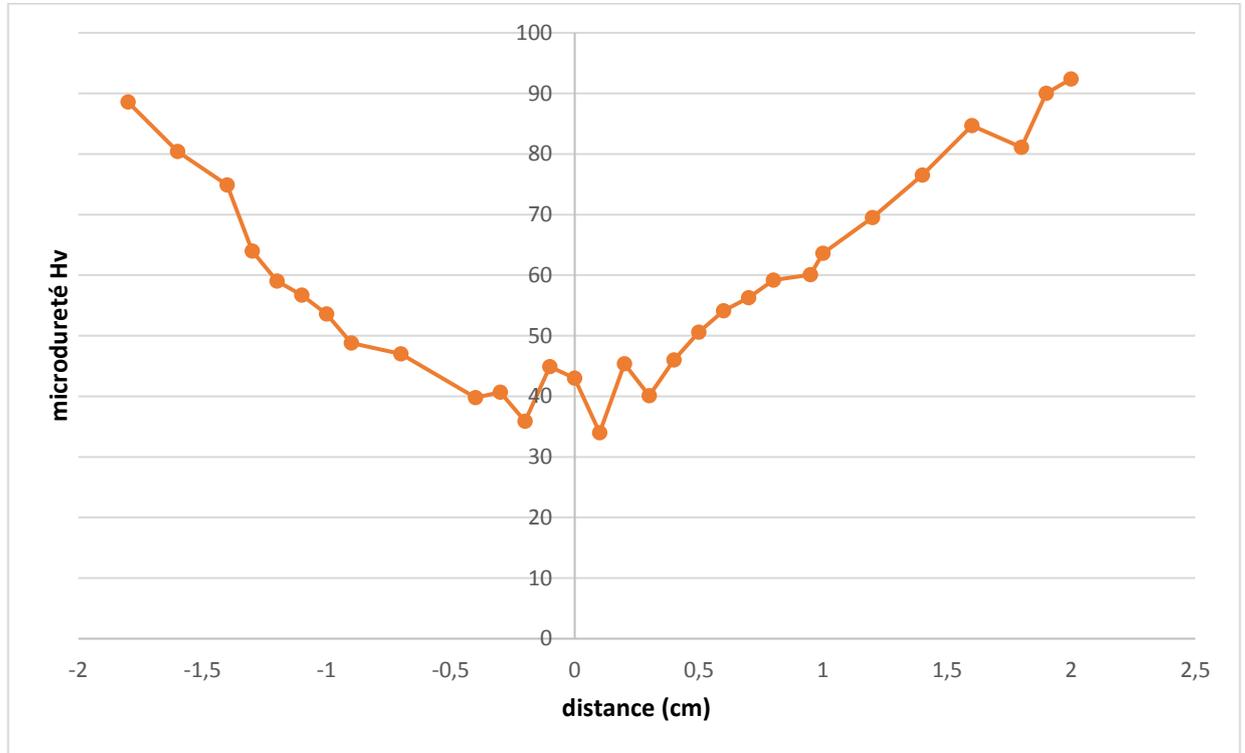


Figure IV.14 Evolution du profil de dureté d'un joint soudé 6061T6 à température ambiante

IV.4.2. Microdureté de la soudure après un traitement T6 :

Le profil de microdureté du joint de soudure ayant subi un traitement thermique T6, garde l'allure de forme « W » mais avec des valeurs de microdureté plus importantes (figure IV.14), la valeur minimale de microdureté est au niveau de la ZAT (autour de 80Hv) ce qui présente 75% de la valeur initiale de microdureté du métal de base alors qu'elle atteint 100 Hv (95%) au centre du noyau. ceci est due au durcissement structural assuré par le traitement T6 subi par la soudure.

