

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement supérieur et de la recherche scientifique
Ecole Nationale Polytechnique.



DEPARTEMENT DE METALLURGIE

THESE DE DOCTORAT EN SCIENCES EN METALLURGIE

Présentée par :
KABA Liamine

Soudage hétérogène Al-Al et Mg-Mg avec les procédés TIG et FSW

Soutenue publiquement le : 07 / 03 / 2022 devant le jury composé de :

Mr. CHITROUB Mohamed	Professeur, ENP	Président
Mr. DJEGHLAL Mohammed Elamine	Professeur, ENP	Directeur de thèse
Mr. MIROUD Djamel	Professeur, USTHB	Examineur
KEDDAM Mourad	Professeur, USTHB	Examineur
Mr KASSER Abdelmadjid	MCA, ENP	Examineur
Mr HEMMOUCHE Larbi	MCA, EMP	Examineur

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement supérieur et de la recherche scientifique
Ecole Nationale Polytechnique.



DEPARTEMENT DE METALLURGIE

THESE DE DOCTORAT EN SCIENCES EN METALLURGIE

Présentée par :
KABA Liamine

Soudage hétérogène Al-Al et Mg-Mg avec les procédés TIG et FSW

Soutenue publiquement le : 07 / 03 / 2022 devant le jury composé de :

Mr. CHITROUB Mohamed	Professeur, ENP	Président
Mr. DJEGHLAL Mohammed Elamine	Professeur, ENP	Directeur de thèse
Mr. MIROUD Djamel	Professeur, USTHB	Examineur
KEDDAM Mourad	Professeur, USTHB	Examineur
Mr KASSER Abdelmadjid	MCA, ENP	Examineur
Mr HEMMOUCHE Larbi	MCA, EMP	Examineur

يعتبر اللحام غير المتجانس لسبائك الألمنيوم و المغنيزيوم من المجالات الحديثة جدًا ، خاصة فيما يتعلق باللحام طرف لطرف للصفائح ذات السمك الصغير. و من بين عمليات اللحام المطبقة عملية TIG و MIG و FE (شعاع الإلكترون) والليزر بالإضافة الى عملية FSW التي ظهرت في السنوات الأخيرة. في دراستنا سنركز على اللحام الاحتكاكي الحركي (FSW) وعلى عملية TIG حيث سنتطرق في هذه الدراسة إلى مسألتين ، إحداهما تجريبية عملياتية تتضمن التحكم في معاملات اللحام في العمليتين والأخرى تتعلق بتفاعل مصادر الحرارة على السلوك المعدني والميكانيكي لوصلات اللحام من خلال العمليتين. ولهذا ، من الناحية التجريبية ، سنركز الدراسة على اللحام غير المتجانس لـ Al-Al و Mg-Mg حيث سيتم تطبيق إلى التصوير الحراري بالأشعة تحت الحمراء لدرجات الحرارة والعديد من تقنيات الوصف في هذا العمل و المتمثلة في الفحص المجهرى والفحص بالمجهر الإلكتروني،بالإضافة إلى حيود الأشعة السينية XRD وملامح الصلابة الدقيقة واختبارات الشد.

وجدنا أنه في حالة اللحام غير المتجانس بالقوس الكهربائي TIG ذو قطبين لسبائك الألمنيوم تتشكل راسب من النوع Al_2 Cu و Al_2 Cu Mg و $Mg Zn_2$ في المناطق المتأثرة بالحرارة، كما أن قوة الشد تخفيض بنسبة 44% و 37% من اللحام غير المتجانس 2024- 7075 مقارنة بالمعادن الأساسية. بينما فيما يخص لحام غير المتجانس بواسطة عملية FSW لسبائك المغنيزيوم AZ61-AZ31 ، فان قوة الشد تنخفض بنسبة 36% و 24% مقارنة بالمعادن الأساسية AZ61 ، AZ31 على التوالي.

كلمات مفتاحية : اللحام ، اللحام بتقنية TIG ، اللحام بتقنية FWS ، خلائط الالمينيوم، خلائط المغنيزيوم

Abstract

The heterogeneous joining of Al-Al and Mg-Mg alloys is a very recent field and very little studied when it comes to butt joints and especially for small thicknesses. Among the welding processes applied are TIG, MIG, FE (electron beam), Laser and in recent years the emergence of the FSW (Friction Stir Welding) process. We focus our study on the latter (FSW) and on the TIG process. This study will present two problems, one operative which comes within the control of the welding parameters of the two processes (effects and influences) and the other on the interaction of the sources of heat on the metallurgical and mechanical behaviors of the junctions by the two processes. For this, from the operative point of view, the study will focus on the heterogeneous assembly Al-Al and Mg-Mg. Infrared thermography for the temperature profile and several characterization techniques will be applied in this work, namely in addition to optical and electronic microscopy, XRD, microhardness profiles and tensile tests will be implemented.

It is observed that in the case of heterogeneous TIG double electrode welding of aluminum alloys. Precipitates of the Al_2 Cu (θ) and Al_2 Cu, Mg (S) and η (Mg Zn₂) type are

formed in the heat affected zones, and a reduction of 44% and 37% of the maximum load of the heterogeneous assembly 2024 T3 -7075 T6 compared to the base metals. While in the AZ61-AZ31 assembly of magnesium alloys by the FSW process, the maximum tensile load is reduced by 36% and 24% compared to the base metals AZ61, AZ31 respectively.

KEY-WORDS: Welding, TIG process, FSW process, Aluminum alloy, Magnesium alloy

Résumé

Les assemblages hétérogènes des alliages Al-Al et Mg-Mg est un domaine tout récent et très peu étudié quand il s'agit d'assemblage bout à bout et surtout pour les faibles épaisseurs. On retrouve parmi les procédés de soudage appliqués le TIG, MIG, FE (faisceau d'électron), Laser et ces dernières années l'émergence du procédé FSW (Friction Stir Welding). Notre étude a porté sur ce dernier (FSW) et sur le procédé TIG. Cette étude présente deux problématiques, l'une opératoire qui rentre dans la maîtrise des paramètres de soudage des deux procédés (effets et influences) et l'autre sur l'interaction des sources de chaleurs sur les comportements métallurgique et mécanique des jonctions par les deux procédés. Pour cela, du point de vu opératoire l'étude a porté sur l'assemblage hétérogène Al-Al et Mg-Mg. La thermographie infrarouge pour le profil de température et plusieurs techniques de caractérisation ont été appliquées dans ce travail à savoir qu'en plus de la microscopie optique et électronique, la DRX, les profils de microdureté et les essais de traction ont été mises en œuvre.

On constate que dans le cas de soudage hétérogène TIG doubles électrodes des alliages d'aluminium. Des précipités du type Al_2Cu (phase θ) et Al_2CuMg (phase S) et η ($MgZn_2$) se forment dans la zone affectée thermiquement, Et une réduction de 44% et 37% de La charge maximale de l'assemblage hétérogène 2024 T3 -7075 T6 par rapport aux métaux de bases. Tandis que dans l'assemblage AZ61-AZ31 des alliages de magnésium par le procédé FSW, la charge maximale de traction est réduction de 36% et 24 % par rapport aux métaux de bases AZ61, AZ31 respectivement.

MOTS-CLES: Soudage, procédé TIG, procédé FSW, alliages d'aluminium, alliages de magnésium

Dédicaces

A mon père et ma mère.

A ma femme adorée,

A mes chers enfants Nourcine et Idris

A mes frères et sœurs

A toute ma famille

A tous mes amis.

Liamine

Remerciements

Nous tenons tout d'abord à remercier Allah le tout puissant et miséricordieux, qui nous a donné la force et la patience ; la santé et la volonté pour accomplir ce Modeste travail.

Ce travail est le fruit d'une longue collaboration entre l'Ecole Nationale Polytechnique (ENP) d'Alger, et l'Ex Centre de Recherche en Soudage et Contrôle (Ex CSC), actuellement CRTI.

Je tiens à remercier d'abord mon directeur de thèse : Pr. Mohammed Elamine DJEGHLAL pour avoir accepté de diriger cette thèse et de me soutenir durant les moments difficiles de ce long parcours. Merci pour ta patience et tes encouragements. C'est toujours un réel plaisir de travailler avec vous.

Mes vifs remerciements vont aussi à tous les membres du jury : le Professeur Chitroub Mohamed, le Professeur Miroud Djamel, le Professeur Keddou Mourad, le Docteur KASSER Abdelmadjid, le Docteur HEMMOUCHE Larbi, respectivement président de jury et examinateurs de ce travail. C'est vraiment un grand honneur pour moi. Merci.

Mes Remerciements particuliers vont à mes amis les frères qui ne m'ont pas été mis au monde par ma mère ; Saïd, Sami, Tarek, Ahmed, Ridha, Chawki, Jamel, Ils étaient mon soutien dans les conditions matérielles et morales les plus sombres. Merci

Mes remerciements aussi au Docteur Ouallam Seddik mon ancien encadreur, un Grand Monsieur avec de grandes valeurs morales et scientifiques qui a toujours été à mes côtés et C'est grâce à lui que J'ai appris l'ingénierie. Merci.

Mes remerciements vont à M. Yahi Mustafa, l'ancien directeur du centre (CRTI) et actuel Recteur de l'Université de Boumerdès, pour sa présence avec moi durant les moments difficiles par lesquels je suis passé. C'était un véritable frère et meneur d'hommes. Merci

Mes remerciements à Mr Aissani et le Mr Taher pour leur aide précieuse concernant le soudage par FSW.

Mes remerciements aux techniciens, Mr Boudjana , Mr Hani ; les anciens soudeurs : FARHATI, Rachid, Faycal, Norelyakin, Farid ,Fouzi , et Kamel ainsi que la doctorante Nousseiba, sans oublier le grand homme du CRTI mon oncle Rachid Gartofa .

A tous mes collègues de la division les chercheurs(es), Nabil, Farid, Noredine..., et les ingénieurs(es) sans distinction.

Sommaire

Liste des figures	
Liste des tableaux	
Liste des symboles	
Introduction générale.....	15

Chapitre I

Connaissances générales sur les alliages étudiés

1.	Introduction.....	18
2.	Alliages d'aluminium	19
2.1.	Les alliages d'aluminium de corroyage.....	20
2.2.	Les alliages d'aluminium à durcissement structural	21
2.2.1.	Les alliages Aluminium-magnésium-silicium (Série 6000).....	21
2.2.2.	Les alliages aluminium-zinc (Série 7000).....	22
2.2.3.	Les alliages Aluminium cuivre (Série 2000)	23
2.3.	Séquences de la précipitation dans les alliages 2000 et 7000.....	23
3.	Alliage de magnésium.....	27
3.1.	Introduction.....	27
3.2.	Les alliages de magnésium.....	28
3.3.	Principaux éléments d'addition utilisés dans les alliages base magnésium.....	29
3.4.	Les alliages Magnésium-Aluminium.....	29
4.	Quelques applications des alliages d'aluminium et des alliages de magnésium...	30

Chapitre II

Généralités sur les procédés de soudage TIG et FSW

1.	Généralités sur le soudage.....	34
2.	Le procédé de soudage (TIG)	36
2.1.	Effet de polarité sur le soudage.....	38
2.1.1.	Courant continu.....	39
2.1.2.	Courant Alternatif (CA).....	39
2.1.3.	Soudage TIG Pulsé.....	39

3.	Transformations subies lors du soudage par fusion.....	40
4.	Phénomènes physiques impliqués dans le processus de soudage à l'arc.....	42
5.	Le procédé de soudage FSW	43
5.1.	Principe de soudage.....	43
5.2.	Paramètres de soudage et fenêtres opératoires.....	44
5.2.1.	Paramètres géométriques de l'outil.....	44
5.2.2.	Microstructure des soudures par friction-malaxage	45
5.2.3.	Taux de rotation de l'outil (w) et vitesse de soudage (V).....	46
6.	Le procédé de soudage TIG doubles électrodes.....	47
6.1.	Principe procédé TIG double électrodes.....	48
7.	Les défauts de soudage.....	49
7.1.	Les porosités.....	49
7.2.	Le manque d'épaisseur.....	50
7.3.	Le manque de pénétration.....	50
7.4.	Les fissures.....	50
8.	Soudabilité des alliages d'aluminium et de magnésium.....	51
9.	Les avantages et inconvénients des deux procédés TIG et FSW.....	52

Chapitre III

Techniques expérimentales

1.	Dispositif expérimental TIG	55
1.1.	Equipement expérimental de soudage par le procédé TIG double électrodes.....	55
2.	la thermographie.....	56
3.	Dispositif frictions malaxage (FSW)	57
4.	Préparation des échantillons.....	58
5.	La microscopie optique.....	59
6.	Microscopie électronique à balayage (MEB).....	60
7.	Essai de traction.....	63
8.	La Microdureté Vickers.....	64

Chapitre IV

Étude expérimentale résultats et interprétations

1.	Introduction.....	67
2.	Les alliages d'aluminium.....	67
2.1.	L'Alliage 2024 T3.....	67
2.2.	L'Alliage 7075 T6.....	67
3.	Les alliages de magnésium.....	68
4.	Cycle de soudage TIG.....	69
5.	Soudage des alliages d'aluminium par TIG double électrodes.....	70
5.1.	Paramètres de soudage.....	70
5.2.	Application de la thermographie IR dans le cas du soudage TIG.....	72
5.3.	Etudes et analyses macrostructurales et microstructurales.....	74
5.3.1.	Analyse par diffraction des Rayon X (DRX) des métaux de bases.....	76
5.4.	Propriétés mécaniques.....	83
5.5.	Conclusion.....	86
6.	Soudage des alliages de Magnésium par TIG.....	87
6.1.	Paramètres de soudage.....	87
6.2.	Etude macrostructurale et microstructurale des alliages de magnésium.....	88
6.3.	Propriétés mécaniques.....	92
6.3.1.	Profile de Microdureté.....	92
6.4.	Conclusion.....	93
7.	Soudage par le procédé FSW.....	93
7.1.	Soudage hétérogène des alliages de magnésium.....	93
7.1.1.	Paramètres de soudage.....	93
7.1.2.	Etude macrostructurale et microstructurale des alliages de la soudure hétérogène AZ 31-AZ61 soudé par FSW.....	94
7.1.3.	Propriétés mécaniques.....	96
7.1.4.	Conclusion.....	98
7.2.	Soudage des alliages d'aluminium par le procédé FSW.....	98
7.2.1.	Paramètre de soudage.....	98

7.2.2.	Etude macrostructure et microstructure de alliage 2024 soudé par FSW	99
7.2.3.	Propriétés mécaniques.....	101
7.2.4.	Conclusion	103
	Conclusion général et perspectives	105
	Références bibliographiques.....	109

Liste des tableaux

Tableau. I-1 : historiques d'aluminium.....	18
Tableau I-2 grandes familles des alliages d'aluminium de corroyage	20
Tableau I-3 Évolution de la séquence des précipitations.....	26
Tableau II-1. Avantages et inconvénients des deux procédés TIG et FSW.	52
Tableau IV-1. Composition chimique de l'alliage 2024 T3.....	67
Tableau IV -2. Composition chimique de l'alliage 7075 T6.....	67
Tableau IV -3. Composition chimique du métal d'apport ER 5356.....	68
Tableau IV -4. Composition chimique de l'alliage AZ31.....	68
Tableau IV -5. Composition chimique de l'alliage AZ61.....	68
Tableau 6: La composition chimique de l'alliage AM60 B.....	68
Tableau IV -7. Composition chimique du métal d'apport ZA 92 A.....	68
Tableau IV -8. Paramètres de soudage TIG double électrodes.....	69
Tableau IV-9 Paramètres de soudage TIG homogène 2024-2024.....	70
Tableau IV -10 Paramètres de soudage TIG homogène 7075-7075.....	71
Tableau IV -11 Paramètres de soudage TIG hétérogène 2024-7075.....	71
Tableau IV -12. Propriétés mécaniques des essais de traction 2024-7075.....	85
Tableau IV -13. Paramètres de soudage TIG AZ 31 - AZ 31.....	87
Tableau IV -14. Paramètres de soudage TIG AM60B-AM60B.....	87
Tableau IV -15. Paramètres de soudage TIG AM60B - AZ 31.....	88
Tableau IV -16 Paramètres de soudage FSW hétérogène AZ31-AZ61.....	93
Tableau IV -17. Propriétés mécaniques des essais de traction AZ31-AZ61.....	98
Tableau IV -18. Paramètres de soudage FSW d'alliage d'aluminium 2024 T3.....	98
Tableau IV -19. Propriétés mécaniques des essais de traction.....	103

Liste des figures

Figure I-1. diagramme de phase aluminium-zinc série 7000.....	22
Figure I-2. (a) diagramme de phase aluminium-cuivre série 2000. (b) Sections isothermes à 190 °C et à 500 °C du diagramme ternaire Al-Cu-Mg	23
Figure I-3. Schéma du traitement thermique de durcissement par précipitation des alliages d'aluminium 2000, ou 7000.....	25
Figure I-4. diagramme de phase magnésium –aluminium	30
Figure I-5. structures cristallines de la phase primaire α -Mg.....	30
Figure I-6. Pièces utilisées dans les automobiles.....	30
Figure I-7. Les différents types d'alliage d'aluminium utilisés dans la construction d'un avion civil.....	31
Figure II-1 Classification des procédés de soudage selon les différentes sources d'énergie....	35
Figure II-2 Procédé de soudage à l'arc TIG.....	36
Figure II-3. Les principaux éléments nécessaires pour le procédé TIG.....	37
Figure II-4. Différentes polarités d'un courant électrique.....	38
Figure II-5 Courant pulsé.....	40
Figure II-6 Les différentes zones caractéristiques d'une soudure par fusion.....	41
Figure II-7 les phénomènes physiques impliqués dans le processus de soudage a l'arc.....	42
Figure II-8 Représentation schématique du procédé de soudage FSW.....	43
Figure II-9 Différentes formes d'épaulement disponibles	44
Figure II-10 Différents types d'outils, avec leurs caractéristiques et leurs applications	45
Figure II-11 Macrographique schématique montrant les différent zones d'une soudure FSW.	45
Figure II-12 Porosités.....	49
Figure II-13 Défaut de manque de pénétration.....	50
Figure II-14 Fissurations.....	50
Figure III-1. Dispositifs expérimentaux.....	55
Figure III-2 Domaine infrarouge du Spectre de rayonnement électromagnétique.....	56
Figure III-3 dispositif expérimentale de soudage FSW.....	57
Figure III-4 Polisseuse de Marque: PRESI MECATECH 264.....	58
Figure III-5 microscopes optiques ZEISS.....	59
Figure III-6 Représentations schismatiques de MEB.....	60

Figure III-7 Microscope électronique à balayage de type ZEISS Model : GEMINI SEM 300 doté d'une sonde EDS Oxford.....	61
Figure III- 8 Diffractomètre des rayons X (DRX) D8.....	62
Figure III-9 Point d'analyse DRX des zones: (a) FZ (b) HAZ 2024, (c) HAZ 7075.....	63
Figure III-10 Eprouvette de traction.....	63
Figure III-11 Machine de traction MTS , Model Criterion 45, 100KN.....	64
Figure III-12 Empreintes de micro dureté Vickers.....	64
Figure III-13 micro-duromètre BRUKER Model : G4 ICARUS CS HF.....	65
Figure IV-1 Cycle de soudage TIG double électrodes	69
Figure IV-2 Variation de l'aspect de cordon soudage en fonction de la vitesse de soudage...	70
Figure IV-3 Aspect de cordon de soudage TIG alternatif d'alliage d'aluminium 2024 T3.....	70
Figure IV-4 Aspect de cordon de soudage TIG alternatif d'alliage d'aluminium 7075 T6.....	71
Figure IV-5 Aspect de cordon de soudage TIG alternatif d'alliage d'aluminium 2024-7075.....	71
Figure IV-6 (a) Image thermographique (b) Logiciel ThermoCAM Research pro2.9.....	72
Figure IV -7 Distribution thermique surfacique.....	73
Figure IV -8 Cycles thermiques sur plusieurs lignes de profil.....	73
Figure IV -9 micrographies optique des surfaces sans attaque chimique.....	74
Figure IV -10 la macrographie des différentes zones de joint soudé.....	75
Figure IV -11 Microstructures optique des métaux de bases, (a)2024 T3, (b) 7075 T6	75
Figure IV -12 Spectres de diffraction des Rayon X (DRX) des métaux de bases.....	76
Figure IV -13 Microstructure MEB et analyse chimique par EDS de des métaux de bases, (a) 2024, (b) 7075	77
Figure IV -14 : Spectres de diffraction des Rayons X (DRX) de la zone fondue.....	78
Figure IV -15 Microstructure MEB et cartographie chimique par EDS de la zone fondue...	79
Figure IV-16 Microstructure MEB et l'analyse chimique par EDS des zones de liaison (ZL)	80
Figure IV-17 Spectres de diffraction des Rayons X (DRX) de la zone affectée thermiquement (ZAT)	81
Figure IV -18 Microstructure MEB et l'analyse chimique par EDS des zones affecté par la chaleur (ZAT)	82
Figure IV -19 Profils de microdureté aux différentes zones de cordon soudure.....	84
Figure IV -20 Micrographie MEB de faciès de rupture.....	86
Figure IV -21. Aspect de cordon de soudage TIG alternatif d'alliage AZ 31.....	87
Figure IV -22 Aspect de cordon de soudage TIG alternatif d'alliage AM60B.....	88

Figure IV -23 Aspect de cordon de soudage TIG alternatif d'alliage AM60B-AZ31.....	88
Figure IV -24 la macrographie des différentes zones de joint soudé (a) AM60 B (b) AZ31.....	89
Figure IV -25. Microstructures optique des profile des métaux de bases de magnésium, (a) AZ 31, (b) AM60B.....	89
Figure IV -26 Spectres de diffraction des Rayons X (DRX) des des métaux de bases AM60B, AZ 31.....	90
Figure IV -27 Évolutions microstructurales par microscopie optique des différentes zones de cordon de soudure AM60B -AZ 31.....	91
Figure IV-28 Évolution des profils de microdureté de soudage hétérogène AZ31-AM60 B	92
Figure IV -29 Aspect de cordon de soudage FSWDE AZ61-AZ31.....	93
Figure IV -30 Micrographie optique des différentes zones de joint de soudage FSW.....	94
Figure IV -31. Micrographie optique de l'alliage de magnésium AZ61.....	94
Figure IV -32 Micrographie optique de la zone de noyau (ZN) de soudage par FSW.....	95
Figure IV -33 Micrographie optique de zones affectées thermomécaniquement	95
Figure IV -34 Micrographie optique de zones affectées thermiquement de soudage par FSW.....	96
Figure IV -35 profil de microdureté des différentes zone de cordon de soudure AZ31-AZ61 par FSW.....	97
Figure IV -36 Éprouvette de traction de l'assemblage dissemblable (AZ61-AZ31).....	97
Figure IV -37. Aspect de cordon de soudage FSW d'alliage 2024 T3.....	99
Figure IV -38 Micrographie optique des différentes zones de joint de soudage FSW.....	99
Figure IV -39. Micrographie optique de la zone de noyau (ZN) de soudage par FSW.....	100
Figure IV -40. micrographie optique de zones affectées thermomécaniquement.....	100
Figure IV -41 Micrographie optique de zones affectées thermiquement de soudage par FSW d'alliage 2024.....	101
Figure IV -42 Profils de microdureté des différentes zones de cordon de soudure par FSW	102
Figure IV -43 éprouvette de traction de la soudure FSW 2024.....	103

Liste des symboles

TIG	Tungstène Inerte Gaz
FSW	Friction Stir Welding
ZF	Zone fondue
ZL	Zone de liaison
ZAT	La zone affectée thermiquement
ZATM	La zone affectée thermo-mécaniquement
MB	Métal de base
E_d	Energie dissipée de soudage
E_n	Energie nominale de soudage
P	Puissance de la source de chaleur
η	Rendement du procédé de soudage
v	Vitesse de déplacement soudage TIG
q	Débit de gaz
I	Intensité
U	Tension
H	Energie de soudage FSW
Q	Chaleur générée par le frottement du procédé FSW
V	Vitesse déplacement de soudage
T3	Laminage suivi d'une maturation (vieillessement naturel)
T6	Laminage suivi d'un revenu (vieillessement artificiel)
DRX	Diffraction des Rayons X
MEB	Microscopie électronique à balayage
EDS	Spectroscopie de rayons X à dispersion d'énergie

Introduction générale

De nos jours, la recherche de nouveaux designs permettent, soit d'assurer une fonction non atteinte, soit d'alléger une structure [1]. La combinaison du rapport résistance/poids important avec la faible densité des alliages d'aluminium et de magnésium présentent d'excellents choix pour plusieurs applications industrielles, particulièrement l'industrie aéronautique et aérospatiale. Diverses autres propriétés, telles que la grande aptitude au recyclage, la stabilité dimensionnelle, l'excellente rigidité, la capacité d'amortissement, la bonne coulabilité ...etc. attirent l'attention de l'industrie.