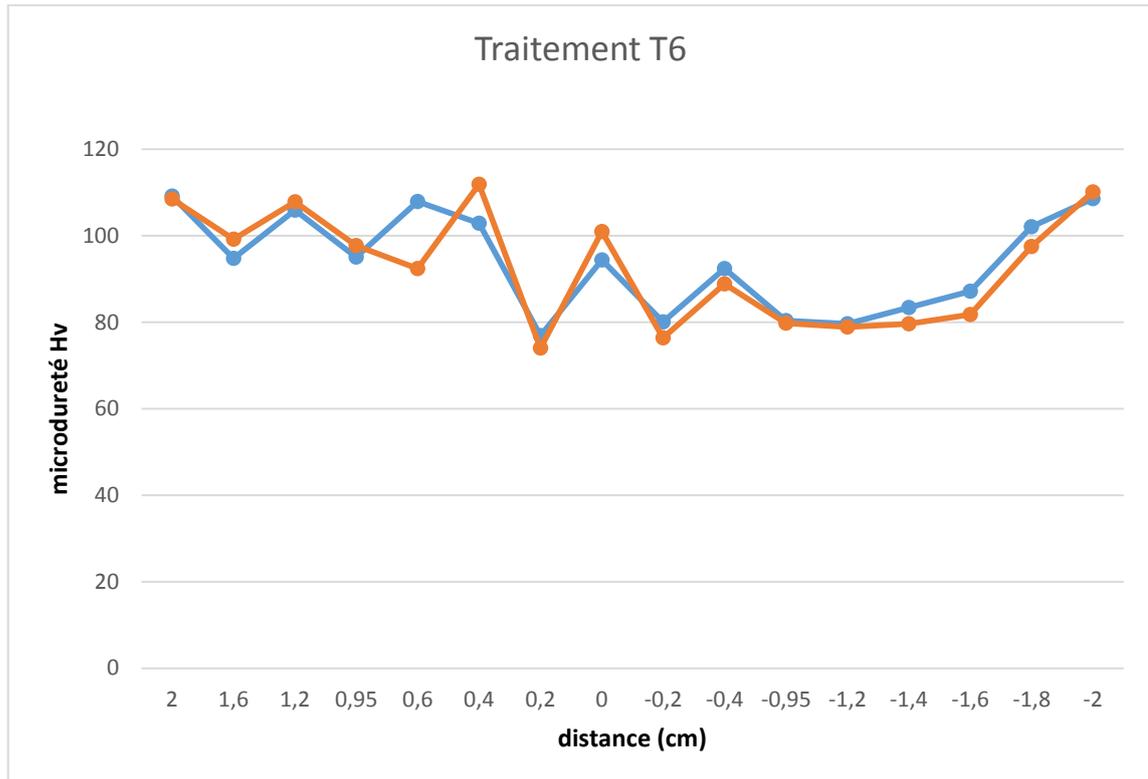


Figure IV.15 Profil de microdureté en deux positions différentes d'une soudure traitée thermiquement en T6 :

Lors de la mise en solution, seule la phase α est présente. Le refroidissement rapide obtenu grâce à la trempe permet de conserver à température ambiante la solution solide sursaturée en Mg, Si et en lacunes. Ensuite, lorsque l'alliage est à température ambiante, il est dans sa phase de maturation. La solution solide sursaturée est métastable. Elle se décompose et forme des petits amas de soluté, souvent appelés zones de Guinier-Preston (zones GP) en grande densité (10^{17} à $10^{18}/\text{cm}^3$). C'est le début de la germination des précipités. La présence de ces zones GP induit des distorsions élastiques de la matrice. A ce stade, les zones GP peuvent également correspondre à une phase de transition cohérente appelée β'' de composition chimique Mg_5Si_6 . Cette phase est la plus durcissante dans les alliages d'aluminium de série 6XXX et elle précipite également lors du revenu [6].

IV.4.3. Vieillessement artificiel de la soudure :

Les traitements thermiques de vieillissement artificiel effectués à la soudure (à 200°C) pendant des durées échelonnées (30min, 60min, 90min, 120min, 150min, 180min, 210min), étaient suivi par un balayage de microdureté des différentes zones de soudure.

les figures IV.15.a,b,c présentent le profil de dureté de chacune des zones en fonction de durée du chauffage.

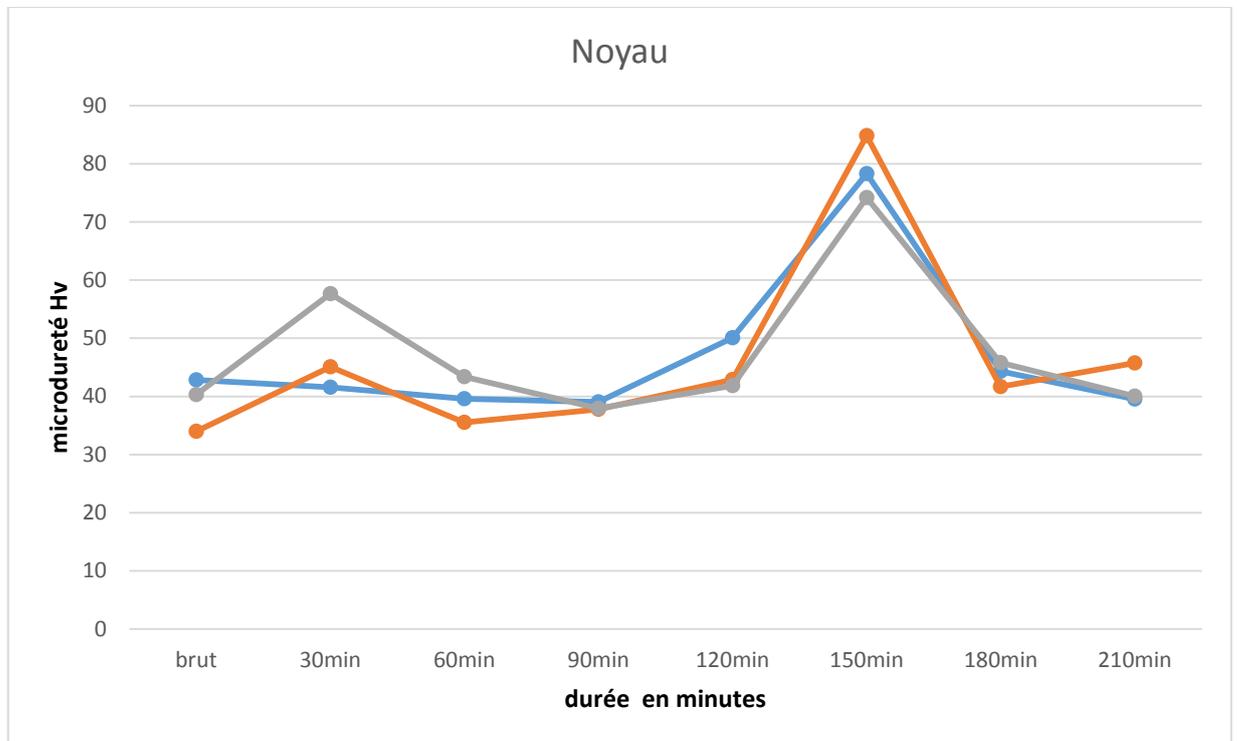


Figure IV.16.a Profil de microdureté du noyau à 3 positions différentes lors du vieillissement artificiel.