La demande mondiale de ces alliages actuellement a augmenté de manière très significative, en raison des réglementations strictes pour les véhicules afin de réduire les émissions de gaz à effet de serre, et l'augmentation du prix du carburant [2].

Cependant l'assemblage de ces dernières par soudage est un défi [3] pour les constructeurs et les technologues, notamment les assemblages hétérogènes, à cause des difficultés telles que la haute réactivité chimique de l'oxygène qui produit une couche réfractaire d'oxyde d'aluminium Al_2O_3 et d'oxyde de magnésium MgO , la solubilité élevée de l'hydrogène qui génère les porosités (soufflures), ainsi que la grande conductivité thermique qui engendre des fissurations à chaud et des déformations au cours du soudage...etc. [4,5,6]. Pour cela, des recherches ont été effectuées pour étudier la faisabilité de l'assemblage hétérogène des alliages d'aluminium. Parmi Les techniques utilisées le procédé TIG, MIG/MAG, le faisceau de haute énergie LASER et dernièrement le procédé FSW.

L'objectif de nos travaux est d'étudier les assemblages hétérogène des alliages d'aluminium et des alliages de magnésium par un procédé de soudage par fusion TIG (tungstène inerte gaz) et l'autre un procédé de soudage mécanique FSW (friction malaxage) pour bute de

- La maîtrise technologique des procédés (TIG, FSW) appliqués aux alliages d'aluminium et magnésium.
- Contribuer à la compréhension des phénomènes physico-chimiques se déroulant lors de l'opération de soudage.
- Quantifier les propriétés mécaniques des joints soudés par l'utilisation des plusieurs techniques de caractérisations

- Relever les défis technologiques de la maîtrise des assemblages des alliages d'aluminium et de magnésium en plein expansion dont leurs soudabilités (opératoire et métallurgique) présentent une grande problématique,
- Etablir une base de données expérimentale. C'est partager nos résultats expérimentaux.

Ce travail de thèse de doctorat est divisé en deux parties principales, la première concerne une étude bibliographique qui comporte deux chapitres. Le premier chapitre concerne des généralités sur les alliages d'aluminium et du magnésium. Le deuxième sur le soudage et les procédés de soudage utilisés pour ces alliages.

La deuxième partie est consacrée à l'étude expérimentale. Cette partie comprend deux chapitres. Le premier chapitre concerne les dispositifs expérimentaux ainsi les méthodes d'analyse utilisées, et le deuxième chapitre traite des résultats et discussions qui concernent les modes opératoires et les caractérisations métallurgiques.

Enfin nous terminons ce travail de thèse par une conclusion générale et des perspectives

CHAPITRE I

Connaissances générales sur les alliages étudiés

- **Alliages d'aluminium**
- **Alliages de magnésium**

1. Introduction

L'aluminium a été découvert en 1825, est l'un des éléments métalliques les plus abondants de l'écorce terrestre ou il occupe la première place des métaux non ferreux avec une production annuelle mondiale de l'ordre de 25 millions de tonnes, La légèreté est la propriété principale de l'aluminium avec une densité de $2,7 \text{ g/cm}^3$, ce qui rend ce matériau très courant dans les industries automobile et aérospatiale. En plus, l'aluminium possède une résistance à la corrosion élevée avec un pH entre 4 et 9, une conductivité électrique et thermique, très importante autour de 60% par rapport au cuivre. Sans oublier les critères écologiques qui deviennent très importantes, ou l'aluminium est l'un des métaux les plus recyclables [7].

En fait, on peut dire que la métallurgie de l'aluminium n'a commencé qu'avec la production de l'alliage duralumin et la découverte du durcissement structural des alliages d'aluminium- cuivre par Alfred Wilm entre 1906 et 1909; moins de 20 ans après le début de sa production industrielle par électrolyse ignée [8]. Le tableau I-1, liste les grandes étapes historiques de l'aluminium.

Tableau. I-1 : historique de l'aluminium [9].

1754	L'oxyde d'aluminium Al_2O_3 a été isolé pour la première fois par le chimiste allemand Andreas Sigismund Marggraf à partir de l'alun de potassium $\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3\text{K}_2\text{SO}_4, 24 \text{ H}_2\text{O}$ qui est un sulfate double d'aluminium et de potassium.
1808	Deux voies ont été explorées au 19 ^{ème} siècle, la réduction par voie chimique ou par électrolyse ignée de l'alumine dissoute dans un bain « fondant ». C'est au physicien anglais, Sir Humphrey Davy qu'on attribue la première élaboration d'aluminium par électrolyse ignée d'un mélange d'alumine et de potasse.
1821	Pierre Berthier, ingénieur des mines et géologue, découvre dans la région des Baux de Provence un minerai riche en alumine hydratée (40 à 60 %) qui fut ensuite appelé « Bauxite » par Ours Pierre Armand Petit – Dufrenoy également ingénieur des mines et géologue. Très difficile à réduire du fait de sa très forte enthalpie : $\Delta G = - 1 582 \text{ kJ. mole}^{-1}$, l'alumine est un des oxydes métalliques les plus stables.

1825	La voie chimique fut explorée par le physicien danois Hans Christian Oersted qui réussit à produire de l'aluminium, par réduction du chlorure d'aluminium (préparé par chloration d'un mélange de charbon et d'alumine) avec un amalgame de potassium, ensuite distillé pour obtenir une poudre d'aluminium.
1827	le chimiste allemand Friedrich Wöhler produisit le premier « lingot » d'aluminium,
1845	Détermination de la densité d'aluminium par le procédé de Christian Oersted 2,57 , assez proche de la valeur actuelle 2,7.
1871	Avec l'invention, par Zénobe Gramme de la dynamo, première machine tournante capable de produire du courant continu, les électro-chimistes pouvaient alors disposer de la puissance électrique en quantité suffisante pour fabriquer de l'aluminium, du chlore, etc.
1887	le chimiste autrichien Karl Josef Bayer déposa son brevet d'extraction de l'alumine par attaque à chaud de la bauxite par l'hydroxyde de sodium.
partir de 1890	La découverte de l'aluminium date de la première moitié du XIX ^e siècle. Plusieurs savants de cette époque y ont contribué. La production industrielle n'a pas vraiment commencé initialement en Europe,
A partir de 1900	Avec ces deux procédés au dessus, l'attaque alcaline de la bauxite et l'électrolyse ignée de l'alumine, la production industrielle de l'aluminium commence vraiment.

2. Alliages d'aluminium

Comme tous les autres métaux usuels, L'aluminium à l'état pur est techniquement à des propriétés mécaniques faibles. C'est pourquoi les métallurgistes à la fin du 19^{ème} siècle cherchent à améliorer plusieurs de ses propriétés. Pour résoudre la limitation de la résistance mécanique de l'aluminium pur, Alfred Wilm [10], a trouvé qu'il peut durcir l'aluminium au cours des phénomènes de durcissement par précipitation,, avec une insertion de 4% de cuivre dans d'aluminium. Ensuite, il a ajouté de faibles quantités de magnésium et de manganèse à son alliage initial, ce qui engendre un alliage d'aluminium à haute résistance mécanique, appelée duralumin. Juste avant la Seconde Guerre Mondiale. Alfred Wilm présente à autre

alliage encore plus résistant, dit « superdural ». Cependant, les éléments chimiques ajoutés à l'aluminium étaient le zinc et le magnésium [10].

D'une manière générale, en ajoutant d'autres éléments chimiques (éléments d'alliage) à l'aluminium pur, des alliages d'aluminium sont formés, d'où, des propriétés mécaniques importantes, et des applications industrielles larges [11].

Les alliages d'aluminium disponibles sont principalement divisés en deux types : produits de fonderie et produits de corroyage. Ces derniers produits (alliage de corroyage) sont obtenus par des transformations à chaud et/ou à froid après une mise en forme en lingots coulés. Dans cette thèse, les travaux seront limités juste pour les produits de corroyage [12].

2.1. Les alliages d'aluminium de corroyage

Les alliages d'aluminium de corroyage sont des alliages à base d'aluminium destinés pour la majorité à être transformés à chaud et/ou à froid par des techniques de laminage, filage, matriçage, forge, etc ; et pour les nommer, l'Aluminium Association (AA) (Washington DC 20006, États-Unis) a développé un système pour l'identification des alliages d'aluminium en plus de simplifier la compréhension, en divisant les alliages en familles référencés par 4 chiffres. Où Le premier chiffre indique l'élément d'addition principal de l'alliage [13]. Le **tableau I-2**, indique le classement des grandes familles des alliages d'aluminium de corroyage.

Tableau I-2 : Grandes familles des alliages d'aluminium de corroyage [14]

Famille	Élément principal de l'alliage	Phase principale présente dans l'alliage
1XXX	aluminium pur 99 %	---
2XXX	Cuivre	θ (Al_2Cu) – S (Al_2CuMg)
3XXX	Manganèse	Al_6Mn
4XXX	Silicium	---
5XXX	Magnésium	Al_3Mg_2
6XXX	magnésium – silicium	Mg_2Si
7XXX	Zinc	η ($MgZn_2$)
8XXX	---	---

Selon le processus par lequel les différents niveaux de caractéristiques mécaniques sont obtenus, on distingue pour les alliages de corroyage deux types :

- les alliages à durcissement structural ou « trempant » dans lesquels le durcissement est obtenu par une gamme de traitement thermique comportant une mise en solution, une trempe suivie d'un revenu ou d'une maturation à l'ambiante.
- Les alliages non susceptibles de durcissement structural (non trempant) dans lesquels le niveau de caractéristiques mécaniques est obtenu par l'effet d'écrouissage dû aux déformations (laminage, filage...) ou par des recuits [15].

2.2. Les alliages d'aluminium à durcissement structural

Le durcissement structural est comme son nom l'indique un procédé permettant de durcir un alliage de métaux. Il nécessite un alliage métastable, dont il forme un composé métallique stable constitué de deux phases différentes aux températures ambiantes [16]. Il a été découvert en 1906 par Alfred Wilm qui mit en évidence une évolution de la dureté de certains alliages d'aluminium. Ensuite, pour justifier cette évolution, Merica et al., en 1919, a suggéré que l'augmentation de la dureté est principalement liée à une diminution de la solubilité du cuivre à température ambiante [17].

Les principales séries des alliages d'aluminium à durcissement structural sont :

2.2.1. Les alliages Aluminium-magnésium-silicium (Série 6000)

Les éléments principaux de cette série des alliages, sont le magnésium (Mg) et le silicium (Si). Cette série est considérée comme l'une des familles d'aluminium les plus importantes après la 2000 et la 7000 en termes industriels, ou elle est largement utilisée pour les profilés. Elles ont une très bonne aptitude à la déformation (principalement filage, emboutissage) et au formage à froid à l'état recuit.

Mécaniquement, leurs caractéristiques sont moyennes par rapport aux séries des alliages 2000 et 7000. L'addition du silicium (Si) peut augmenter ces caractéristiques dues à la formation du précipité durcissant Mg_2Si . Elles présentent une excellente résistance à la corrosion et une très bonne soudabilité [18,19].

2.2.2. Les alliages aluminium-zinc (Série 7000)

Dans cette série des alliages le principal élément est le zinc (Zn) (figure 1). Ces alliages d'aluminium présentent les plus hautes propriétés mécaniques de toutes les séries ou la résistance mécanique peut atteindre $R_m = 600$ MPa.; elles obtiennent ses caractéristiques par la précipitation des phases durcissantes. Dans cette série, leurs alliages se divisent en deux groupes : les alliages 7000 avec addition de cuivre (Cu) et sans addition de cuivre.

- Les alliages 7000 avec cuivre : L'ajout de cuivre dans cette série amène les meilleures résistances mécaniques à l'état T6 tous en réduisant la sensibilité à la corrosion sous contrainte. Cependant, le sur revenu fait baisser les caractéristiques mécaniques d'environ 20 % et, d'autre part, il augmente la sensibilité à la trempe ce qui favorise la fissuration à chaud et diminue la soudabilité. L'alliage le plus connu de ce groupe est le 7075 utilisé en aéronautique, l'armement, le sport [12].
- Les alliages 7000 sans cuivre : les alliages 7000 sans cuivre : ces alliages sont moins performants avec moins de caractéristiques mécaniques par rapport aux alliages 7000 avec cuivre, mais ils présentent une meilleure résistance à la corrosion et une meilleure soudabilité. L'alliage le plus connu de ce groupe est le 7020 présentant une bonne résistance à la corrosion avec une bonne soudabilité. [20][12].

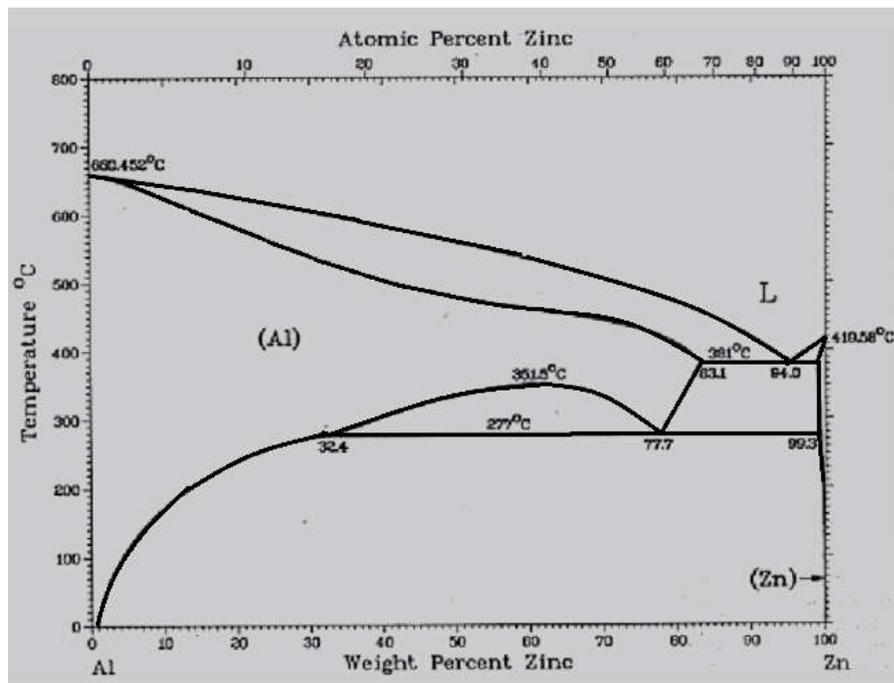


Figure I-1. Diagramme de phase aluminium-zinc série 7000 [28].

2.2.3. Les alliages Aluminium cuivre (Série 2000)

L'élément principal de cette série des alliages est le cuivre (Cu). Comme la série 7000 les caractéristiques mécaniques sont obtenues par les précipitations des phases durcissantes (durcissement structural). Elle est caractérisée par de bonnes caractéristiques mécaniques notamment à l'état trempé revenu ou mûré (T4) ; grâce à ses propriétés mécaniques choisies pour les applications aéronautiques.

En revanche, la résistance à la corrosion relativement faible comparativement à celle de l'aluminium pur. Les alliages qui contiennent 4% de cuivre sont caractérisés par une bonne tenue à chaud et pour le décolletage mais une soudabilité et une tenue à la corrosion faible. Parmi ces alliages, l'alliage 2024 [21].

La figure I-2 montre le diagramme de phase aluminium-cuivre série 2000, et les sections isothermes à 190 °C et à 500 °C du diagramme ternaire Al-Cu-Mg.

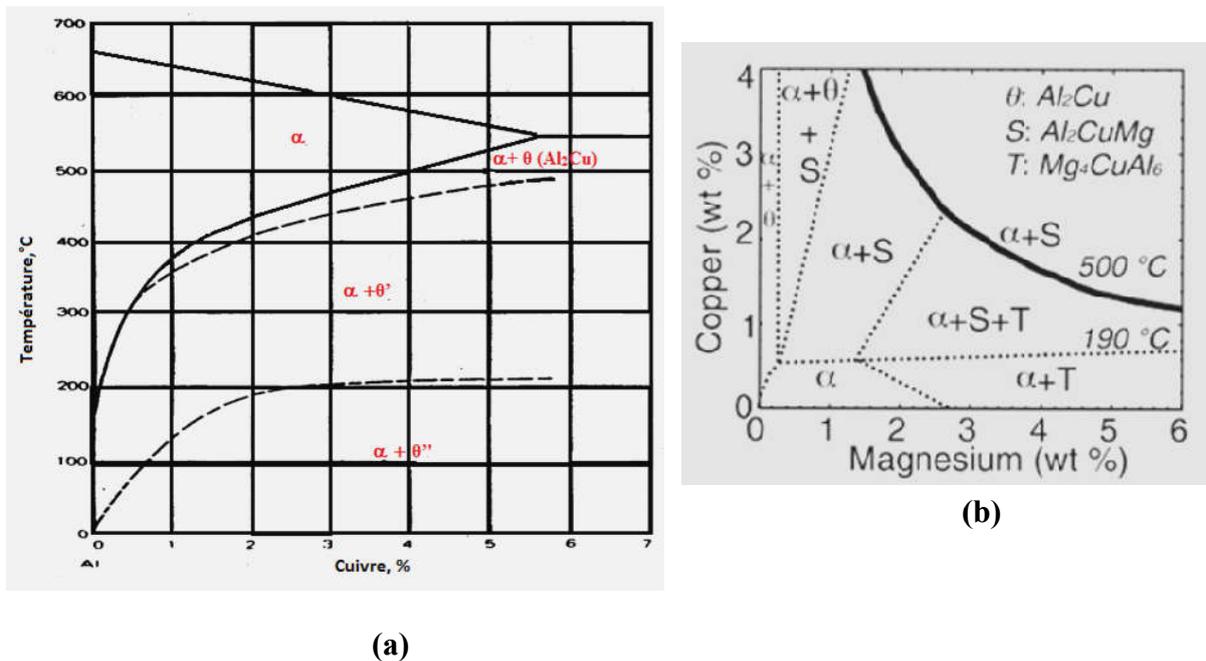


Figure I-2. (a) diagramme de phase aluminium-cuivre série [27]. (b) Sections isothermes à 190 °C et à 500 °C du diagramme ternaire Al-Cu-Mg [22].

2.3. Séquences de la précipitation dans les alliages 2000 et 7000

Le durcissement structural est basé en effet sur la précipitation des éléments soluté due à la diminution de leur solubilité à la température ambiante [23]. Le processus de durcissement nécessite donc un traitement thermique comportant trois étapes principales (figure I-3) :

- Mise en solution : cette étape se caractérise par le chauffage des pièces et leur maintien à une température adaptée à l'alliage pendant une durée déterminée pour faire fondre de manière homogène les différents éléments solubles ; où la température de chauffage est supérieure à la température du solvus. La température optimale de mise en solution dépend principalement des éléments chimiques de l'alliage, qui est

comprise entre 400 et 600 C dans le cas des alliages d'aluminium, et la durée de maintien qui dépend du taux de corroyage, de l'épaisseur de l'alliage, et la composition chimique de l'alliage [22].

- **Trempe:** Cette étape consiste à refroidir très rapidement les pièces afin de préserver l'effet de la mise en solution; et pour que les précipités intermétalliques stables n'aient pas le temps de se former, ce qui amène un résultat d'un état métastable, où la solution solide obtenue est sursaturée en lacunes et en éléments d'alliage.

Le paramètre le plus important de cette étape est la vitesse de trempe. Elle est très difficile à déterminer, car elle est fixée par l'épaisseur de la pièce. Pour les cas des séries 2000 et 7000 avec cuivre, la vitesse est très rapide (généralement dans l'eau); et pour les alliages 7000 sans cuivre, la trempe naturelle à air calmé est suffisante pour atteindre cette vitesse [22, 24 ,25.].

- **Vieillessement :** juste après la trempe, l'alliage est dans un état très malléable pendant une courte durée. Au cours de cette période, les pièces sont vieillessement naturellement (maturation) ou artificiellement par un revenu à température bien définie [26].

Après la trempe à température ambiante l'alliage se trouve dans un état très malléable ; et pendant une certaine période les alliages d'aluminium 2000 ou 7000 sont à l'état de maturation ou vieillessement naturel. Dans cet état la solution solide décomposée pour former les zones GP. La durée de ce dernier prend plusieurs jours avec une dureté notamment importante.

Pour augmenter la dureté au maximum, un traitement thermique de revenu ou vieillessement artificiel est appliqué à des températures modérées (100°C-200°C). dans ce cas des phases métastables η' (série 7000), et θ' ou S' (série 2000) sont réparties de manière homogène dans les grains [22, 25].