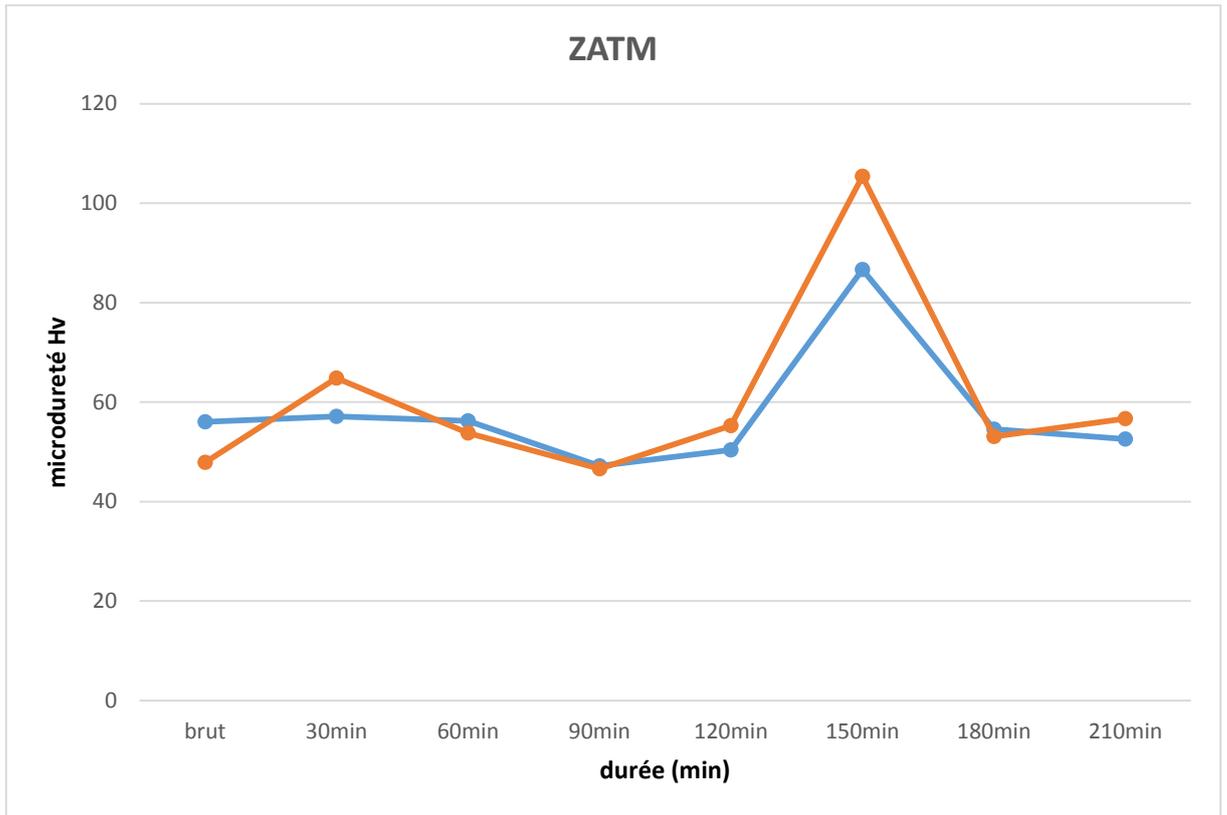


Figure IV.16.b. Profil de microdureté en deux positions de la ZATM lors du vieillissement artificiel

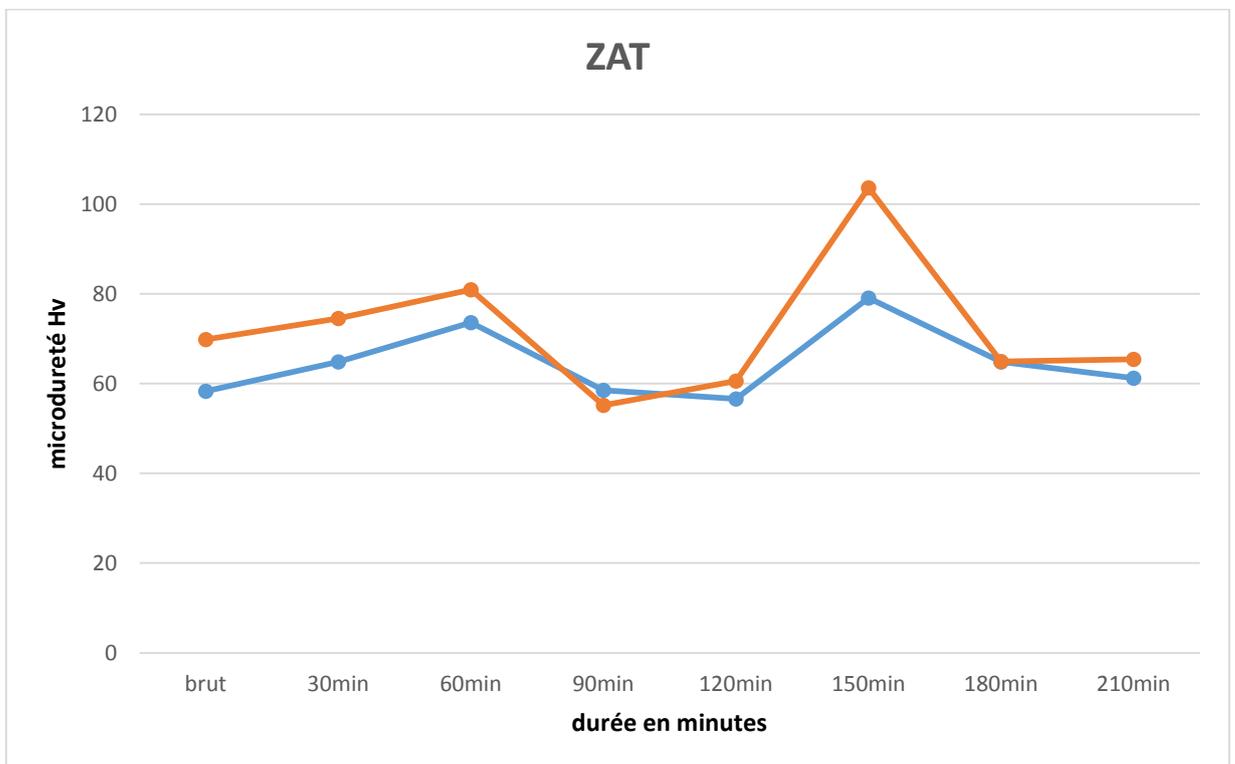


Figure IV.16.c. Profil de microdureté de la ZAT lors du vieillissement artificiel.