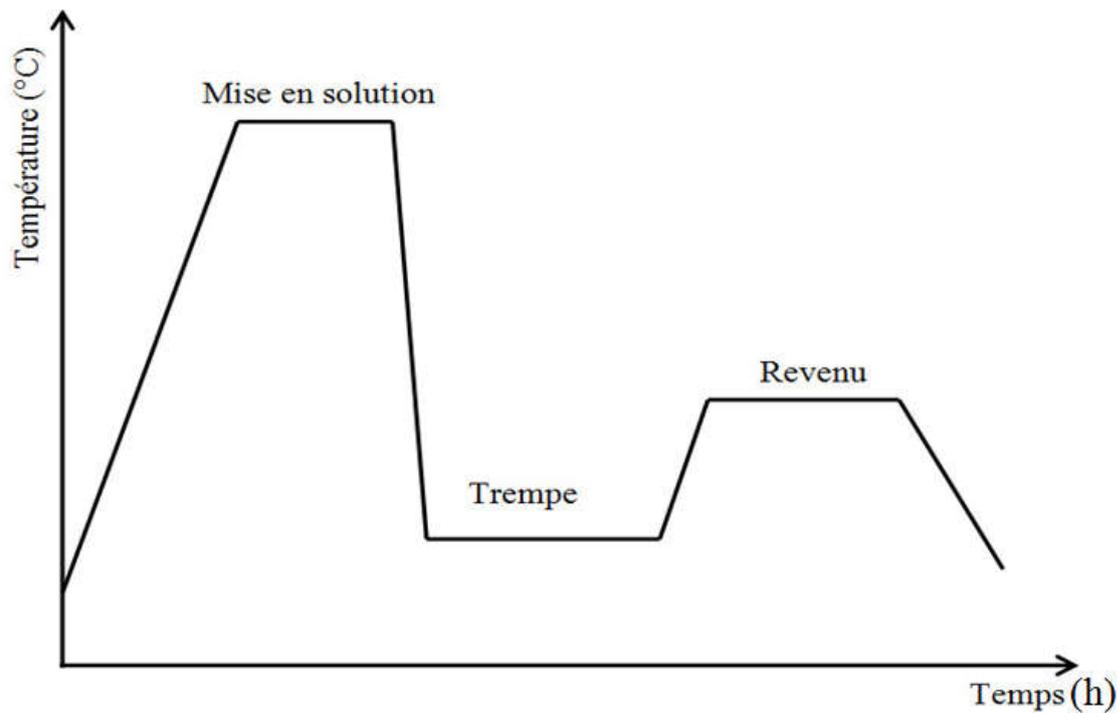


Figure I-3. Schéma du traitement thermique de durcissement par précipitation des alliages d'aluminium 2000 ou 7000.

En fait, l'évolution de la séquence de précipitation dans la série 2000 se fait généralement en 4 états successifs :



Et l'évolution de la séquence de précipitation dans le cas des alliages de la série 7000 se fait par :



Le tableau I-3 montre les différents états de l'évolution des précipitations dans le cas de la série 2000.

Tableau I-3 Évolution de la séquence des précipitations [22]

<p>Zones Guignier – Preston GP</p>		<p>les zones GP sous forme de disques germent à partir de la solution solide. Les faces des disques sont parfaitement cohérentes avec la matrice. Les côtés des disques sont aussi cohérents mais avec une forte déformation</p>
<p>précipités θ''</p>		<p>La croissance des zones GP pour les précipités θ''. Les faces des disques sont cohérentes avec la matrice. Les côtés des disques sont aussi mais l'écart paramétrique génère des contraintes élastiques de cohérence.</p>
<p>précipités θ'</p>		<p>Des précipités θ' germent sur les dislocations de la matrice. Les précipités θ'' se dissolvent alors et le cuivre libéré est incorporé à la phase θ' qui grossit. Ni les unes ni les autres ne génèrent de contrainte de cohérence mais pour des raisons différentes.</p>
<p>phase d'équilibre θ</p>		<p>La phase d'équilibre (θ) Al_2Cu germe aux joints des grains et aux interfaces $\theta'/matrice$, Les précipités θ' se dissolvent et transfèrent le cuivre à la phase θ qui précipite ou Al_2Cu est complètement incohérent avec la matrice. Il ne croît plus sous forme de disques, mais sous forme de globules.</p>

3. Alliage de magnésium

3.1. Introduction

Le magnésium est l'élément chimique de numéro atomique 12 appartenant aux métaux alcalino-terreux, avec symbole Mg. le nom magnésium provient du nom grec d'un district de Thessalie appelé Magnesia. Cette région était extrêmement riche en magnésium, et ce sous différentes formes. En Angleterre, le magnésium est reconnu par Joseph Black comme un élément chimique en 1755, En 1809 Sir Humphry Davy par électrolyse et à partir d'un mélange de magnésie Mg O et d'oxyde de mercure, isola la forme métallique pure [29].

Le magnésium, est l'un des éléments largement existant dans l'eau de mer et les lacs salés. Les alliages de magnésium peuvent être récupérés et recyclés. Comme ces dernières sont des matériaux les plus légers, ils présentent de nombreux avantages, tels que la résistance spécifique et une rigidité élevée, une conductivité thermique et électrique élevée, qui sont proches de celles des alliages d'aluminium (Al), réalisant ainsi l'objectif d'allègement, d'économie d'énergie et de réduction de la consommation. Toutes ses caractéristiques se confèrent un grand potentiel dans le domaine de la mécanique, de la marine et de l'aviation, etc., en raison des demandes en économie d'énergie et de protection de l'environnement, le magnésium est considéré comme un matériau d'ingénierie verte est l'un des matériaux les plus prometteurs du XXIe siècle. Des recherches et des applications pertinentes sur les alliages de magnésium sont en cours [30].

Actuellement, l'industrie automobile apparaît comme la plus apte à relancer l'utilisation des alliages de magnésium. En effet, la nécessité croissante de réduire le poids des véhicules (surtout aux États-Unis) ainsi que la consommation de carburant force les constructeurs à favoriser des alliages de faible densité.

L'utilisation du magnésium en tant qu'élément d'addition pour les alliages d'aluminium reste prépondérante puisqu'elle représente environ 50 % du magnésium produit. Le moulage sous pression d'alliages de magnésium représente en volume la deuxième utilisation du magnésium [29].

3.2. Les alliages de magnésium

Selon la norme ASTM la nomenclature des alliages de magnésium est basée sur plusieurs règles qui doivent être respectées :

1. le magnésium n'intervient jamais dans la nomenclature,
2. deux lettres majuscules indiquent les deux principaux éléments d'addition, par ordre décroissant d'importance.

Les lettres les plus couramment rencontrées sont :

A : aluminium	E : terres rares	H : thorium
K : zirconium	M : manganèse	Q : argent
S : silicium	T : étain	W : yttrium
Y : antimoine	Z : zinc	

3. les lettres suivies par deux chiffres (arrondi au nombre) qui indiquent le pourcentage nominal massique entier le plus proche) des deux principaux éléments d'addition, cités dans le même ordre que celui utilisé pour les lettres.

Par exemple, un alliage ayant pour dénomination AZ31 contient environ 3 % d'aluminium et 1 % de zinc en proportions massiques, mais réellement cette composition peut varier.

4. pour distinguer plusieurs alliages ayant la même composition chimique en ce qui concerne les deux éléments d'addition principal mais qui diffèrent au niveau des éléments mineurs (associés le plus souvent à des impuretés), on utilise une lettre majuscule représentant une séquence chronologique du développement.

Par exemple, on trouve les alliages AZ31-A, B, C, D ou E, les alliages AZ31 E étant ceux possédant le degré de pureté le plus élevé. La lettre X est parfois utilisée pour désigner les alliages se trouvant au stade expérimental [31].

D'autres indications, peuvent être ajoutées sur les natures de traitements effectués, et qui peuvent aussi rentrer dans la nomenclature des alliages de magnésium [31]:

- F : état brut, aucun traitement thermique.
- T4 : état d'un traitement de remise en solution.
- T5 : état artificiellement vieilli.
- T6 : correspond à un T4 suivi d'un T5.

La métallurgie des alliages de magnésium dépend de la nature des éléments d'addition, de leurs pourcentages massiques ainsi que du mode d'obtention des alliages.

3.3. Principaux éléments d'addition utilisés dans les alliages base magnésium

Trois éléments d'addition principaux sont utilisés :

1. l'aluminium :

Dans les alliages binaires magnésium, c'est l'élément le plus généralement ajouté au magnésium, qui améliore la résistance à la corrosion et les propriétés mécaniques de l'alliage. Le composé intermétallique $Mg_{17}Al_{12}$ est la phase secondaire la plus stable qui précipite au cours de l'ajout de l'aluminium, ou elle est électrochimiquement plus noble que la matrice, et mécaniquement augmente la dureté de l'alliage. Néanmoins, elle peut conduire à la fragilisation du matériau. [29, 31].

2. le manganèse :

L'ajout de manganèse est utilisé comme des pièges, ou il joue un rôle anticorrosion et élimine l'effet nocif des impuretés de fer et nickel présents dans les alliages. En présence de l'aluminium il forme des composés intermétalliques du type $Al-Mn-Fe$ constituant des microcathodes en présence d'un milieu corrosif. AM50 et AM60 sont les alliages à base d'aluminium les plus utilisés contenant du manganèse [32].

3. le zinc :

Comme le manganèse, il est ajouté dans le but d'améliorer les propriétés de la coulée, et les propriétés mécaniques puisqu'il affine la taille du grain, et d'autre part il augmente le courant galvanique entre la matrice et la phase β dans le cas d'un alliage $Mg-Al-Zn$. Ainsi il augmente les vitesses de corrosion par la formation des micro précipités dans le cas d'alliages de Mg qui contiennent des terres rares [32].

Il existe d'autres éléments également alliés au magnésium afin d'améliorer différentes propriétés telles que : le silicium : les lanthanoïdes et l'yttrium, le calcium, le lithium, le zirconium, le thorium et l'argent.

3.4. Les alliages Magnésium-Aluminium

Comme présenté sur la figure I-4, le diagramme binaire des alliages magnésium-aluminium comporte un palier eutectique à la température $437^{\circ}C$; avec un point eutectique à 32,3 % de teneur en aluminium. La solubilité maximale est obtenue à la température $437^{\circ}C$ avec 12,7 % teneur en masse d'aluminium est inférieure 1% à la température ambiante.

L'alliage présente deux phases α et β à l'état d'équilibre ou les teneurs massiques en aluminium entre 1 et 43 %, La phase primaire α présente une structure cristalline hexagonale compacte, la même que celle du métal de base Mg (figure I-5). Alors que la phase β de stœchiométrie $Al_{12}Mg_{17}$, précipite sous forme de grosses lattes et cristallise suivant le système cubique centré [33,34].

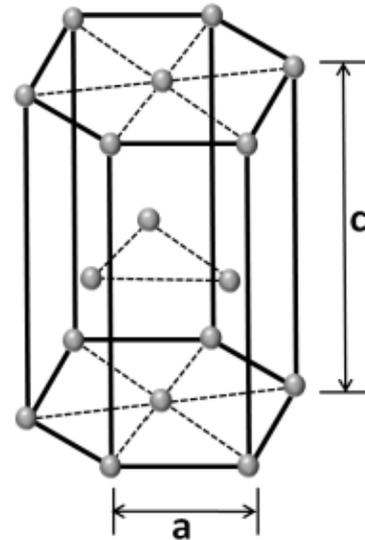
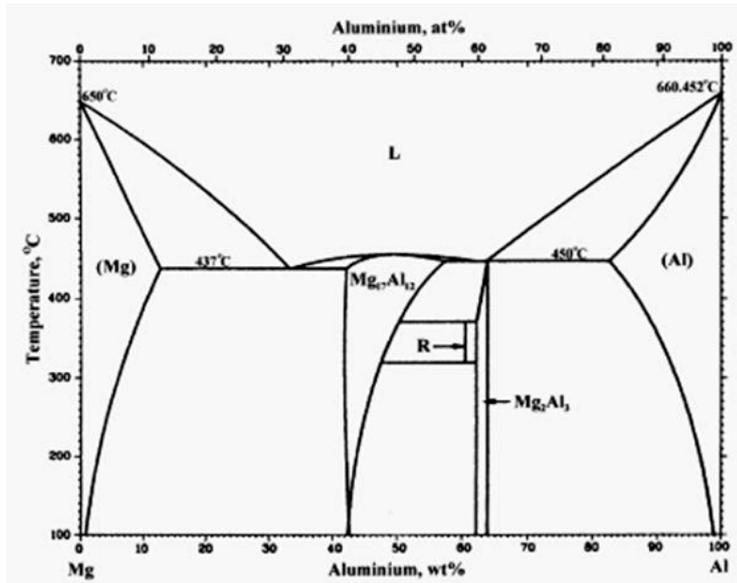


Figure I-4. Diagramme de phase magnésium-aluminium

Figure I-5. Structures cristallines de la phase primaire α -Mg

4. Quelques applications des alliages d'aluminium et des alliages de magnésium

a) Automobile :

Dans le domaine de l'automobile où la bataille entre matériaux est la plus spectaculaire (figure I-6), l'aluminium est en compétition avec la fonte sur les blocs moteurs, avec les céramiques sur les pistons, avec l'acier, les plastiques, le magnésium sur les carters, avec le cuivre sur les échangeurs, avec l'acier, les plastiques, les composites sur la carrosserie.



Figure I-6. Pièces utilisées dans les automobiles.

b) Transports aérospatiaux

Les alliages légers (aluminium, magnésium...) en aéronautique ont toujours été, et sont encore, étroitement liés. En fait, le début de l'industrie aéronautique à partir de structures en bois, mais son véritable début n'a été obtenu que grâce à l'invention de l'alliage d'aluminium, de cuivre et de magnésium en 1903, est commercialisé sous le nom de duralumin.

Actuellement l'alliage 2017 ; ou les premières applications sont furent en 1914 ; les structures des dirigeables Zeppelin et, en 1917, les structures des avions militaires Breguet 14 construits en 12 000 exemplaires.

L'aluminium n'a conservé son importance dans l'industrie aérospatiale que grâce à un développement important au fil des ans en tant qu'alliage utilisé (figure I-7); Il représente encore aujourd'hui près de 80% de la masse à vide des cellules modernes [35].

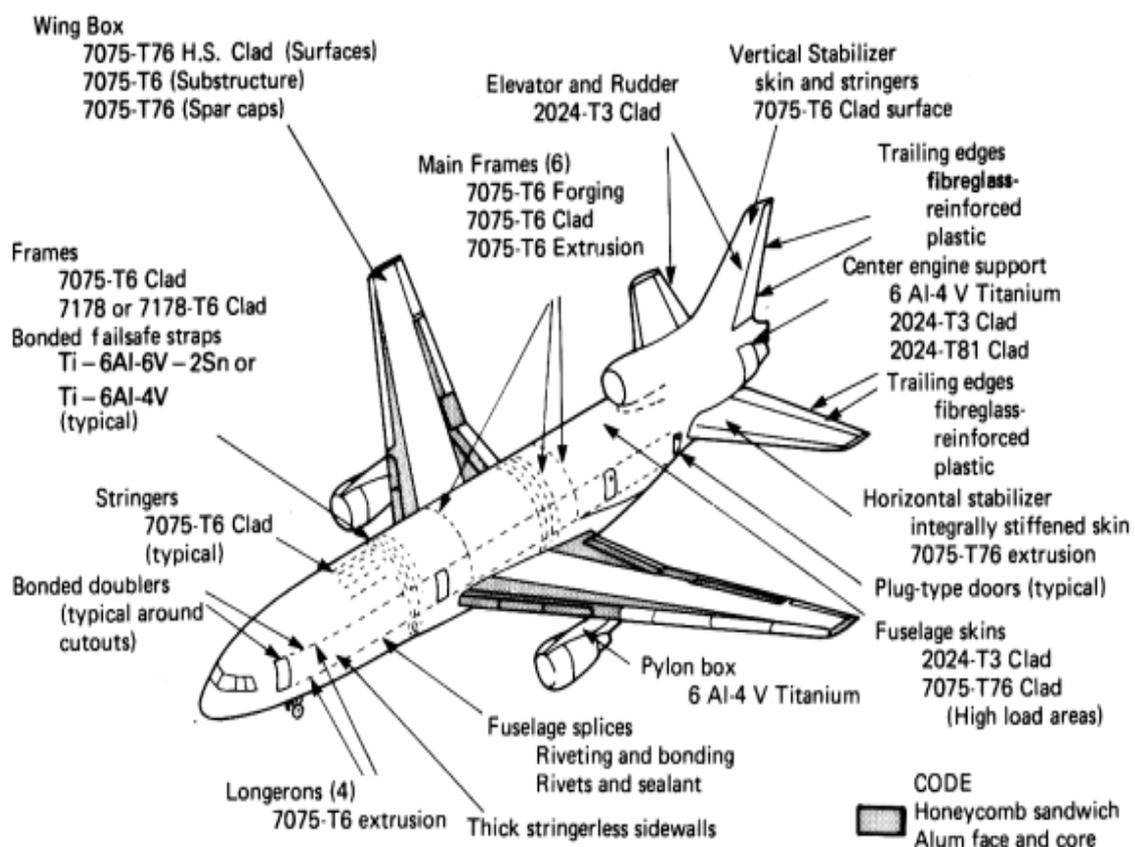


Figure I-7. Les différents types d'alliage d'aluminium utilisés dans la construction d'un avion civil.

c) le magnésium et l'aluminium dans l'armement et les équipements militaires : ces alliages occupent une place importante dans ce domaine ; citons :

- Les chars et véhicules blindés : roues ou galets en alliage 2014 matricé, blindage (à égalité de poids, les alliages du type 7020 présentent des propriétés balistiques voisines de celles de l'acier de blindage) ;
- Les véhicules amphibies ;
- Les obusiers (exemple : M-102 la légèreté de l'aluminium permet le transport par hélicoptère)
- Les munitions ;
- Les pièces balistiques : fonds et corps de propulseurs en alliages 2014, 7049, 7075 ;
- Les tubes (bazookas), les lance- rockets ;
- Les matériels de génie militaire : engins de franchissement en alliage 7020 soudé.

Chapitre II

Généralités sur les procédés de soudage TIG et FSW

1. Généralités sur le soudage

Le soudage est l'une des méthodes les plus importantes et les plus répandues aux besoins industriels, du fait de son efficacité et de sa fiabilité dans la réalisation d'ensembles inamovibles, notamment dans les constructions mécaniques, pour la fabrication de bateaux, missiles, trains, ponts, voitures, avions et bien d'autres choses qui ne peuvent être construites sans le recours au soudage.

Le soudage est une opération d'assemblage qui consiste à établir la continuité mécanique et métallurgique entre les parties à assembler. Le joint soudé ainsi formé peut-être le résultat du seul mélange des métaux de base (les métaux à souder) ou du mélange des métaux de base et d'un métal d'apport.

Cette définition nous conduit à une autre notion qui est la soudabilité, ou elle est définie par l'Organisation Internationale de Normalisation comme l'aptitude d'un matériau à être soudé dans les conditions de fabrication imposées dans une structure spécifique appropriée et à effectuer de manière satisfaisante dans le service prévu [36,37].

A partir de cette définition, la soudabilité peut être divisée en trois types :

- **La soudabilité opératoire** qui caractérise les possibilités d'utilisation d'un procédé pour réaliser un assemblage en un métal donné dans les conditions imposées (forme des assemblages, positions...) ; on peut prendre comme exemple, le problème de la présence d'une couche d'oxyde réfractaire et résistante à la surface de l'aluminium et du magnésium.
- **La soudabilité métallurgique** (dite encore soudabilité locale) qui caractérise l'aptitude d'un métal à subir sans détérioration des propriétés par suite du cycle thermique, mécanique ou thermomécanique induit par le mode opératoire de soudage .
- **La soudabilité globale** qui caractérise l'aptitude d'une construction soudée à résister sans dommage aux sollicitations d'épreuve et de service [37, 38].

Aujourd'hui, Il existe de nombreux procédés de soudage répondant à la très grande variété d'assemblages des métaux utilisés.

La classification de ces différents procédés (Figure 5) peut s'effectuer selon le mode d'apport de l'énergie nécessaire pour réaliser la jonction. Pour certains, l'assemblage est obtenu par fusion locale par une source de chaleur (Soudage par fusion), et pour d'autres, est obtenue par une action mécanique (Soudage par pression), éventuellement associée un échauffement localisé (frottement, pression).

- **Soudage par pression** : dans cas, les procédés de soudage dans lesquels on obtient une soudure, en général sans métal d'apport, par l'application d'une pression ou d'une friction suivie d'une pression, suffisante pour provoquer une déformation plastique à froid ou à chaud, assurant la continuité atomique entre les bords de la soudure.
- **Soudage par fusion** : les procédés de soudage dans ce cas consiste à fondre les bords des pièces à assembler, à l'aide d'une source chaleur engendrée par une flamme, un arc électrique ou un faisceau de particules. Le métal des deux pièces se mélange alors à l'état liquide, et constitue après solidification la soudure [39].

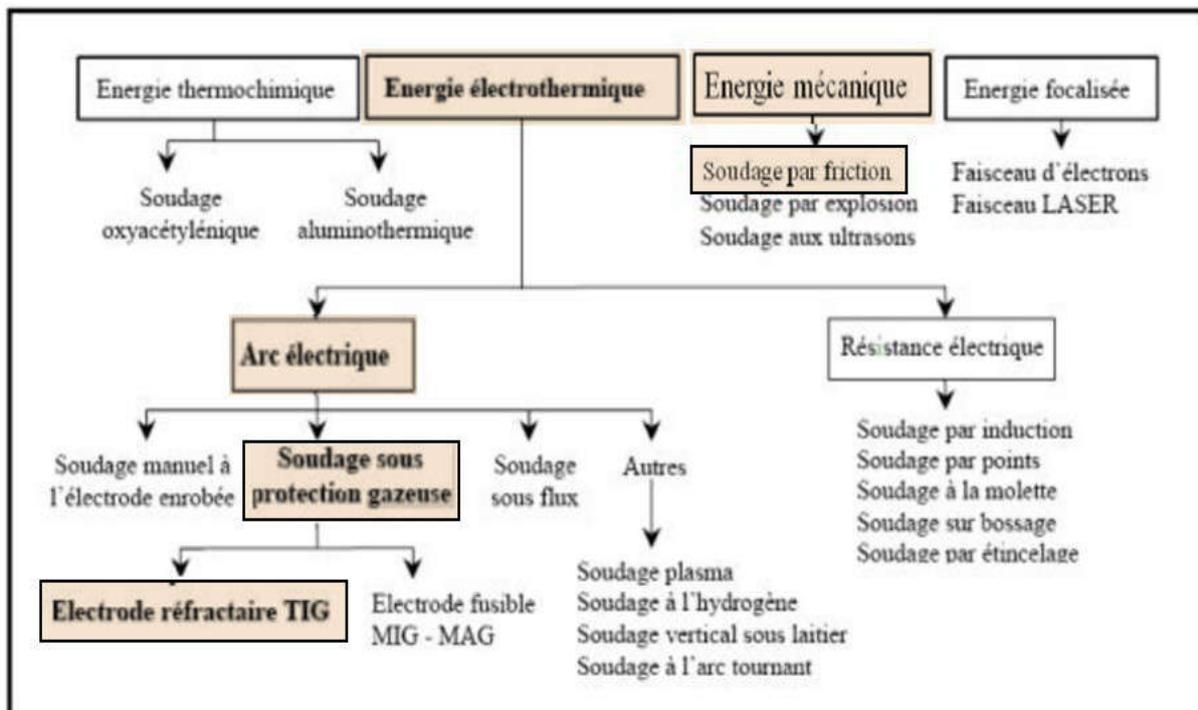
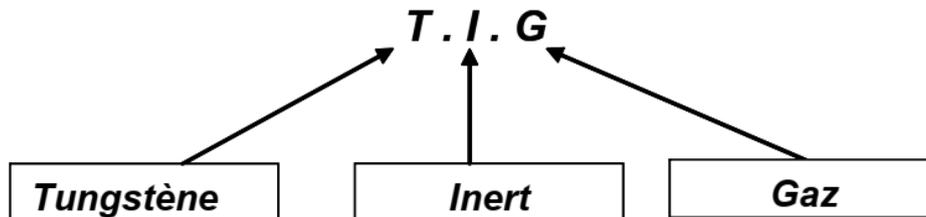


Figure II-1: Classification des procédés de soudage selon les différentes sources d'énergie [39].