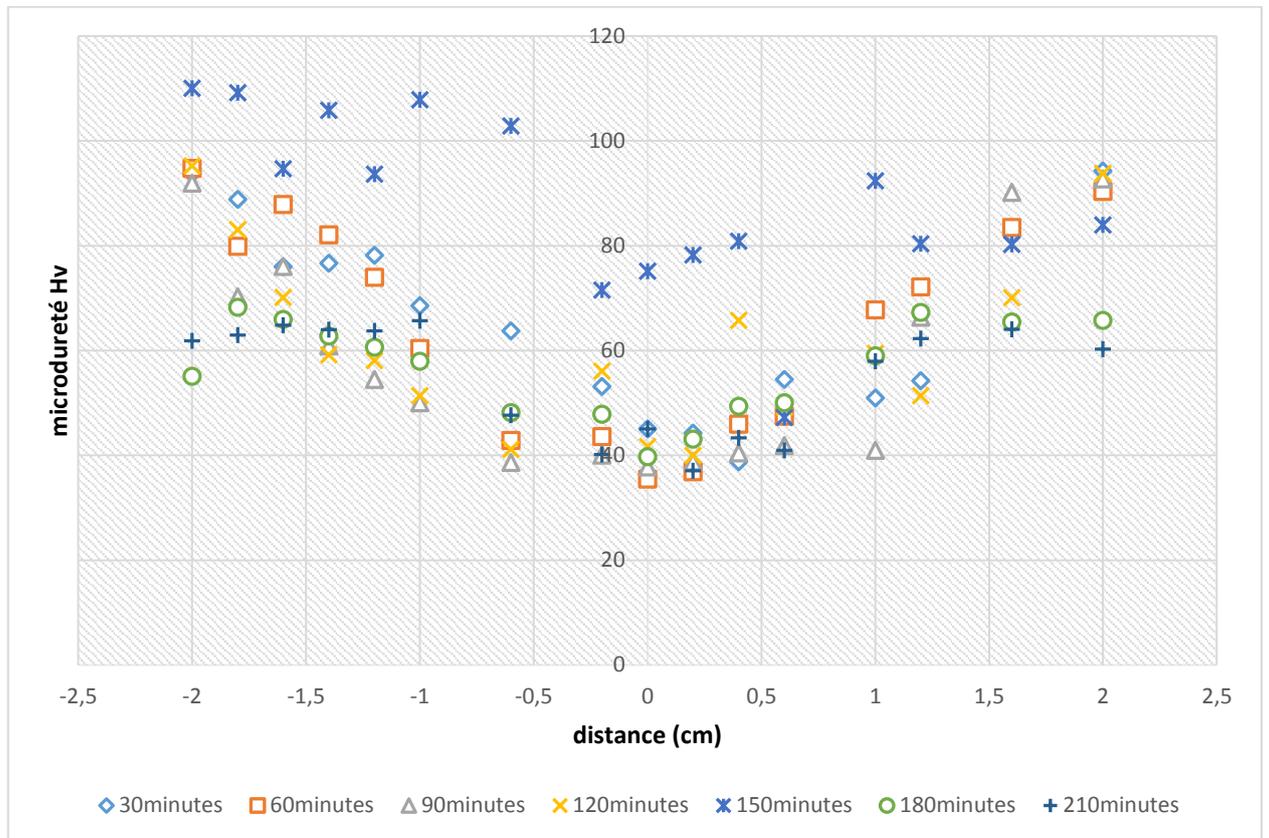


Figure IV.17 Nuage de microdureté des soudures à chaque durée de chauffage

Les allures de microdureté en différentes zones sont identiques, Le niveau de microdureté obtenu pour les premiers traitements correspond au durcissement par les zones GP. Le maximum de durcissement atteint à 150 minutes, traduit la précipitation de la phase β'' , phase la plus durcissante dans les alliages d'aluminium de la série 6XXX, après ce pic, une chute de microdureté est observée, ceci correspond à la dissolution partielle de la phase β'' en phase β' et puis en phase β (Mg_2Si) de moins en moins durcissantes. Le nuage des points de microdureté représenté à la figure IV.16 indique qu'il n'y a pas une symétrie par rapport au noyau, le côté recul (RS) présente des valeurs plus importantes qu'au côté avance ceci s'explique par la différence dans la taille des grains des deux côtés.

Conclusion générale et perspectives :

Cette étude a pour objectif la caractérisation d'une soudure par friction malaxage de l'aluminium 6061T6. On a pu grâce à la macrographie de mettre en évidence la forme du noyau de soudure (nugget). Lors du soudage, l'empilement des couches de matière derrière l'outil engendrent la formation des « onion rings » rondelles d'oignon qui sont visibles à l'œil nu.

L'examen micrographique a dévoilé la morphologie des grains dans le noyau, les zones affectées thermo-mécaniquement, les zones affectées thermiquement et les matériaux de bases. Les images prises par microscope électronique à balayage et les analyses par EDS ont révélés les intermétalliques et les dispersoïdes existants.

Les résultats d'analyse par diffraction des rayons X a conduit à identifier la phase dans notre alliage comme étant une phase dispersoïde de type : α - Al (Mn Fe) Si qui peut être $Al_{15} (Mn Fe)_3 Si_2$ ayant un paramètre de maille de 12.6 Å.

Le profil de microdureté de la soudure brut a montré une chute importante de dureté dans le joint de soudure, plus précisément dans la zone affectée thermiquement et le noyau (jusqu'à 32% de la dureté initiale).

Un traitement thermique T6 était appliqué sur la soudure ce qui a mené une augmentation de microdureté le long du joint de soudure (jusqu'à 95% de la dureté initiale en noyau).

Des traitements thermiques de vieillissement artificiel ont été effectués à la soudure, suivis par des mesures de microdureté. Les profils de microdureté obtenus correspondent aux différentes étapes de durcissement structural à partir de la précipitation des phases durcissantes jusqu'à leur dissolution.

Les résultats expérimentaux auxquels nous avons abouti étaient insuffisants pour Effectuer une étude englobant toutes les caractéristiques structurales et mécaniques de la soudure. Par conséquent les essais de tractions, de résiliences et de pliages sont fortement recommandés.

Références bibliographiques :

- [1].G.E Totten D.S Mackenzie .« Handbook of aluminum, vol1:physical metallurgy and processes ». Pages (33). Marcel Dekker Inc, New York (2003).
- [2]. A. Haddouche « Caractérisation physicochimique des alliages d'aluminium utilisés comme matériau de revêtement mural ».Mémoire de master. Université Med khyder Biskra (2014).
- [3]. S. Mechri « Etude de réactions des transformations de phase dans les alliages d'aluminium sous forme de tôles ».Mémoire de magister, Université Mentouri-Constantine (2007).
- [4]. K. Amara. « étude de l'état métallurgique d'un alliage d'aluminium 2024 T3 pré traité thermiquement, laminé à froid puis recuit ». PFE. ENP (2013).
- [5]. E.L Din – Știrbu « Comportement à la corrosion des alliages d'aluminium utilisés dans l'industrie automobile pour la fabrication de radiateur de chauffage ». Thèse de doctorat. Université de Pitesti Roumanie et INSA Lyon (2005).
- [6].D.Maisonnete. « Influences mécaniques et métallurgiques de procédés haute température sur un alliage d'aluminium 6061-T6 ». Thèse de doctorat. INSA. Lyon (2010).
- [7] .C.Vargel « Corrosion de l'aluminium » (P19). Dunod PARIS (1999) .
- [8]. M.F. Benlamnouar .« Contribution à l'amélioration du comportement den fatigue d'un alliage d'aluminium anodisé ». Mémoire de magister. EMP (2010)
- [9].M.V.Glazoff, V.S. Zolotarevsky,N.A Belov. «Casting aluminium alloys» (P59). Moscow, Pittsbourgh (2007).
- [10].R.Develay « Aluminium et alliages d'aluminium corroyés : propriétés métalliques »,TECHNIQUES DE L'INGENIEUR . M438 (1992).
- [11].K.Belmzaoud « Analyse thermique des alliages d'aluminium Al-Mg-Si(Cu) » Magister,UniversitéMentouri, constantine (2012).
- [12].C.Flament « Etude des évolutions microstructurales sous irradiation de l'alliage d'aluminium 6061T6 ». Thèse de doctorat, Grenoble (2015).