Les procédés de soudage les plus répandus pour l'assemblage des alliages d'aluminium et du magnésium sont le soudage à l'arc avec électrode de tungstène TIG (procédé de soudage par fusion), et le soudage par friction malaxage FSW (procédé de soudage par pression).

2. Le procédé de soudage (TIG) :

L'existence du procédé TIG remonte aux années 1930 et son développement remonte à la deuxième guerre mondiale avec l'utilisation de nouveaux matériaux tels que les alliages d'aluminium et de magnésium.



Par définition, le terme (TIG) comme nous présente ci-dessus est une abréviation de tungstène inerte gaz et sert à désigner le procédé de soudage sous atmosphère inerte avec une électrode non fusible de tungstène. Il est l'un des procédés utilisés dans les assemblages par fusion. L'électrode, non fusible, est constituée d'un matériau réfractaire, ce qui exige qu'elle soit faite d'un métal ayant une température de fusion très élevée, généralement du tungstène pur ou zirconium à 0.3 à 0.5% pour des électrodes sous courant alternatif ou thorié à 1 ou 2 % pour des électrodes sous courant continu, qui permet de maintenir un arc très stable. Le métal d'apport est fourni par une source externe et le gaz protecteur est souvent de l'argon, et parfois des mélanges Hélium-argon ou Hydrogène-argon pour augmenter la puissance de l'arc. La figure II-2 schématise le procédé [40].

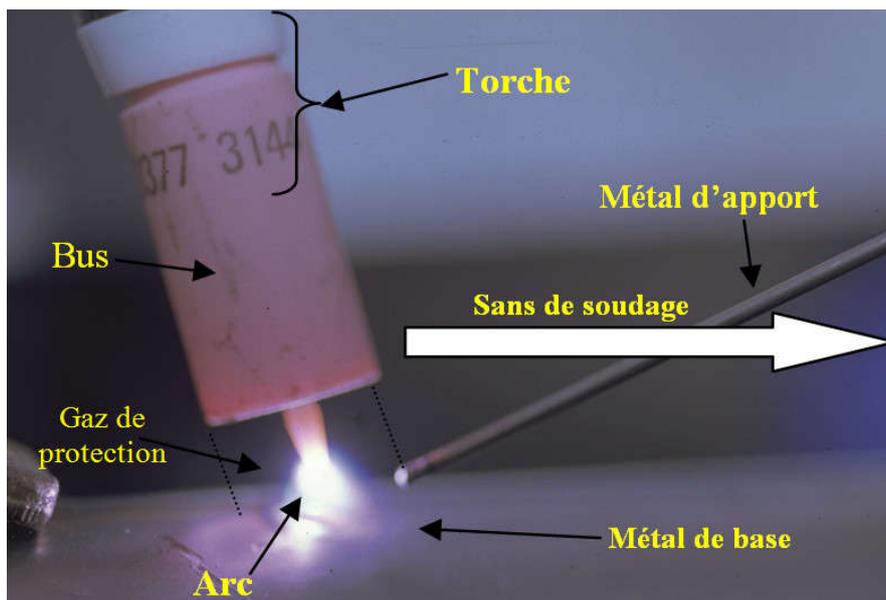


Figure II-2. Procédé de soudage à l'arc TIG.

Les principaux éléments nécessaires pour la réalisation des soudures TIG sont représentés sur la figure II-3.

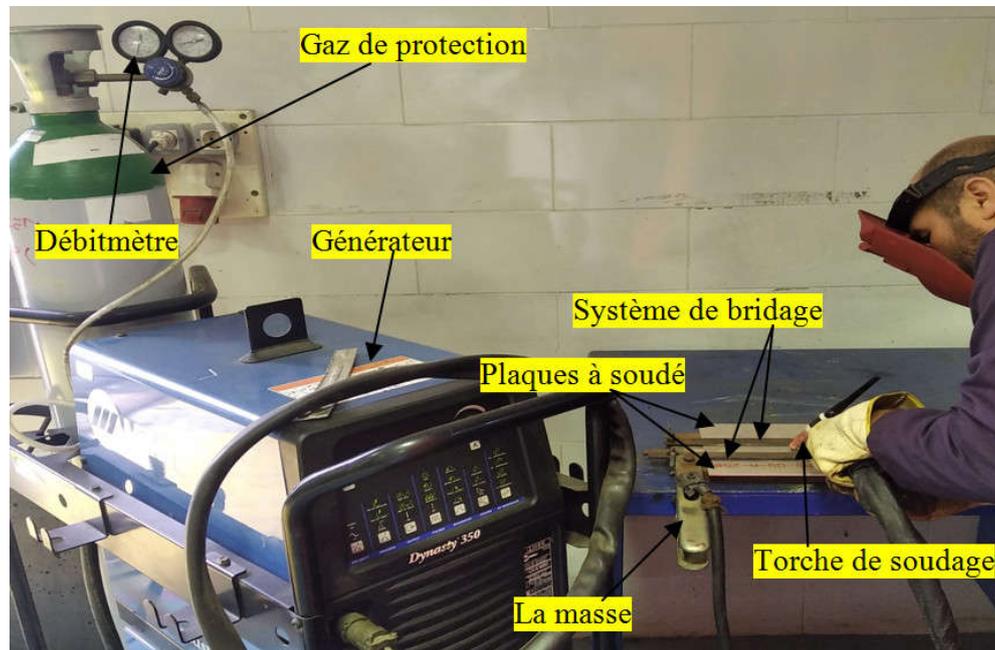


Figure II-3. Les principaux éléments nécessaires pour le procédé TIG.

À l'aide d'un courant électrique approprié dont la nature varie avec celle du métal de base, on fait jaillir dans une veine de gaz inerte ; un arc électrique entre l'électrode de tungstène et la pièce à souder. La chaleur dégagée par cet arc fait fondre localement les bords de la pièce ainsi que le métal d'apport formant ainsi le joint soudé après refroidissement. Les gaz inertes sont généralement à base d'argon ou d'hélium isole de l'air le métal en fusion, les zones chaudes environnantes et évite toute oxydation de l'électrode au tungstène [40].

Les procédés de soudage à l'arc sont alimentés par une source électrique. Où, les paramètres physiques principaux sont la vitesse d'avancement de la torche et la puissance électrique produit par l'intensité du courant et la tension imposés. D'ou l'énergie nominale de soudage est :

$$E_n = \frac{P}{v}$$

$$= \frac{I \times U}{v} \quad (\text{Joule/mm}^2)$$

La puissance réelle dissipée est toujours inférieure à la puissance de la source de chaleur et le rendement dépend du procédé de soudage et du matériau à souder ; Et est l'énergie dissipée dans le soudage est [36]:

$$E_d = \eta \cdot E_n = \frac{P}{v}$$

$$= \eta \times \frac{I \times U}{v} \text{ (Joule/mm}^2\text{)}$$

2.1. Effet de polarité sur le soudage

Plusieurs paramètres influent sur la qualité du cordon de soudage. Parmi ces dernières les types de courants utilisés, La polarité, la nature du gaz de protection, l'intensité, la vitesse de soudage...etc. Dans le cas du procédé TIG, tous les types de courants existent tels que le courant continu (DC), le courant alternatif (AC) ainsi que le courant pulsé (PC). Ces différentes configurations présentées sur la (figure II-4) se traduisent par des différences de morphologies du bain de fusion.

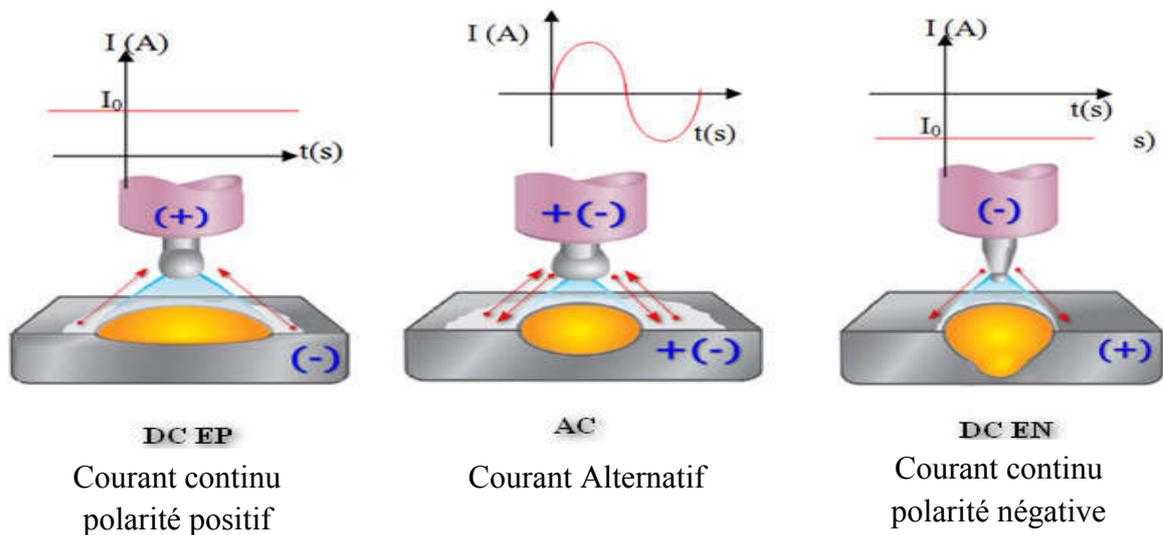


Figure II-4. Différentes polarités d'un courant électrique.

2.1.1. Courant continu

- **Courant continu polarité négative (DC EN)**

Lorsque l'électrode est connectée à la borne négative (DC-), les électrons sont émis de l'électrode de tungstène vers la pièce de travail de polarité positive. Ces électrons hautement énergétiques rentrent en collision avec la pièce en abandonnant leur énergie cinétique et génèrent un échauffement considérable. Il en résulte une pénétration importante, un cordon de soudure étroit mais aussi un apport de chaleur significatif pouvant induire des contraintes résiduelles et des déformations non désirables.

- **Courant continu polarité négative (DC EP)**

Lorsque l'électrode est connectée à la borne positive (DC+) l'effet de l'apport de chaleur des électrons par leur énergie cinétique se concentre sur l'électrode plutôt que sur la pièce à souder. Ceci nécessite un refroidissement plus important des électrodes et cela engendre un cordon moins pénétrant, plus large, et un faible échauffement de la pièce de travail. De plus les ions positifs qui rentrent en collision avec la pièce de travail en provenance de l'électrode positive ont un effet nettoyant sur la surface oxydée. Ce mode de soudage est préconisé pour de faibles épaisseurs des métaux s'oxydant rapidement comme l'aluminium et le magnésium. Cependant, ce mode présente un inconvénient qui est le risque de fusion de l'électrode de tungstène ceci pouvant produire un défaut d'inclusion de tungstène dans le cordon de soudure.

2.1.2. Courant Alternatif (CA)

Le soudage en courant alternatif réunit à la fois les deux caractéristiques du courant continu. Pendant l'alternance positive, il y a un fort effet de nettoyage du bain de fusion et, pendant l'alternance négative, la chaleur est plus concentrée dans le bain de fusion, ce qui a pour effet d'augmenter la pénétration [64].

2.1.3. Soudage TIG Pulsé

Le soudage TIG par impulsion consiste à faire varier périodiquement l'intensité du courant de soudage d'une valeur de base I_b à une valeur de pointe I_p (figure III-3). Il en résulte une valeur moyenne du courant de soudage :

$$I_m = \frac{1}{T} \int_0^T i dt$$

Et dans le cas des ondes rectangulaires (Figure II-5) il est égale à :

$$I = \frac{I_p \cdot t_p + I_b \cdot t_b}{T}$$

- I_p et t_p est le courant de pointe et La durée de passage de ce courant respectivement.
- I_b et t_b est le courant de base et La durée de passage de ce courant respectivement.
- T est la durée du cycle ou la fréquence des impulsions.
- I_m est la valeur moyenne du courant.

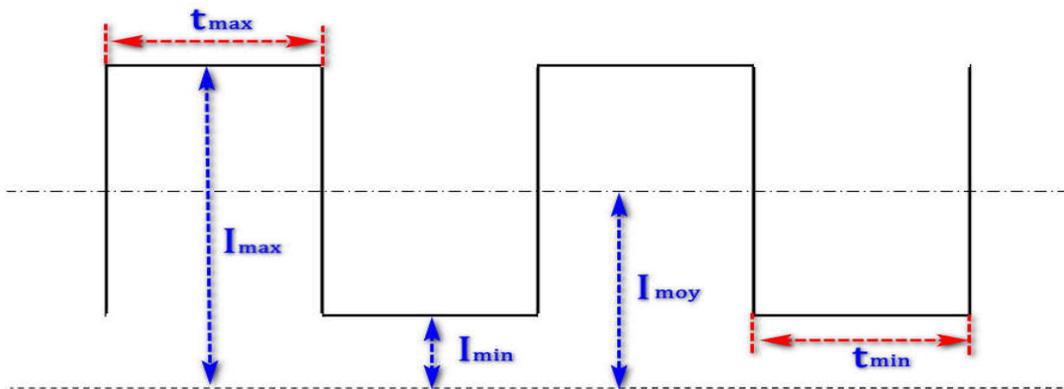


Figure II-5 Courant pulsé.

Cette modulation du courant permet une régulation du cycle thermique en particulier, il est possible de procéder à la fusion d'une petite partie seulement du métal de base pendant les temps de passage du courant de pointe I_p , avec solidification au moins partielle pendant les temps de passage du courant de base I_b . Ainsi, la quantité de métal fondu est moins grande, le bain de fusion est moins important, ce qui facilite son maintien en particulier pour le soudage en position. Avec une onde de courant pulsé à basse fréquence, on obtient ainsi un cordon de soudure formé d'une suite de points de soudage se chevauchant. En outre, l'énergie thermique fournie est plus faible que dans le cas du soudage à courant constant I_p , ce qui est préférable du point de vue métallurgique [64].

3. Transformations subies lors du soudage par fusion

L'apport de chaleur des procédés de soudage par fusion est très localisé, ou les gradients de température sont bien observés, et la température maximale atteinte dans la zone centrale de la soudure, est réduite quand l'on s'éloigne. Dans les procédés de soudage par fusion, la structure typique d'une soudure est constituée de quatre zones principales (figure II-6).

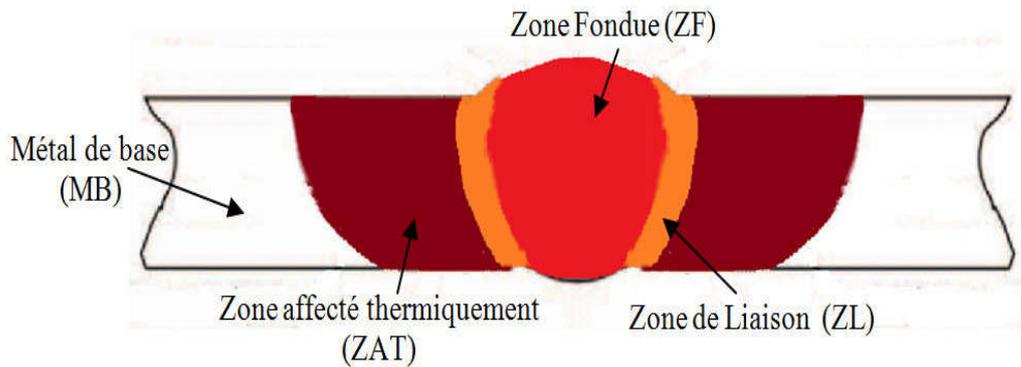


Figure II-6 : Les différentes zones caractéristiques d'une soudure par fusion [39].

Zone fondue (ZF) présente le centre de l'assemblage. Il passe d'une transformation d'un état liquide vers un état solide. Après solidification métallurgiquement dépend du mélange des métaux de base et du métal d'apport. Généralement, la cinétique de solidification et de refroidissement est très rapide, la composition n'est pas homogène dans cette zone, à cause notamment des phénomènes de ségrégation à la solidification. On peut observer une zone "non mélangée" au bord de la zone fondue, dans laquelle les mouvements de convection plus lents dans le métal liquide ont limité la dilution entre le métal déposé et le métal de base.

Zone de liaison (ZL) montre la zone adjacente de la zone fondue, c'est une zone partielle fondue (ZFP) où elle a été chauffée à des températures comprise entre le liquidus et le solidus du matériau,. En raison des forts gradients thermiques, elle est généralement très étroite.

La zone affectée thermiquement (ZAT) dans Cette zone, les températures sont portées à des valeurs inférieures aux températures de solidus du matériau, cependant, elles sont suffisantes pour produire un changement de structure importante avec des largeurs très variables selon les conditions opératoires de soudage.

Le métal de base En dessous d'une certaine température, le matériau de base ne subie aucune modification microstructurale, est n'est donc pas affecté par l'opération de soudage [39].

4. Phénomènes physiques impliqués dans le processus de soudage à l'arc

Le soudage à l'arc TIG, comme tous les procédés de soudages par fusion, est soumis à des grands nombres de modifications dues aux forts gradients thermiques exercés par la source de chaleur. Ce qui produit de nombreux phénomènes physiques, thermique (chauffage et refroidissement du matériau), métallurgique (fusion, solidification et transformations de phases), et mécanique (contraintes et déformations résiduelles).

Afin de provoquer le processus de fusion par l'arc électrique, une grande quantité d'énergie est libérée par ce dernier, mais seule une petite quantité est utilisée, et le reste est perdu par du rayonnement et de la convection [41, 42,43].

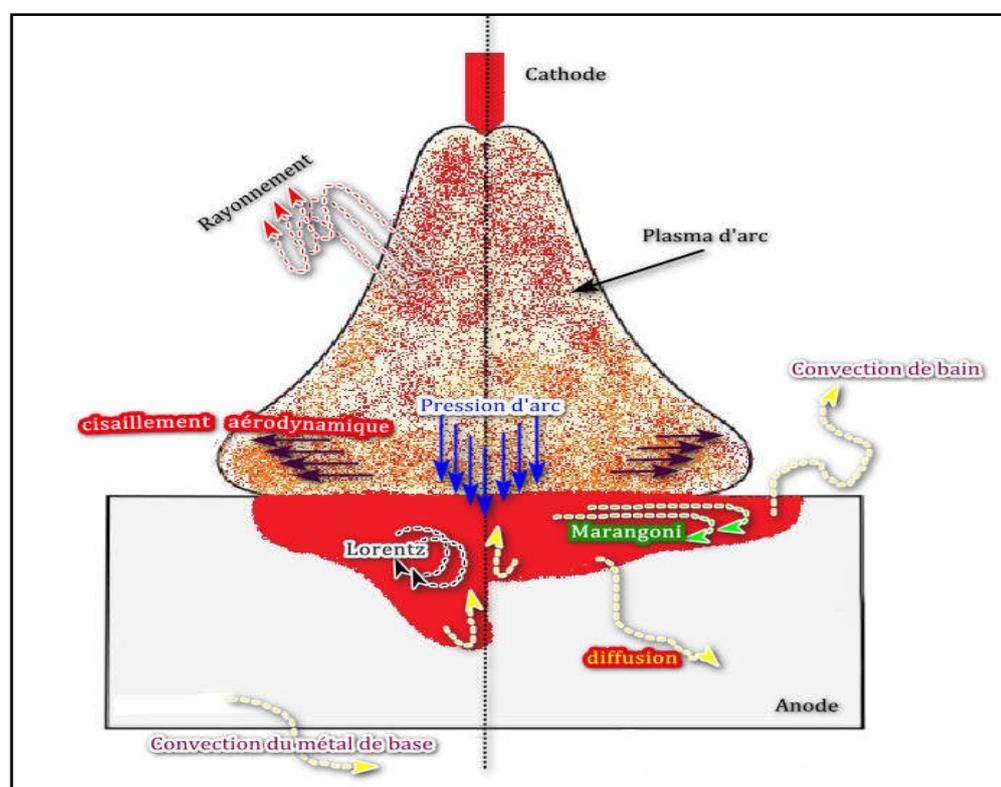


Figure II-7. Les phénomènes physiques impliqués dans le processus de soudage à l'arc [44].

La figure II-7 présente les phénomènes physiques mis en jeu ainsi que leurs interactions lors de l'opération de soudage. La morphologie du bain (volume fondu, pénétration et largeur ...) est influencée par de nombreux paramètres que nous pouvons classer en deux types tels que l'un est le paramètre lié à l'énergie incidente qui présente la répartition spatiale de l'énergie dans l'arc, la pression d'arc, enfin le rendement d'arc; Et l'autre est lié à la convection du métal liquide régi par les mouvements de convection du métal liquide actionné généralement par les effets des forces variables d'origine différentes telle que

les forces de gravité (flottabilité), les forces de Marangoni, la pression de l'arc, et les forces de Lorentz [41, 42,43].

5. Le procédé de soudage FSW

Le soudage par friction-malaxage (FSW) a été inventé et breveté en 1991 par Wayne Thomas, au Welding institute (TWI) et son objectif est de pallier les défauts inhérents aux procédés de soudage par fusion, notamment les assemblages des alliages d'aluminium et du magnésium. Actuellement, utilisé dans divers domaines industriels, cependant, le procédé est encore jeune, et dès lors mal connu, en particulier en ce qui concerne le soudage hétérogène. [45].

5.1. Principe de soudage

Dans ce procédé l'outil de soudage est le principal élément dans l'opération de soudage, il est constitué d'un poinçon avec épaulement et d'un pion. Au cours du soudage, l'outil est mis en rotation puis pénètre dans les pièces à souder tourne tout en exerçant une pression sur la surface des plaques. Le frottement de l'outil avec les bords des pièces crée des déformations plastiques importantes et génère de la chaleur, ce qui augmente localement la température des plaques avec un ramollissement du métal. Tout en maintenant la rotation de l'outil, un mouvement d'avance lui est imposé, le métal ramolli des deux plaques est malaxé par l'outil pour former le joint soudé. La figure II-8 .montre Représentation schématique du procédé de soudage FSW [46].

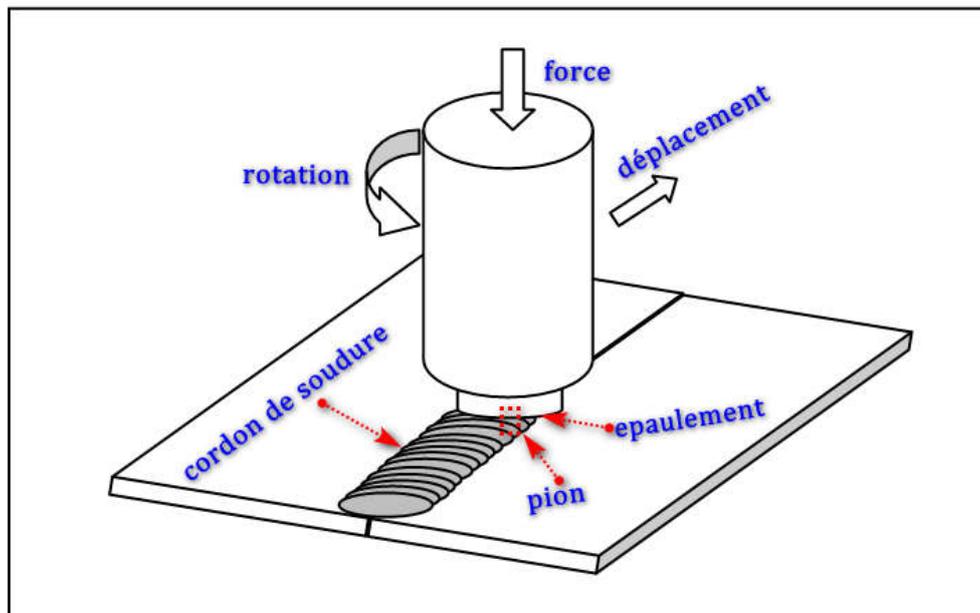


Figure II-8. Représentation schématique du procédé de soudage FSW.

5.2. Paramètres de soudage et fenêtres opératoires

L'outil et l'un des paramètres de soudage influent sur la qualité d'un joint. La géométrie de l'outil est un facteur principal pour la quantité de métal entraîné par l'outil ainsi que la répartition de la chaleur. Cependant, la vitesse d'avance, la distance entre le pion et la racine du joint, la vitesse de rotation de l'outil, 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 [47,48].

5.2.1. Paramètres géométriques de l'outil

Le choix de l'outil dépend du type d'application et, leur géométrie est l'un des paramètres importants, puisqu'elle affecte directement la quantité de chaleur générée, l'énergie nécessaire au soudage, et l'écoulement du métal. L'épaulement génère la majeure partie de la chaleur lors de la soudure de joints minces et empêche le métal ramolli de s'échapper. L'épaulement et le pion contrôlent conjointement l'écoulement du métal. Ainsi que l'épaulement génère la majeure partie de la chaleur lors des soudures des joints minces et empêche le métal ramolli de s'échapper. Dans le cas du joint épais, le pion est l'élément qui génère la majorité de la chaleur lors du soudage. Il affecte également d'une certaine manière la quantité et l'écoulement du métal en mouvement ainsi que le taux de mélange dans les directions horizontale et verticale du joint.

La forme cylindrique simple est la forme prédominante dans la première génération de l'outil. La quantité de métal transférée pour ce type d'outil était très limitée, et la vitesse de soudage devait être faible. Depuis, différentes formes d'outils sont apparues, dont le développement s'est porté à la fois sur l'épaulement et la vis. Les figures II-9 et la figure II-10 montrent un groupe de certains types d'outils disponibles [49,50].

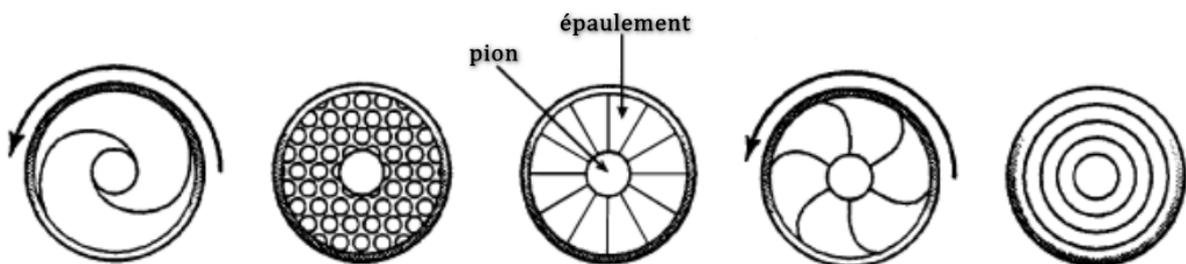


Figure II-9 Différentes formes d'épaulements disponibles [50].

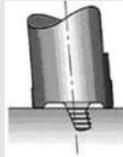
Tool	Cylindrical	Whorl™	MX triflute™	Flared triflute™	A-skew™	Re-stir™
Schematics						
Tool pin shape	Cylindrical with threads	Tapered with threads	Threaded, tapered with three flutes	Tri-flute with flute ends flared out	Inclined cylindrical with threads	Tapered with threads
Ratio of pin volume to cylindrical 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-10. Différents types d'outils, avec leurs caractéristiques et leurs applications [49].

5.2.2. Microstructure des soudures par friction-malaxage

La microstructure de la soudure par friction-malaxage a été bien étudiée par plusieurs chercheurs dans différents matériaux, notamment les alliages d'aluminium 2 xxx, 5 xxx, 6 xxx et 7 xxx et coulés, les alliages de titane, les aciers ferritiques, le cuivre pur, les alliages de magnésium et le zinc pur. Les alliages soudés par FSW présentent une variation microstructurale distincte, qui est caractérisée par une zone noyau au centre de soudure, la zone affectée thermomécaniquement (ZATM), la zone affectée thermiquement (ZAT) et la zone du métal de base, comme le montre la figure II-11. Les différentes zones présentées sont considérables dans le cas du soudage des alliages d'aluminium, ou des alliages de magnésium [51].

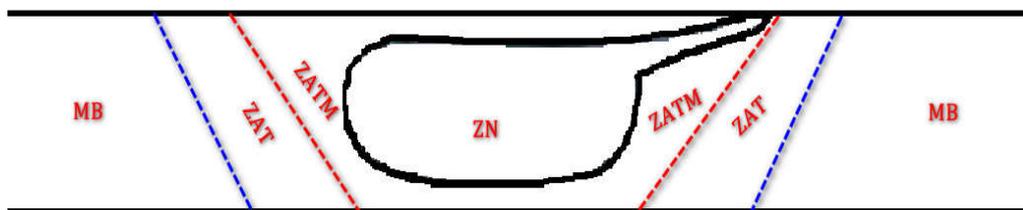


Figure II-11. Macrographique schématique montrant les différentes zones d'une soudure FSW [51].

5.2.3. Taux de rotation de l'outil (w) et vitesse de soudage (V)

Plusieurs recherches ont fait l'objet de l'effet de la vitesse de soudage et de la vitesse de rotation de l'outil sur la soudabilité des alliages d'aluminium et du de magnésium. Ces deux paramètres sont essentiels pour obtenir des soudures solides car ils influencent directement l'apport de chaleur et le flux de matière plastique. L'apport de chaleur par unité de longueur peut être exprimé par :

$$H = Q / V \quad (\text{Joule/mm}^2)$$

Où Q est la chaleur générée par le frottement, et V est la vitesse de soudage. La chaleur générée par le frottement augmente avec la vitesse de rotation de l'outil, mais pas de manière monotone puisque le coefficient de frottement à l'interface varie également avec la vitesse de rotation de l'outil. Par conséquent, l'augmentation du taux de rotation de l'outil ou la diminution de la vitesse de soudage induit une température plus élevée, un écoulement plus facile et améliore la soudabilité. Cette observation est cohérente avec l'ensemble des études réalisées précédemment.

Des études ont rapporté que, pour une vitesse de soudage constante, un faible taux de rotation de l'outil conduit à la formation de cavités car la chaleur de friction n'est pas suffisante pour favoriser l'écoulement du matériau.

Ces défauts disparaissent avec l'augmentation du taux de rotation de l'outil W ; mais à des taux de rotation de l'outil très élevés, des cavités, un manque de liaison et des fissures de surface se sont formées en raison de l'expulsion excessive du matériau créé.

Le rapport W/V utilisant comme paramètre de traitement par Gharacheh et al. Ils ont observé que l'augmentation du rapport entraînait une augmentation de l'apport de chaleur, un flux de matière amélioré et un noyau de soudure plus large et plus profond. La dureté augmente avec la vitesse de soudage. On a observé que l'augmentation de la vitesse de soudage au-delà d'une valeur critique diminuait la résistance maximale de traction, tandis que la limite d'élasticité restait constante.

Dans le cas du FSW des alliages de magnésium, des études récentes ont rapporté que la qualité de la soudure est très sensible à la vitesse de rotation de l'outil et à la vitesse de déplacement. Nakata et al. [52] ont rapporté que la soudure bout à bout carrée a été réalisée avec succès en utilisant une gamme étroite de paramètres de soudure bout à bout, c'est-à-dire des taux de rotation d'outil élevés et des vitesses de déplacement faibles. Des vitesses de

déplacement de l'outil plus élevées et des taux de rotation plus faibles que les paramètres optimaux ont entraîné la formation de cavités en raison du manque de liaison. La littérature fait état de FSW réussis pour les alliages de magnésium avec des taux de rotation d'outil de 800-1600 tr/min et 50-500 mm/min [53].

6. Le procédé de soudage TIG doubles électrodes

Le procédé de soudage TIG est un procédé d'arc stable avec des cordons de soudure de haute qualité, mais son inconvénient est la basse efficacité [54] où le taux de dépôt réalisé est bas par rapport aux autres procédés de soudage ; pour cela, ces dernières années, une soudure de TIG à double électrodes est développée pour améliorer l'efficacité de soudure sans perte des avantages du procédé TIG original [55].

Peu de recherche a été fait au sujet d'assemblage par cette technique «TIG à double électrodes», elle a été lancée initialement par la YAMADA et al. en 1998 [56, 57]. Puis, elle est développée par Kobayashi et al [58] où ils ont utilisé deux électrodes de tungstène dans une seule torche, pour améliorer l'efficacité de soudage des tôles épaisses des bacs de stockage PCLNG (acier à base de nickel à 9 % Ni) et obtenir un dépôt plus élevé sans sacrifier les avantages du procédé TIG classique. Ensuite, des études comparatives faites par WANG Bao [59] sur des tôles d'acier à faible teneur en carbone avec une épaisseur de 3 et 4 mm, Ils ont constaté que le soudage par ce procédé est nettement meilleur que le soudage par le procédé classique puisque, il réduit les défauts de soudage tels que l'effondrement de métal, piqure...etc. Les recherches sont continues, mais en théorie, en présentant des simulations des phénomènes thermiques du plasma de l'arc de soudage.

En 2012 Guangjun Zhang et al [60] ont déterminé la dépendance de la distribution de température de l'arc de couplage sur le courant d'arc, la longueur de l'arc et la distance entre les deux électrodes, Il constate que la température maximale dans la région haute température est située au milieu des deux électrodes, alors que la température maximale d'un arc simple est située sous l'électrode. En 2014 Xinxin Wang et al [61] crée un modèle numérique qui lie l'effet de l'arc plasma sur le bain de fusion en présence de l'oxygène dans un but d'étudier le comportement de couplage d'arc qui inclut les distributions de la température, la vitesse, la pression et de la densité de courant ; ainsi que la configuration de transfert de chaleur et d'écoulement liquide dans le bain de fusion exercé par l'arc couplage. Il constate que les distributions de la pression d'arc, de la densité de courant et du flux thermique à l'anode ne sont pas de rotations symétriques, et ne peuvent pas être décrites par des approximations gaussiennes. Un notre modèle est développé par Xueping Ding et al [62] pour décrire les

caractéristiques d'arc de soudage généré par le procédé tungstène inerte gaz avec double électrodes. Il constate que les résultats simulés indiquent que les valeurs plus élevées de la température de l'arc obtenue par le gaz d'hélium que de gaz d'argon.

Ensuite, en 2016, Schwedersky [63] présente des mesures bidimensionnelles de pression engendrée par le procédé tungstène inerte gaz avec double électrodes (T-TIG), il constate que les valeurs de pression d'arc sont beaucoup plus petites pour le TIG à double électrodes par rapport à la pression d'arc du TIG avec une seule électrode dans le même courant total, ainsi qu'il remarque une interaction électromagnétique entre les arcs, qui varient en fonction de la distance entre les électrodes.

D'après cette recherche bibliographique les études de cette technique sont utilisées pour le soudage des aciers fortement alliés à base de nickel (9 Ni) et les aciers à faible teneur en carbone, les recherches ne prennent pas en considération les études métallurgiques et mécaniques. Pour ce là, nous utilisons cette technique (procédé de soudage TIG à doubles électrodes de tungstène) pour une étude métallurgique et mécanique d'une soudure hétérogène de deux alliages aluminium à durcissement structural 2024-7075.

6.1. Principe procédé TIG double électrodes

Le principe de ce procédé consiste à établir un arc entre les deux électrodes de tungstène et la pièce à souder. Les paramètres de ce procédé sont définis dans la formule de l'énergie de soudage comme suit :

$$E = \eta \frac{I \cdot U}{v} = E_1 + E_2$$

$$E_1 = \eta \frac{I_1 \cdot U_1}{v} = E_2 = \eta \frac{I_2 \cdot U_2}{v}$$

Où :

- E_1 et E_2 énergies de soudage dissipé de chaque électrode.
- I intensités des pics de soudage (A).
- I_1 intensités des pics de soudage de premier générateur (A).
- I_2 intensités des pics de soudage de deuxième générateur (A)
- U tension de soudage (Volt).
- U_1 tension de soudage de premier générateur (Volt).
- U_2 tension de soudage de deuxième générateur (Volt)
- v vitesse de soudage (mm/s)
- η rendement de l'arc.

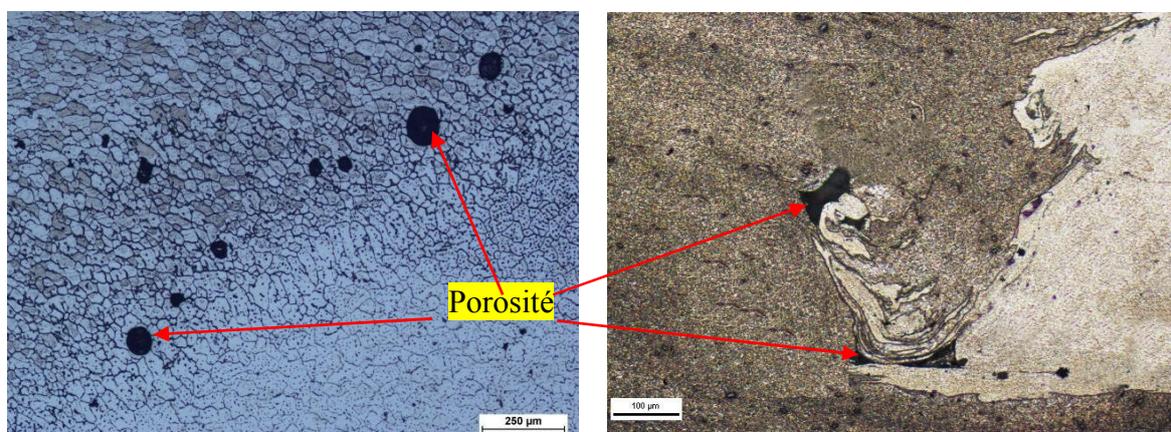
7. Les défauts de soudage

Les défauts des joints soudés sont l'un des problèmes les plus importants qui réduisent les propriétés mécaniques du joint. Les défauts de soudure sont utilisés pour décrire les interruptions, les écarts ou toute autre erreur qui se produisent dans la construction du cordon de soudure et entraînent l'incompatibilité du joint de soudage, conformément aux normes et spécifications approuvées. Lorsque des défauts de soudage sont détectés, une évaluation doit être effectuée pour déterminer leur gravité et des mesures appropriées doivent être prises pour les réparer.

Les défauts peuvent être divisés en deux catégories : les défauts de surface qui sont visibles à l'œil nu (sillons et bavures excessifs) et les défauts à l'intérieur du joint dont la détection nécessite des efforts supplémentaires (cavités, couche d'oxyde résiduelle et manque de pénétration).

7.1. Les porosités

Les porosités sont des défauts très courants dans les cordons de soudure pour les alliages légers tels que les alliages de magnésium et d'aluminium. Dans le cas du soudage FSW (figure II-12 b), les porosités sont causées par l'augmentation de la vitesse de soudage. et dans le cas du soudage TIG, elles sont formées par le piégeage de l'hydrogène pendant la solidification (figure II-12 a) ; dont la solubilité diminue considérablement lorsque le bain fondu passe de l'état liquide à l'état solide. Les principales sources d'hydrogène sont la contamination de la surface des métaux de base et des minéraux d'alimentation, l'humidité absorbée par la couche d'alumine, une mauvaise protection du bain de fusion, la détérioration du circuit de gaz.



(a) cas de soudage TIG

(b) cas de soudage FSW

Figure II-12. Porosités.

7.2. Le manque d'épaisseur. C'est une insuffisance de métal en surface due principalement à un jeu trop important entre les parties à assembler.

7.3. Le manque de pénétration. Il est caractérisé par une absence de fusion en racine. Il trouve son origine dans une énergie de soudage trop faible (figure II-13).

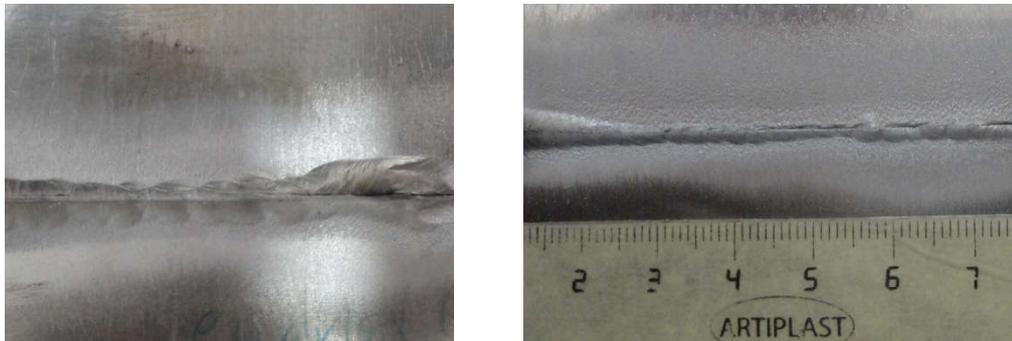


Figure II-13 défaut du manque de pénétration.

7.4. Les fissures :

Les fissures se produisent généralement parce que la soudure est exposée à des différences de températures rapides, telles que : refroidissement rapide du joint de soudure, manque de préchauffage de la zone de soudure. Ne pas souder le joint et laisser le joint refroidir avant de terminer le soudage. En plus d'autres raisons comme la présence de tensions internes trop importantes à l'intérieur du métal soudé. Par conséquent, les fissures sont l'un des défauts les plus graves des joints de soudure.

Dans le cas des alliages d'aluminium (figure II-14) , la fissuration à chaud concerne principalement les alliages pour traitement thermique. On distingue la fissuration à chaud, en cours de solidification, qui affecte uniquement le métal fondu et la fissuration à froid se produisant dans le métal de base en fin de solidification [63].

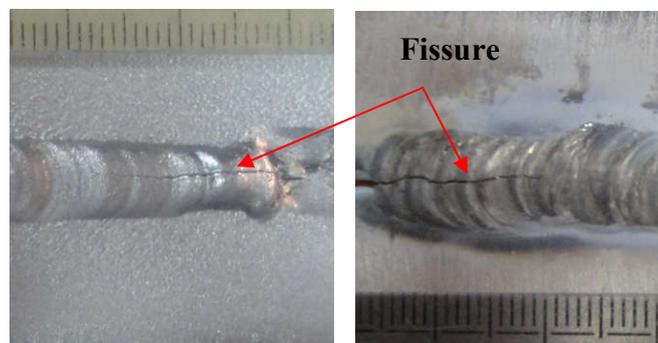


Figure II-14. Fissurations.

8. Soudabilité des alliages d'aluminium et de magnésium

Afin d'obtenir des joints soudés en aluminium et magnésium de bonne qualité, on doit entrevoir leurs propriétés physiques et chimiques. Parmi ces propriétés :

- La conductibilité thermique élevée.
- le coefficient de dilatation thermique élevé.
- La présence de la couche d'alumine (Al_2O_3) et de magnésie (MgO) en surface.
- Une très faible solubilité de l'hydrogène à l'état solide, par contre sa solubilité est très élevée à l'état liquide.

Les valeurs de la conductibilité thermique et du coefficient de dilatation thermique étant ce qu'elles sont, on peut toutefois essayer de s'affranchir de la présence de la couche d'alumine ou magnésie et de la solubilité de l'hydrogène en maîtrisant les conditions opératoires.

Selon R. Develay [64], la réussite du soudage de l'aluminium dépend de deux conditions : la première est une bonne préparation du métal à souder et du métal d'apport et l'élimination des éléments chimiques pouvant perturber le bain de fusion (couche d'alumine, corps gras, etc.). La deuxième, effectuer le soudage dans une atmosphère exempte d'humidité.

De plus, certains phénomènes conditionnent la soudabilité des alliages d'aluminium : la sensibilité à la fissuration et les modifications structurales apportées par le cycle thermique du soudage. Le cycle thermique introduit par certains procédés de soudage a des conséquences sur la microstructure et l'état métallurgique de la zone affectée thermiquement.

Bien que tous les alliages d'aluminium soient généralement soudables, tous ne se comportent pas de la même manière. Ainsi, si on prend par exemple les alliages à durcissement structural sans cuivre (série 6xxx), ils ont un cycle de soudage thermique qui affecte les propriétés mécaniques du métal de base, généralement dans le cas de la trempe et revenu; où c'est une perte pour ce type d'alliage sauf s'il y a un nouveau traitement sur la structure soudée.

Le soudage des alliages de magnésium dépend également de ses propriétés physiques et chimiques. L'utilisation de sources de chaleur à haute densité d'énergie est nécessaire pour réduire la durée des cycles thermiques de soudage en raison de la conductivité thermique élevée de ces alliages. Actuellement, les procédés à l'arc TIG à courant alternatif et MIG

(Metal Inert Gas) sont les procédés les plus utilisés pour l'assemblage et la réparation des pièces en alliages de magnésium de fonderie.

Un certain nombre de travaux ont été publiés sur le soudage TIG de tôles en alliages de magnésium. Ces tôles sont la plupart du temps issus directement de la fonderie et non d'une opération de corroyage. Ces études ont permis de déterminer les paramètres de soudage ainsi que les caractéristiques métallurgiques et mécaniques des cordons de soudure obtenus. Mais les limites de ces procédés à l'arc, comme la faible vitesse de soudage, la large zone affectée thermiquement obtenue et les importantes contraintes résiduelles et déformations induites dans les pièces soudées, ont poussé les chercheurs à développer de nouveaux procédés pour l'assemblage des alliages de magnésium.

Actuellement, deux procédés sont en cours de développement et ne cessent de prendre de l'ampleur dans l'étude de l'assemblage des alliages légers, notamment à base de magnésium : le soudage par friction (FSW ; friction stir welding) et le soudage par faisceau laser [64].

9. Les avantages et inconvénients des deux procédés TIG et FSW :

Le tableau II-1 liste les différents avantages et inconvénients des deux procédés TIG et FSW.