Références bibliographiques

- [13]. N.NACER « Influence des effets de vieillissement et du laminage à froid sur la microstructure, associés aux propriétés mécaniques et chimiques des alliages Aluminium-Magnésium ».Thèse de doctorat, université Mouloud Mammeri, Tizi Ouzou (2011).
- [14].F.Thibeault « Etude numérique et expérimentale du soudage par friction malaxage » Thèse de doctorat, université du Québec (2012).
- [15].F.Assaf. « Comportement en fatigue de joints d'aluminium 7075-t6 soudés par friction-malaxage et parachevés », Thèse de doctorat, Montréal (2013).
- [16].T.Khaled. « An outsider looks at Friction stir Welding Federal Aviation Administration. California (2005).
- [17].C.B.Fuller ,M.Mahoney « Evolution of microstructure and mechanical properties in naturally aged 7050 and 7075 Aluminium in friction stir welding»,Material science and engineering : A527(9):2233-2240. (2010).
- [18].A.Timesli. « Simulation du soudage par friction et malaxage à l'aide de méthodes sans maillage ».Thèse de doctorat.Université de lorraine .(2013).
- [19] I.Terreros. « Modélisation DEM thermo-mécanique d'un milieu continu :Vers la simulation du procédé FSW ».Thèse de doctorat , ENAM (2013).
- [20]. R.Johnson. «Forces in friction stir welding of aluminium alloy” international FSW symposium ». Japan 2001.
- [21].F.Gemme . « Modelisation numerique desphénomènes physiques du soudage par friction malaxage et comportement en fatigue de joints soudés en aluminium 7075-t6». Thèse de doctorat, Ecole polytechnique de Montréal .(2011)
- [22].A.Gerlich. T.H North « Tool pernetration during friction stir spot welding of Al and Mg Alloys». Journal of materials science, volume 40,pages:6473-6481 , 2005.
- [23].R.Nandan.,T.DebRoy, et al. « Recent advances in friction-stir welding - Process, weldment structure and properties». Progress in Materials Science **53** (6) : 980-1023 (2008).
- [24]. Y.G Kim, H.Fujii, T.Tsumura, ,T.Komazaki, & K. Nakata. « Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy” *Materials Science and Engineering*, 415, 250-254.(2006).

Références bibliographiques

- [25]. F. Nadeau. « Étude des conditions limitant la croissance anormale des grains dans les joints soudés par friction-malaxage lors du traitement thermique de l'alliage d'aluminium AA 5083 ». Mémoire de maîtrise. Université LAVAL, Quebec (2013).
- [26]. O.LORRAIN. « Analyses expérimentales et numériques du procédé de soudage par friction malaxage fsw ». Thèse de Doctorat. Université Paristech, Paris (2010).
- [27]. C. Genevois. « Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d'alliages d'aluminium de la série 2000 & 5000 et comportement mécanique résultant » thèse de doctorat ,INPG France (2004).
- [28].L. Lodgaard, N. Ryum, Materials Science and Engineering A283 (2000) 144 -152
- [29]. S.Bouchoucha . « Caractérisation Microstructurale d'un Alliage Al Mg Si extrudé ».Mémoire Magister. Université Badji Mokhtar Annaba.(2008).