Tableau II-1. Avantages et inconvénients des deux procédés TIG et FSW

	Avantages	Inconvénients
Procédé de soudage TIG	<ul style="list-style-type: none"> - Soudage utile pour tous les métaux. - Manipulation facile et bonne maîtrise - Cordons précis, avec une grande qualité et sans projections - Soudage possible en toutes positions. - Bonnes possibilités de mécanisation pendant le soudage orbital - Excellentes caractéristiques sur tôles fines. 	<ul style="list-style-type: none"> - Faibles vitesses de soudage - L'exécution nécessite de grandes compétences et une longue expérience - Nécessité de préparation de la pièce à souder - Ne convient pas aux pièces à souder avec épaisseur supérieure

Procédé de soudage FSW	<ul style="list-style-type: none"> - Faible distorsion, même dans les longs joints. - Absence d’arc, de fumée, de porosité et d’éclaboussures. - Faible retrait au refroidissement. - Haut rendement en énergie. - Outil non-consommable - Absence de métal d’apport et de protection; 	<ul style="list-style-type: none"> - Les pièces à souder doivent être fixées de manière rigide ; - Trou dû au pion restant en fin de cordon, - Difficultés de soudage en toutes positions. - Impossibilité de réaliser des joints nécessitant un métal d’apport
-------------------------------	--	---

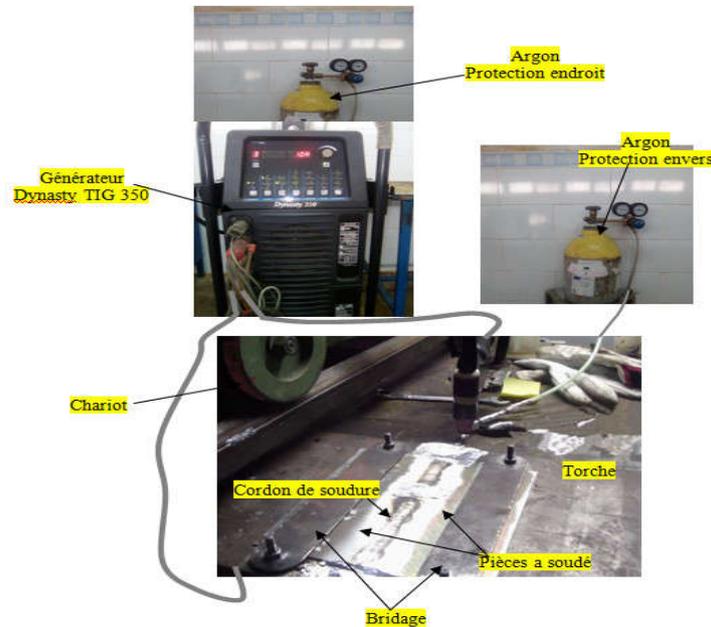
Chapitre III

Techniques expérimentales

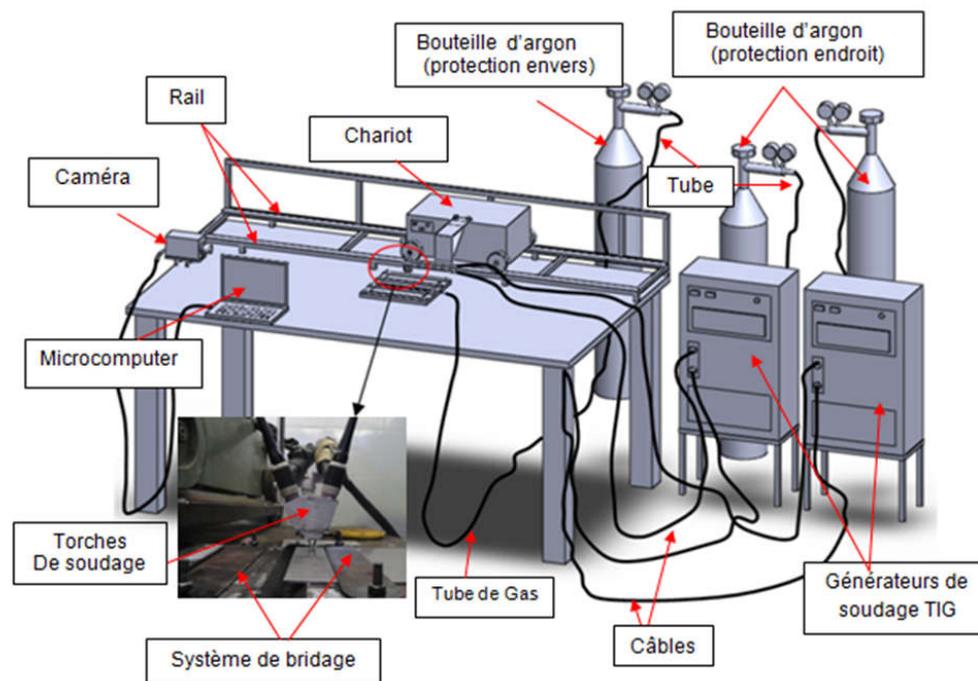
1. Dispositif expérimental TIG :

1.1. Equipement expérimental de soudage par le procédé TIG double électrodes

Les procédures expérimentales sont entièrement conçues, mises au point et réalisées à l'atelier de soudage du CRTI Chéraga. Plusieurs dispositifs sont utilisés avec différents postes à souder comme montré sur la figure III-1.



(a) TIG conventionnel



(b) procédé TIG double électrodes

Figure III-1. Dispositifs expérimentaux.

La figure III-1 montre le dispositif expérimental de procédé TIG conventionnel (figure III-1.a) et le procédé TIG double électrodes (figure III-1.b).

Le procédé TIG double électrodes inclut deux générateurs de courants du type Miller Dynasty 350 TIG (AC/DC), trois bouteilles de gaz d'argon extra-pur (99.9999) pour assurer la protection de bain de fusion en droit et envers, un chariot pour assurer la vitesse de déplacement de soudage et une caméra pour capter l'arc au moment du soudage.

Pour que notre système soit un procédé TIG à doubles électrodes ; les torches des deux générateurs sont fixés dans un gabarit sur le chariot de telle sorte que les électrodes sont séparées les uns aux autres.

2. la thermographie

La thermographie infrarouge (IRT) est une méthodologie qui permet de représenter la carte de température de surface de l'objet grâce à la détection de l'énergie thermique rayonnée par un tel objet dans la bande infrarouge. Ceci représente une grande potentialité à exploiter dans tous les phénomènes dépendant de la température [65].

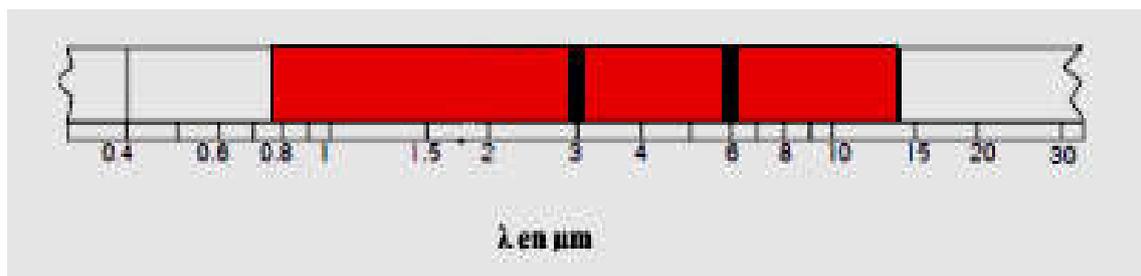


Figure III-2 Domaine infrarouge du Spectre de rayonnement électromagnétique.

Le système de mesure est constitué d'une caméra dont l'optique focalise les radiations de l'objet à mesurer vers le détecteur. Ce dernier transforme Tout corps ayant une température (T) émet, selon sa température, une énergie infrarouge spécifique. Cette énergie est provoquée par le mouvement mécanique au sein des molécules. L'intensité de ce mouvement dépend de la température du corps. Les mouvements des molécules étant synonymes de mouvement de charge, ils génèrent des radiations électromagnétiques de type infrarouge.

La bande spectrale de l'infrarouge est elle aussi divisée en plusieurs parties. Ces sections de la bande infrarouge sont définies sur la figure III-2 ci-dessous.

En thermographie infrarouge, on travaille généralement dans une bande spectrale qui s'étend de 2 à 15 μm , et plus particulièrement dans les fenêtres 2-5 μm et 7-15 μm [64].

Les facteurs influents les mesures thermographiques sont principalement:

- Facteur de réflexion ρ
- Facteur d'absorption α
- Facteur de transmission

3. Dispositif frictions malaxage (FSW)

La figure III-5 montre LE dispositif expérimental de soudage FSW. Le dispositif inclut une machine de friction avec une unité de commandement, un bon système de bridage, et un outil de soudage comme présenté sur la figure III-3.

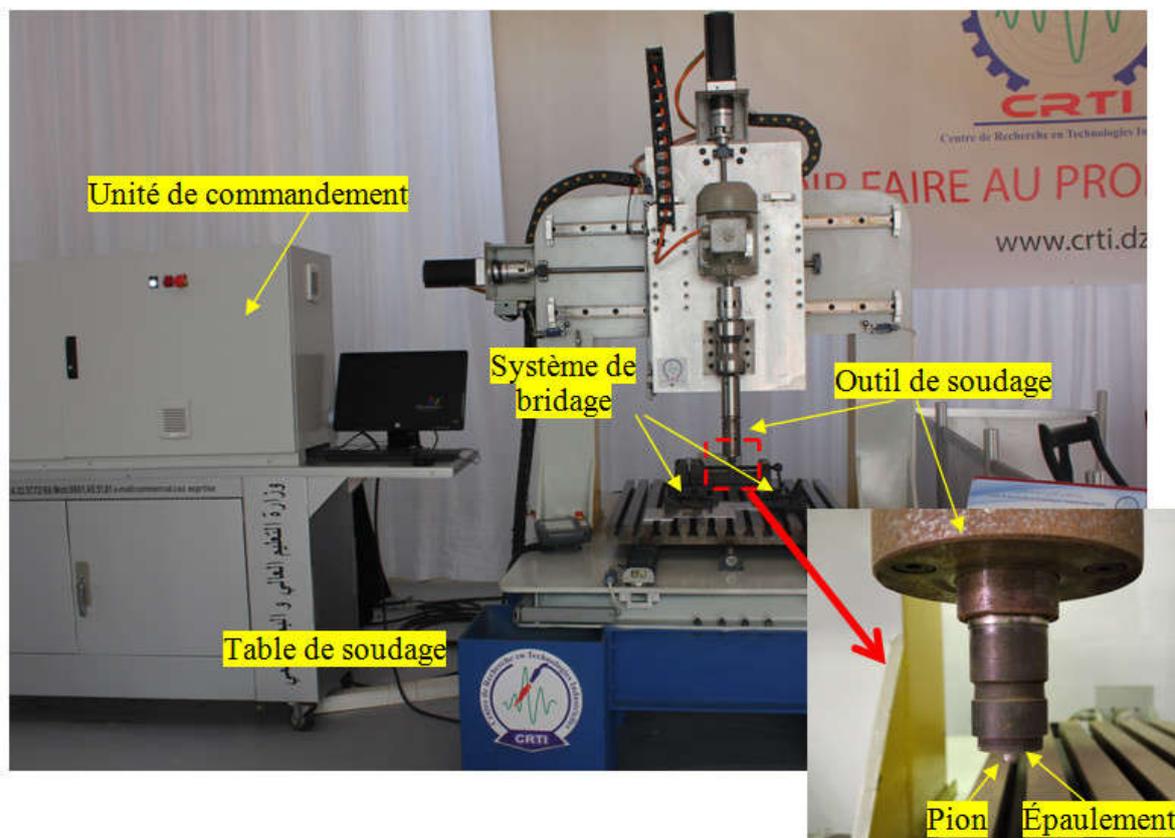


Figure III-3. dispositif expérimentale de soudage FSW.

La machine à été fabriquée au niveau du centre de Recherche en technologies Industrielles (CRTI) dans le cadre des projets innovants, elle est caractérisée par une puissance totale de 12 à 15 KW; une vitesse de rotation de l'outil varie de 1 à 3000 Tr /min, une vitesse d'avance de l'outil de 1 à 1000 mm /min; et avec une force de forgeage maximal de 900 kgf. La machine peut souder des plaques de 2 x 1.6 (m)avec une épaisseur max de 25 (mm).

4. Préparation des échantillons

Pour avoir les informations microstructurales (les phases, taille de grain, structures...) par le microscope optique et le MEB, il faut généralement une bonne préparation ; elle comporte plusieurs étapes telles que :

- **Découpage** : L'échantillon est coupé à l'aide d'une meule doté d'un lubrifiant de telle sorte que l'échantillon ne présente pas d'échauffement ou de déformation qui peut modifier la microstructure.
- **Enrobage** : Les échantillons découpés sont enrobés par une résine pour obtenir une bonne préparation et faciliter leurs manipulations.
- **Polissage** : Les échantillons enrobés sont polis (figure III-4) à l'aide des papiers abrasifs Sic de granulométries 240, 400, 600, 800, 1000, et 1200. Les échantillons sont noyés à l'eau entre chaque papier, et à l'éthanol puis séchés. Ensuite ; un polissage de finition est effectué sur papier feutre, en utilisant des solutions diamantées avec des grains de 3 μ m puis de 1 μ m. et enfin les échantillons sont rincés à l'éthanol et séchés.



Figure III-4 Polisseuse de Marque: PRESI MECATECH 264.

Les préparations sont réalisées au niveau de l'atelier de préparation du centre de recherche en technologies industrielles ;

- **Mise en évidence de la microstructure** Après l'étape de finition polissage, les échantillons sont attaqués par des solutions chimiques pour révéler les microstructures des différentes zones constituant le joint de soudure.

Dans le cas des alliages d'aluminium 2024-T3 et 7075 T6 nous avons utilisé la solution d'attaque réactif de KELLER de composition de 1 ml HF (48%), 1,5 ml HCl, 2,5 ml HNO₃ et 100 ml d'eau ; Avec une durée de quarantaine de secondes d'attaque.

Pour les alliages de magnésium, nous avons utilisé l'attaque par la solution d'acétique glycol avec la composition de 19 ml d'eau, 60 ml d'éthylène glycol, 20 ml d'acide acétique et 1 ml HNO₃. Pour révéler la microstructure et mettre en évidence les joints de grains. Avant observation au MO ou MEB les échantillons sont nettoyés dans un bain à ultrasons puis un rinçage à l'éthanol.

5. La microscopie optique

Le microscope optique est un instrument d'optique de base dans les analyses métallurgiques. Il est muni d'un objectif et d'un oculaire qui permet de grossir l'image d'un objet de petites dimensions afin qu'il soit observable par l'œil humain.

Dans notre cas, il permet de mesurer et d'évaluer les différentes zones (ZF, ZL, ZAT, MB) des transformations microstructurales, et ainsi d'étudier les différents défauts existants.

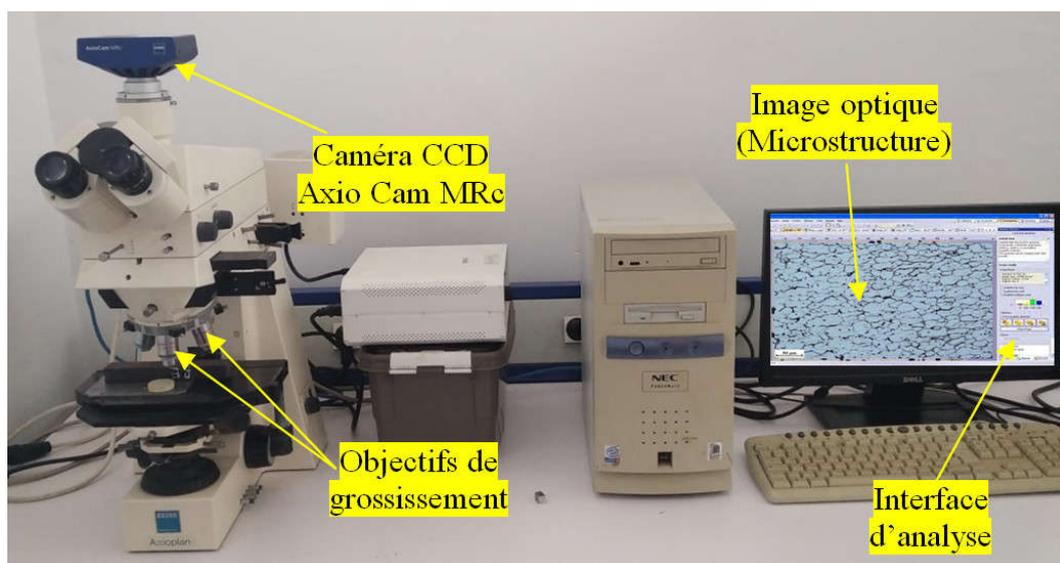


Figure III-5 Microscope optique ZEISS.

Les observations microscopiques sont réalisées sur un microscope ZEISS (figure III-5) doté d'une caméra CCD AxioCam MRc et des objectifs de grossissement variables allant jusqu'à 1500 X, et avec une interface d'analyse et de mesure.

6. Microscopie électronique à balayage (MEB)

La microscopie électronique à balayage (MEB) est une technique utilisée avec le principe des interactions électrons-matière. En microscopie optique classique, la lumière visible réagit avec l'échantillon et les photons réfléchis sont analysés par des détecteurs ou par l'œil humain. En microscopie électronique, le faisceau lumineux est remplacé par un faisceau d'électrons primaires qui frappe la surface de l'échantillon et les photons réémis sont remplacés par tout un spectre de particules ou rayonnements : électrons secondaires, électrons rétrodiffusés, électrons Auger ou rayons X. Ces différentes particules ou rayonnements apportent différents types d'informations sur la matière dont est constitué l'échantillon.

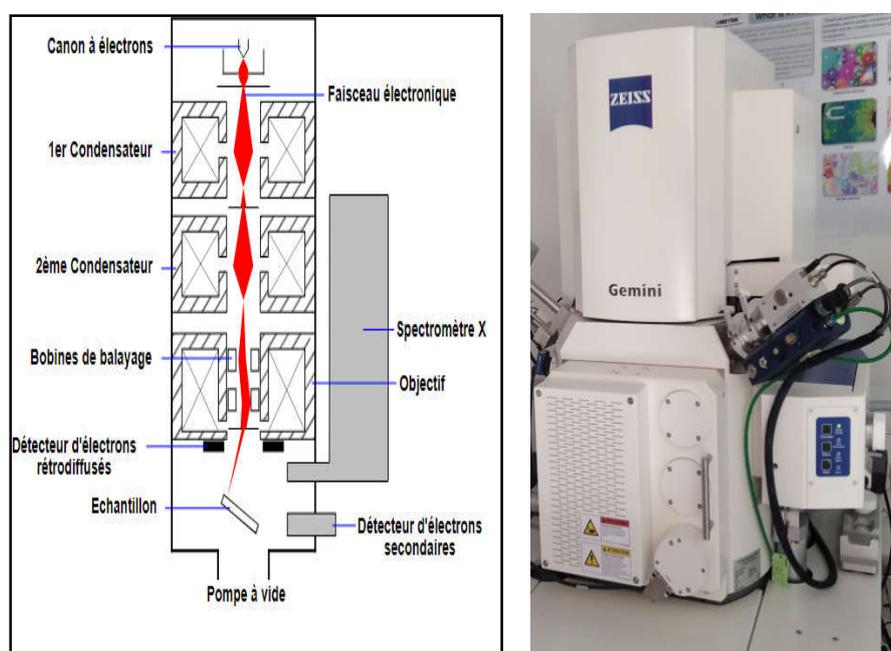


Figure III-6 Représentations schématic de MEB.

Un microscope électronique à balayage est essentiellement composé d'un canon à électrons et d'une colonne électronique, dont la fonction est de produire une sonde électronique fine sur l'échantillon, d'une platine porte-objet permettant de déplacer l'échantillon dans les trois directions et de détecteurs permettant de capter et d'analyser les rayonnements émis par l'échantillon. En outre l'appareil doit nécessairement être équipé d'un système de pompes à vide comme présenté sur la figure III-6.

Dans notre étude nous utilisons un microscope électronique à balayage de type ZEISS Model : GEMINI SEM 300 équipé d'une sonde EDS Oxford (figure III-7). Cette technique a été principalement consacrée pour les observations microstructurales, les observations des faciès et les analyses chimique des phases existantes.

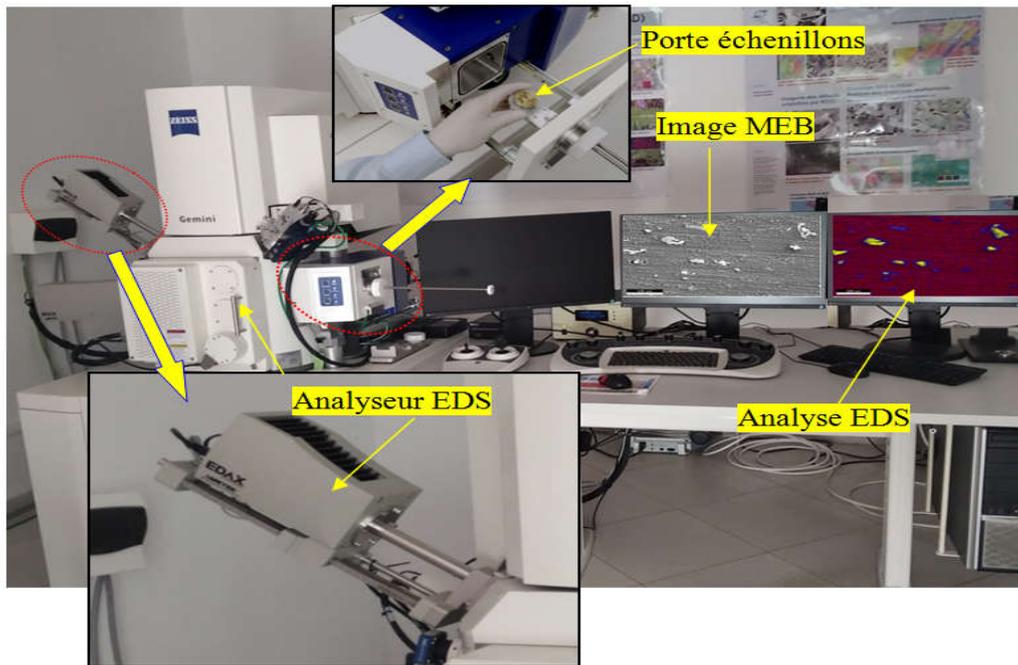


Figure III-7 Microscope électronique à balayage de type ZEISS Model : GEMINI SEM 300 doté d'une sonde EDS Oxford.

Diffraction des rayons X (DRX)

La diffractométrie X est une méthode d'analyse physico-chimique. Elle ne fonctionne que sur la matière cristallisée, Ce phénomène a été découvert par LE Prix Nobel en 1914 Max Von Laue et longuement étudié par sir William Henry Bragg et son fils sir William Lawrence Bragg 'qui ont eu le Prix Nobel en 1915.

Les directions dans lesquelles les interférences sont constructives, appelées « pics de diffraction », peuvent être déterminées très simplement par la formule suivante, dite loi de Bragg :

$$2d \sin(\theta) = n \lambda$$

Avec

- d = distance inter réticulaire, c'est-à-dire distance entre deux plans cristallographiques ;
- θ = demi-angle de déviation (moitié de l'angle entre le faisceau incident et la direction du détecteur) ;
- n = ordre de réflexion (nombre entier) ;
- λ = longueur d'onde des rayons X.



Figure III-8 Diffractomètre des rayons X (DRX) D8.

Le diffractomètre à rayons X Bruker D8 Discovery figure III-8 est parfaitement adapté à l'identification rapide des phases, à l'analyse des contraintes et à la détermination de la texture. Il a également des capacités de cartographie d'une résolution latérale d'environ 0,1 mm et peut être configuré pour la diffusion des rayons X aux petits angles. De plus, la source et le détecteur sont montés dans une géométrie θ - θ permettant une mesure facile des poudres.

Les zones analysées sont présentées dans la Figure III-9.

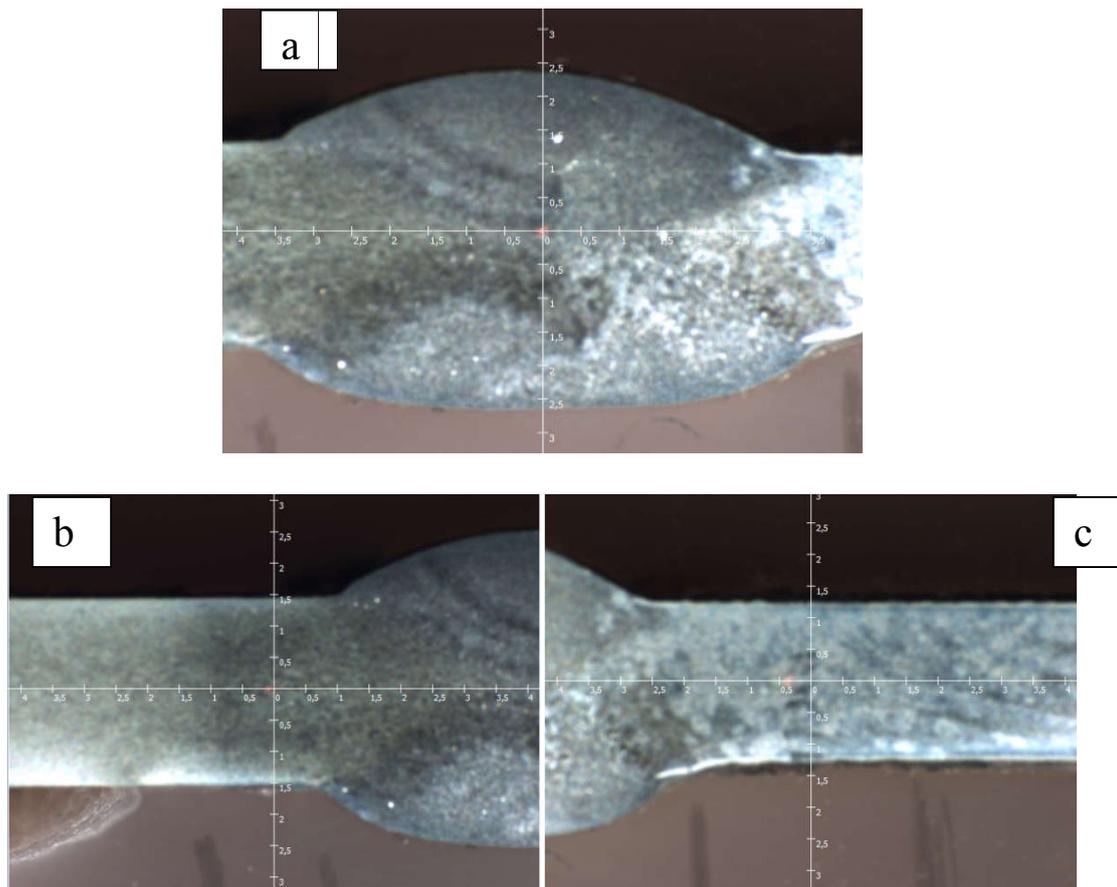


Figure III-9 Point d'analyse DRX des zones: (a) ZF (b) ZAT 2024, (c) ZAT 7075,

7. Essai de traction

L'essai de traction est fréquemment utilisé pour déterminer les comportements mécaniques fondamentaux des matériaux. Tels que :le module de Young, la limite d'élasticité, la charge maximale à la rupture.

Les essais ont été effectués au centre de recherche en technologies industrielles à l'aide d'une machine de marque MTS, Model Criterion 45, guidée par un logiciel MTS d'une capacité de 100 kN comme présenté sur la figure III-11.



Figure III-10 Eprouvtes de traction

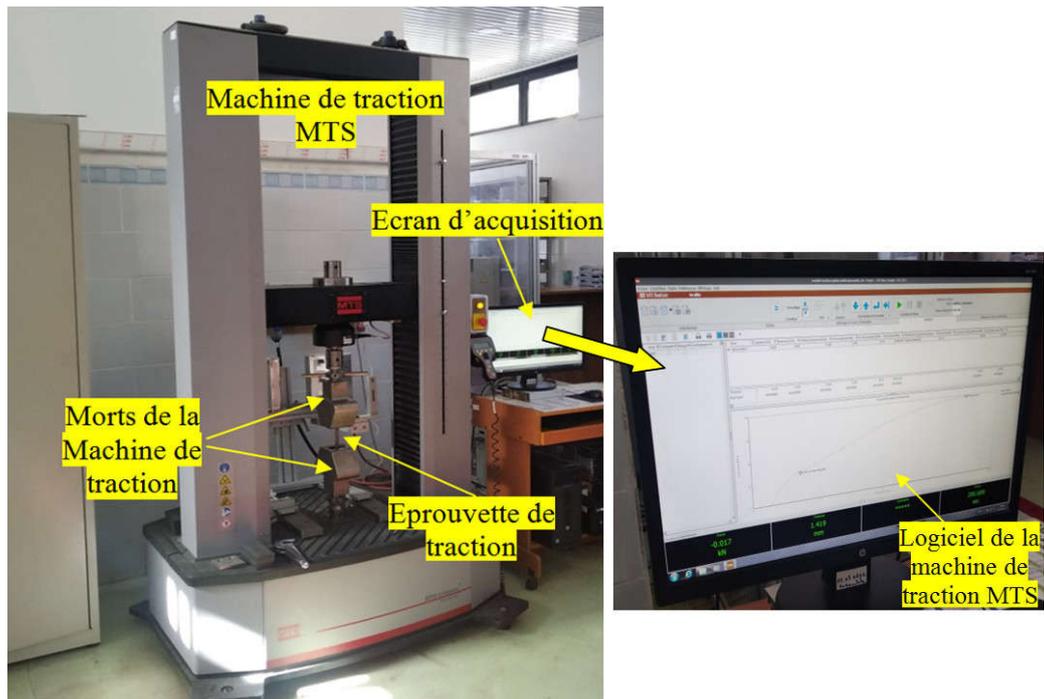


Figure III-11 Machine de traction MTS , Model Criterion 45, 100KN.

Les force de traction ont été exercées sur des éprouvettes de dimensions standardisées (figure III-10), jusqu'à sa rupture, en suivant un processus de mise en charge à une vitesse de déformation constante $v= 0.005$ mm/min.

8. La Microdureté Vickers

La microdureté est l'une des propriétés mécaniques qui caractérisent les matériaux. Elle exprime la résistance d'un matériau soumis à une déformation plastique localisée.

Le principe de cette technique est de mesurer les diagonales des empreintes laissées par un indenteur (figure III-12) en forme de pyramide normalisée de base carrée. La mesure de la moyenne des diagonales, à l'aide de la formule suivante :

$$HV = 1.8544 \cdot 10^3 \cdot \frac{F}{d^2}$$

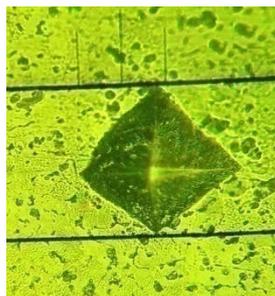


Figure III-12 Empreintes de micro dureté Vickers

La préparation des échantillons est la même que pour la microscopie optique, sans attaquer chimiquement, nous utilisons une machine de Marque : BRUKER Model : G4 ICARUS CS HF (figure III-13), avec une application d'une charge de 500 gf pendant 15 secondes sur l'indenteur.



Figure III-13 Microduromètre BRUKER Model : G4 ICARUS CS HF.

Chapitre IV

Etude expérimentale : Résultats et interprétations

1. Introduction

Dans cette partie de nos travaux, nous avons étudié deux types d'alliages d'aluminium, et deux autres types d'alliages de magnésium ainsi que l'étude de leurs soudures hétérogènes. Nous avons choisi les alliages 2024 T3, 7075 T6 pour les alliages d'aluminium et, les alliages AM 60 B et AZ 31 ainsi que AZ61 pour les alliages de magnésium comme métaux de bases et l'alliage 5356 et AZ 92 comme des métaux d'apport respectivement.

2. Les alliages d'aluminium

2.1. L'Alliage 2024 T3

C'est un alliage de corroyage du type Al-Cu-Mg, traité thermiquement à l'état T3 qui rassemble une mise en solution à 550°C environ, puis une trempe à l'eau, suivies d'un écrouissage par laminage et enfin vieillissement à la température ambiante (vieillissement naturel). Les analyses chimiques par le spectromètre à étincelles sont données sur le tableau IV -1.

Tableau IV -1. Composition chimique de l'alliage 2024 T3.

Eléments	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr
Masse %	93.5	0.087	0.20	> 4	0.55	1.36	0.1	0.011	0.007

2.2. L'Alliage 7075 T6

C'est un alliage de corroyage du type Al-Zn-Mg-Cu, traité thermiquement à l'état T6 qui rassemble une mise en solution à 550°C environ, puis trempe à l'eau, ensuite écroui par laminage suivi d'un revenu à 300 °C (vieillissement artificiel).

Les analyses chimiques par le spectromètre à étincelles de l'alliage 7075 T6 et le métal d'apport utilisé sont données sur les tableaux IV -2.et IV -3, respectivement.

Tableau IV -2..Composition chimique de l'alliage 7075 T6.

Eléments	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr
Masse %	87.85	0.54	0.30	1.74	0.25	3.08	5.33	0.26	0.2

Tableau IV -3. Composition chimique du métal d'apport ER 5356

Eléments	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr
Masse %	93.7	0,25	0,40	0,10	0.12	5.2	0,10	0,11	0,11

3. Les alliages de magnésium

Les alliages de magnésium sont choisis selon la disponibilité. Les alliages de magnésium AZ31 et AZ61 ont une bonne capacité de laminage. Nous utilisons des plaques d'épaisseur de 2 mm laminées à chaud en plusieurs passes, puis ajustées et recuites à 300°C et 250°C respectivement. Les tableaux IV -4, IV-5 et VI-6 présentent la composition chimique par spectromètre à étincelles des alliages de base AZ31 et AZ61, ainsi que du métal d'apport utilisé ZA 92 A.

Tableau IV -4. Composition chimique de l'alliage AZ31.

Elément	Mg	Al	Zn	Mn	Si	Cu	Ni	Fe	Ca
Masse %	95.8	3.46	0.43	0.17	0.022	0.012	0.005	0.045	<0.0001

Tableau IV -5. Composition chimique de l'alliage AZ61.

Elément	Mg	Al	Zn	Mn	Si	Cu	Ni	Fe	Ca
Masse %	93.2	5.95	0.43	0.32	0.006	<0.002	0.002	0.002	<0.0001

Tableau IV-6: La composition chimique de l'alliage AM60 B

Elément	Mg	Al	Mn	Si	Cu	Ni	Fe	Ca
Masse %	Balance	6.54	0.39	0.1	0.01	0.002	0.005	<0.0001

Tableau IV -7. Composition chimique du métal d'apport ZA 92 A.

Elément	Mg	Al	Zn	Si	Mn	Cu	Ni
Masse %	Balance	8.95	1.9	< 0.30	0.15	< 0.25	<0.010

4. Cycle de soudage TIG

Le cycle de soudage TIG comporte en 5 étapes principales comme montré sur la figure IV -1.ci-dessous.

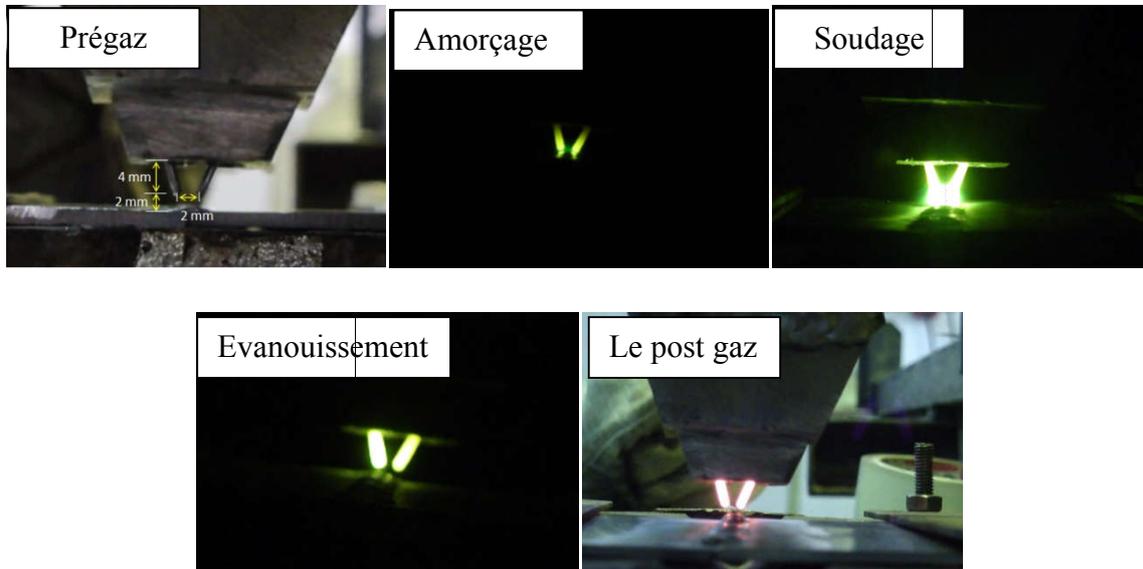


Figure IV -1. Cycle de soudage TIG double électrodes.

Pour assurer le bon choix des paramètres de soudage, et pour obtenir une bonne stabilité de l'arc, plusieurs études ont été menées sur l'intensité du courant, la tension, la vitesse de soudage et le débit de gaz de protection.

Pour cela ; le tableau IV -8, et La figure IV -2. présentent les résultats des tests sur la variation des vitesses de soudage sur l'aspect de soudage avec une intensité $I_0 = 60$ (A) , tension $U_0 = 10$ (volt) , un débit $Q = 10$ (l/min) avec un métal d'apport de type ER 5356 avec 2 (mm) un diamètre .

Tableau IV -8. Paramètres de soudage TIG double électrodes.

	Test 1	Test 2	Test 3	Test 4	Test 5	Test 6
Vitesse (mm/s)	7,25	5,2	4.10	3,00	2.10	1,25
Energie de soudage (joule/mm ²)	115,86	161,54	204,88	280	400	672

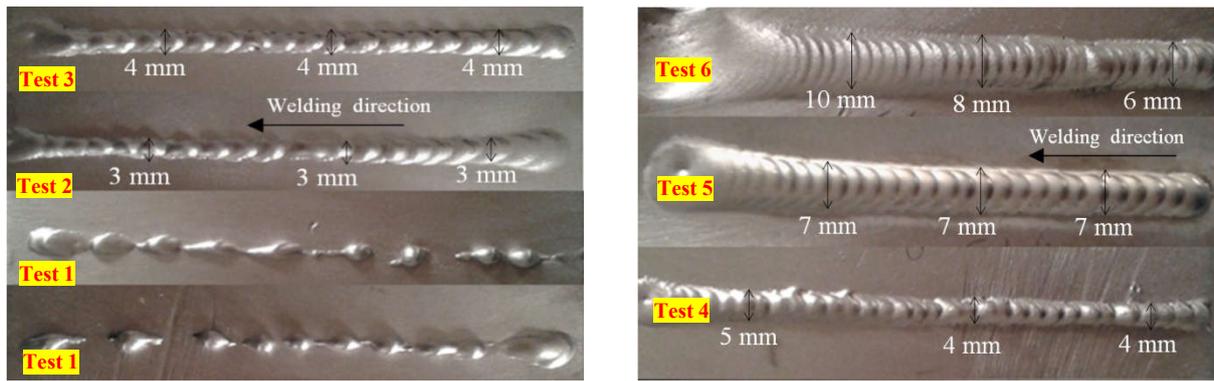


Figure IV -2.Variation de l'aspect du cordon de soudage en fonction de la vitesse de soudage.

D'après la figure IV -2, On constate que les vitesses des tests 4 et 5 ont les meilleurs aspects de cordon avec une bonne superposition des stries et une bonne pénétration.

5. Soudage des alliages d'aluminium par TIG double électrodes.

5.1. Paramètres de soudage

Les différents paramètres de soudage du procédé de soudage TIG avec double électrodes des alliages d'aluminium 2024, 7075 et des soudures hétérogènes 2024-7075 sont présentés aux tableaux IV -9, IV -10, et IV -11.

Tableau IV -9. Paramètres de soudage TIG homogène 2024-2024

I (A)	U (volt)	v (mm/s)	q (litre/min)	L (mm)	E _d (Joule/mm)
60-60	9.5-9.5	2,125	15	65	375,53

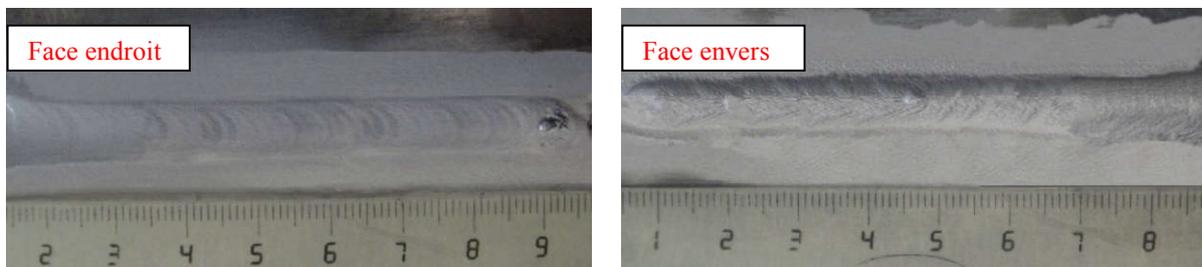


Figure IV-3.Aspect du cordon de soudage TIG alternatif de l'alliage d'aluminium 2024 T3.

Tableau IV-10. Paramètres de soudage TIG homogène 7075-7075

I (A)	U (volt)	v (mm/s)	q (litre/min)	L (mm)	E _d (joule/mm)
60-60	9.5-9.5	2,125	15	112	375,53

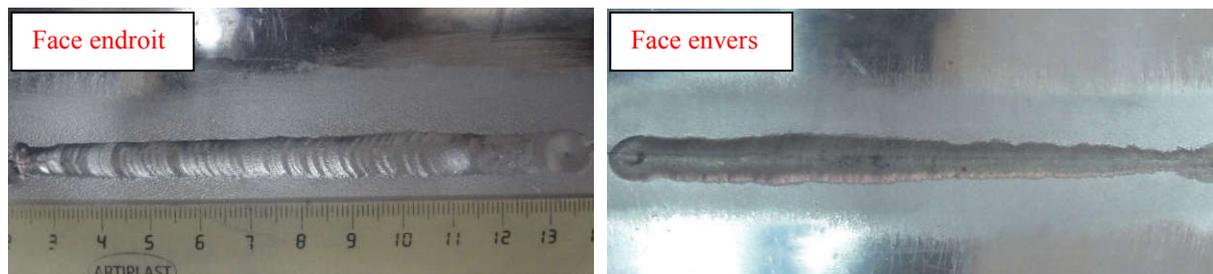


Figure IV-4. Aspect du cordon de soudage TIG alternatif de l'alliage d'aluminium 7075 T6.

Tableau IV-11. Paramètres de soudage TIG hétérogène 2024-7075.

I (A)	U (volt)	v (mm/s)	q (litre/min)	L (mm)	E _d (joule/mm)
60-60	9.5-9.5	3	15	135	266
60-60	9.5-9.5	3	15	135	266

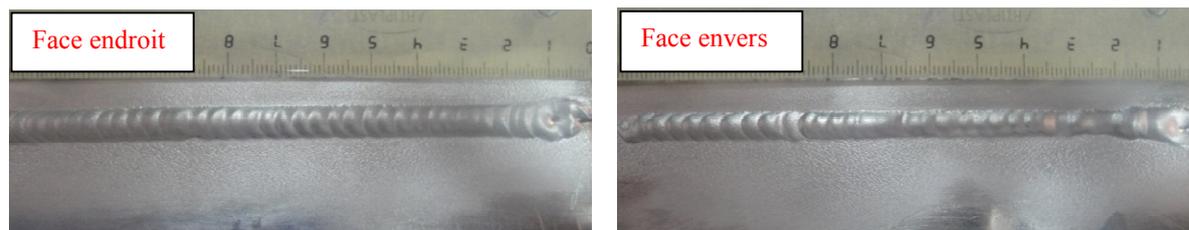


Figure IV-5. Aspect du cordon de soudage TIG alternatif de l'alliage d'aluminium 2024-7075.

On constate que le contrôle de l'aspect visuel des cordons (Figure IV-3, IV -4 et IV -5) montre de bons aspects sur les deux faces endroit et envers sans défauts (fissure ou caniveau...etc.) tout le long des joints de soudure, ce qui donne une bonne superposition des stries de solidifications les unes sur les autres. La largeur moyenne est de l'ordre de 8 mm en face endroit et 6 mm en face envers.

La résistance mécanique des soudures est souvent liée à la morphologie structurale et la présence de particules de phases secondaires dans la matrice. La nature chimique, la quantité et la localisation de ces particules sont des paramètres importants pour comprendre les phénomènes liés à l'abaissement des propriétés mécaniques qui engendrent la rupture brutale [66].

5.2. Application de la thermographie IR dans le cas du soudage TIG

Le cycle thermique est l'un des paramètres important pour bien contrôler les soudures. L'utilisation de la thermographie infrarouge considérée comme une technique non destructive de détection instantanée pour suivre l'opération de soudage et d'acquérir des cycles thermiques.

Le logiciel ThermoCAM Research pro2.9 nous permet d'obtenir des images des champs thermiques et de suivre pendant l'opération de soudage les effets thermiques sur une ligne de profil comme indiqué sur la figure IV -6.

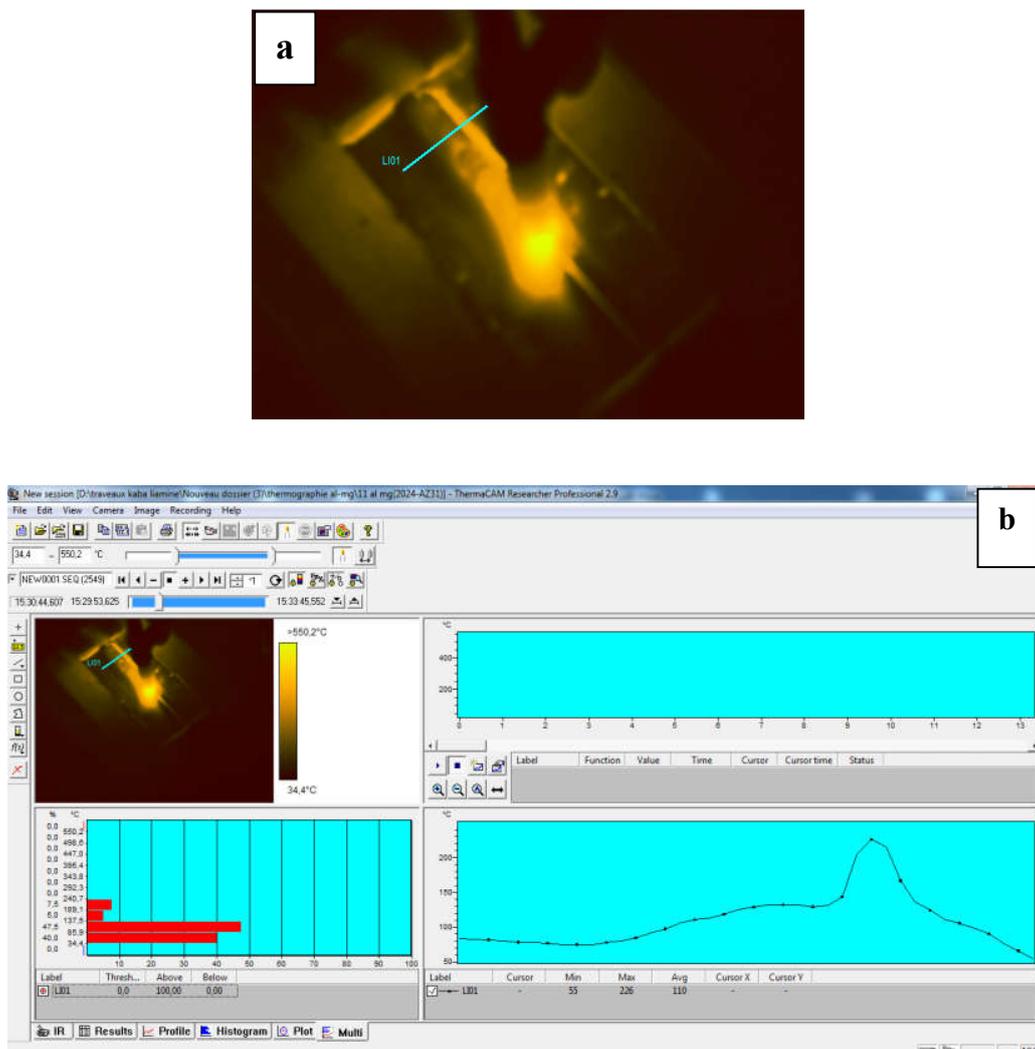


Figure IV -6: (a) Image thermographique (b) Fenêtre du logiciel ThermoCAM Research pro2.9.

La figure IV -7 présente le champ thermique d'une soudure en TIG pulsé à avec une seule passe, et la figure IIII-8 présente les profils des cycles thermiques de plusieurs lignes qui sont semblables à celle présentée sur la figure IV -6.b.

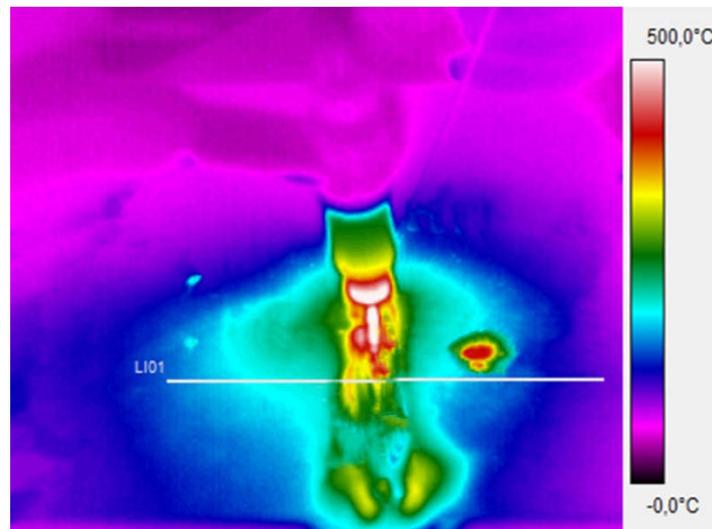


Figure IV-7 : Distribution thermique surfacique

Nous constatons que les profils sont de même allure, ou chaque cycle thermique représente le maxima de chaque point de la ligne de profil.

La température du bain de fusion représente le maximum de la température prélevée qui est supérieure à 550°C . Le petit pic adjacent au pic maximum n'est en fait que la réflexion de l'arc dû à l'état de surface des tôles d'aluminium qui présentent un état de brillance important dite la luminance. C'est l'un des paramètres influent sur la mesure thermographique [67].

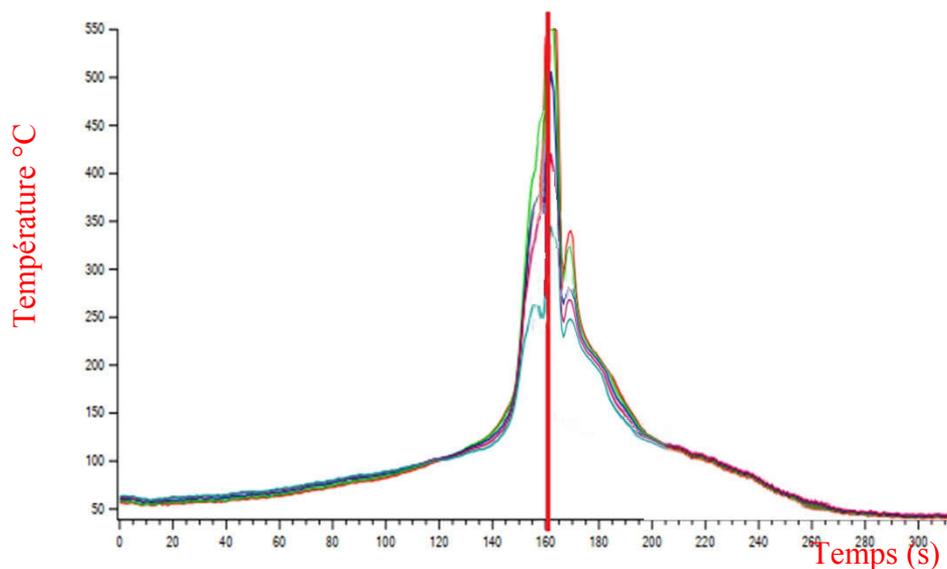


Figure IV -8: Cycles thermiques sur plusieurs lignes de profil.

5.3. Etudes et analyses macrostructurales et microstructurales

Après le polissage, la figure IV-9 présente les micrographies de l'état de surface des échantillons avant attaque chimique ; où on constate montre l'existence d'un nombre important de porosités.

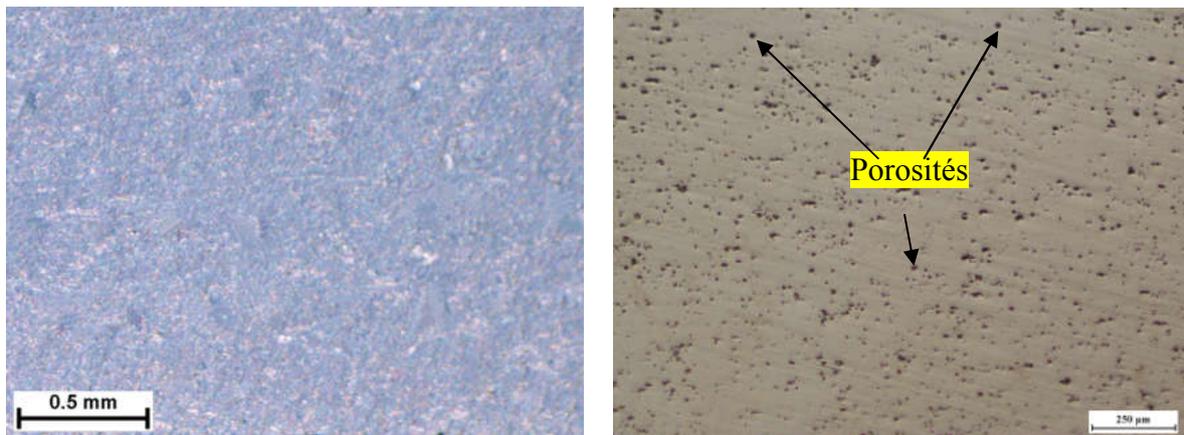


Figure IV-9 micrographies optiques des surfaces sans attaque chimique.

Dans ces études nous ne prenons que les observations métallographiques du soudage hétérogène 2024 – 7075. La Figure IV -10 présente la macrographie du cordon de soudure.

Nous distinguons plusieurs zones telles que la zone fondue (ZF), zone de liaison (ZL), zone affectée thermiquement (ZAT), et enfin le métal de base (MB). Ces modifications de la microstructure liées aux gradients de température ont été abordées dans les différents travaux [68]. Cependant, la bibliographie est pauvre pour les études des joints de soudures hétérogènes des alliages d'aluminium est leur microstructures surtout dans le contexte des procédés de soudage TIG à doubles électrodes. Comme nous présentons sur la figure IV-10, la zone fondue (ZF) est de l'ordre de ≈ 8 mm, les zones de liaison et de ≈ 0.6 mm et enfin les zones affectées thermiquement (ZAT) de l'ordre de ≈ 4 mm.

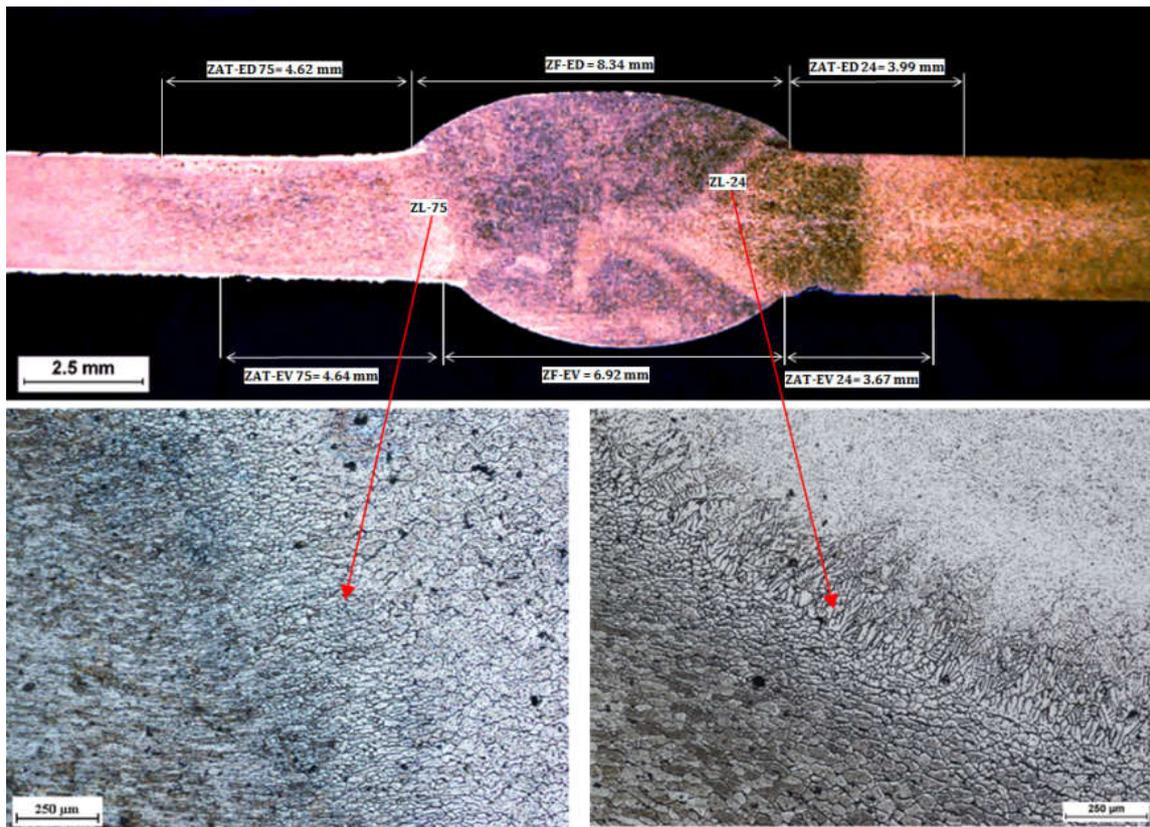
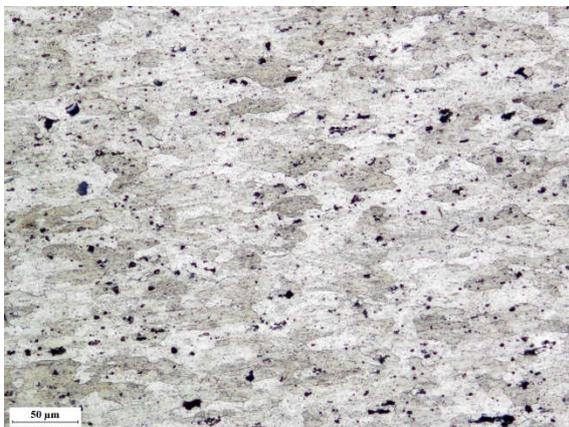
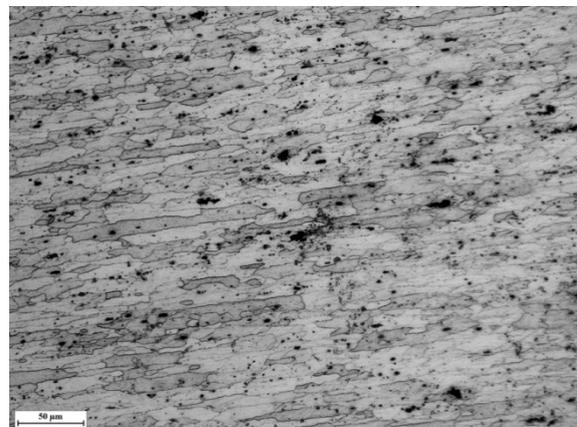


Figure IV -10. Macrographie des différentes zones du joint soudé.

La Figure IV -11 montre la structure métallographique des métaux de base. On peut voir que la structure des deux métaux est constituée de grains allongés, qui peuvent être attribués à l'effet de laminage, avec des précipités grossiers foncés. Dans [69], Lin et al. ont trouvé que le durcissement par précipitation des alliages d'aluminium 2024-T3 pendant le vieillissement, est du à la présence de particules grossières qui sont des phases d'impuretés ou des phases d'équilibre.



(a) 2024 T3



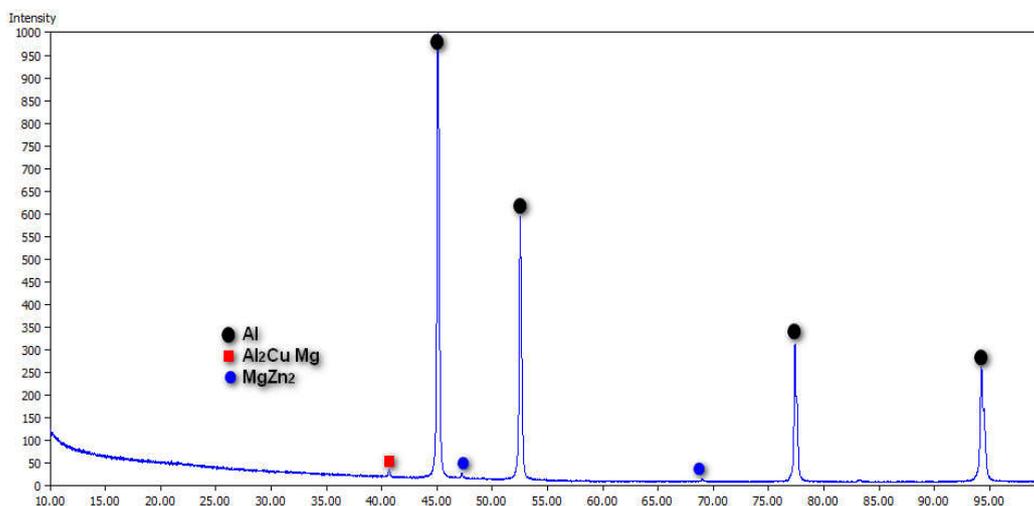
(b) 7075 T6

Figure IV -11. Micrographie optique des microstructures des métaux de base, (a)2024 T3, (b) 7075 T6.

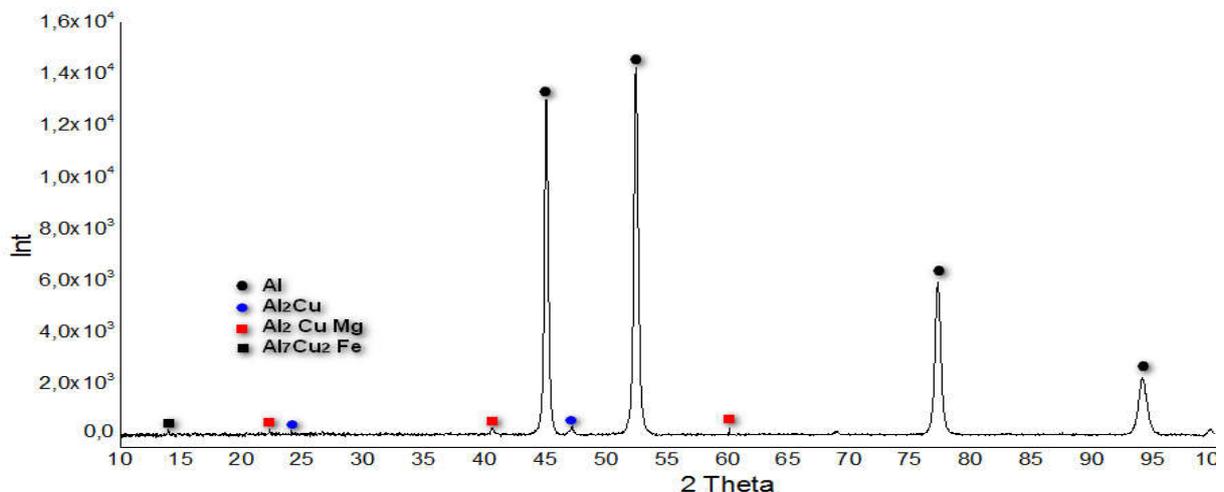
5.3.1. Analyse par diffraction des Rayon X (DRX) des métaux de bases

En général, les particules insolubles sont les plus grossières avec des formes irrégulières et des composés complexes des éléments chimiques Fe, Cu, Si et Al. Ce qui est bien montré dans la Figure IV -13, où les particules irrégulières sont riches en fer et en cuivre, prouvant la présence de la phase $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$; d'autre part, Cochard, A [70] et Kaker, H [71] ont trouvé que les phases d'équilibre sont des microparticules de formes rondes. Pour cette raison, les particules de forme ronde dans la Figure IV -13. a Figure IV -13. b. sont des précipités de type (Al_2Cu) , S $(\text{Al}_2\text{Cu Mg})$; et (Mg Zn_2) , S $(\text{Al}_2\text{Cu Mg})$ respectivement.

Les caractérisations des métaux de base 2024 T3 et 7075 T6 par la diffraction des rayons X sont présentées sur la figure IV -12. En utilisant un diffractomètre ayant une cathode en cobalt de longueur d'onde $\lambda = 1.790 \text{ \AA}$.



(a) 7075 T6



(b) 2024 T3

Figure IV -12: Spectres de diffraction des Rayons X (DRX) des métaux de base

On constate que Le diffractogramme obtenu correspond parfaitement à celui de la phase α -Al. Dans les deux alliages de base 7075 et 2024 avec quelques précipités de type $S(\text{Al}_2 \text{Cu Mg})$ et $\eta (\text{Mg Zn}_2)$ trouvés dans l'alliage 7075 et d'autres de type $\theta(\text{Al}_2 \text{Cu})$, $S(\text{Al}_2 \text{Cu Mg})$, $\text{Al}_7 \text{Cu}_2 \text{Fe}$ trouvés dans l'alliage 2024, ce qui est bien confirmé par les analyses

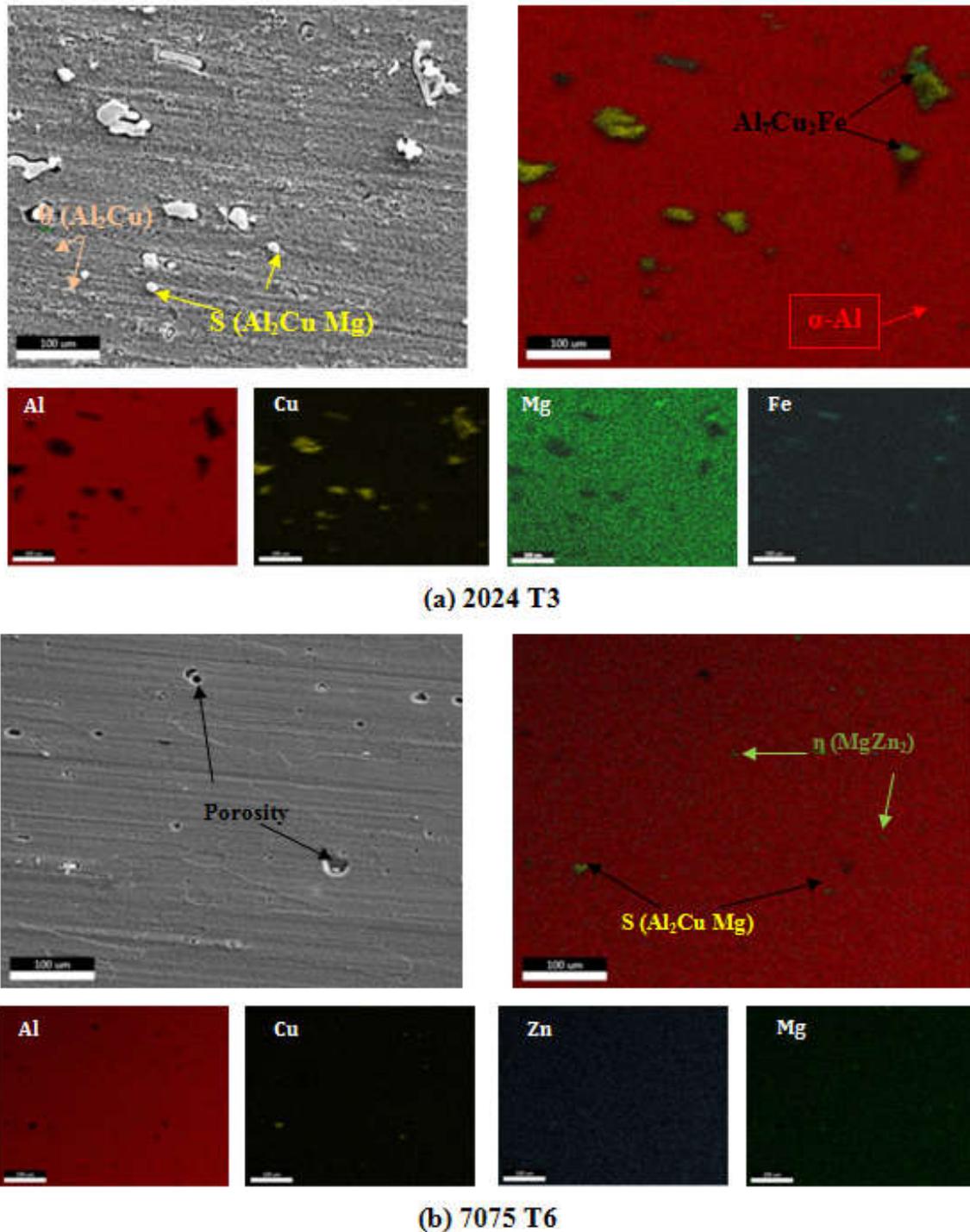


Figure IV -13. Microstructure MEB et analyse chimique par EDS des métaux de bases, (a) 2024, (b) 7075.

Les Figures IV -15 montrent la zone centrale de la soudure (Zone Fondue ZF). Cette zone est obtenue à partir d'une transformation liquide/solide ; avec une solidification plutôt lente [72]. Une ségrégation marquée est également apparente dans cette zone. En termes de structure de grains, elle est caractérisée par une structure équiaxe dendritique [70] avec une solution solide d'aluminium (α -Al) contournée par des joints de grains.

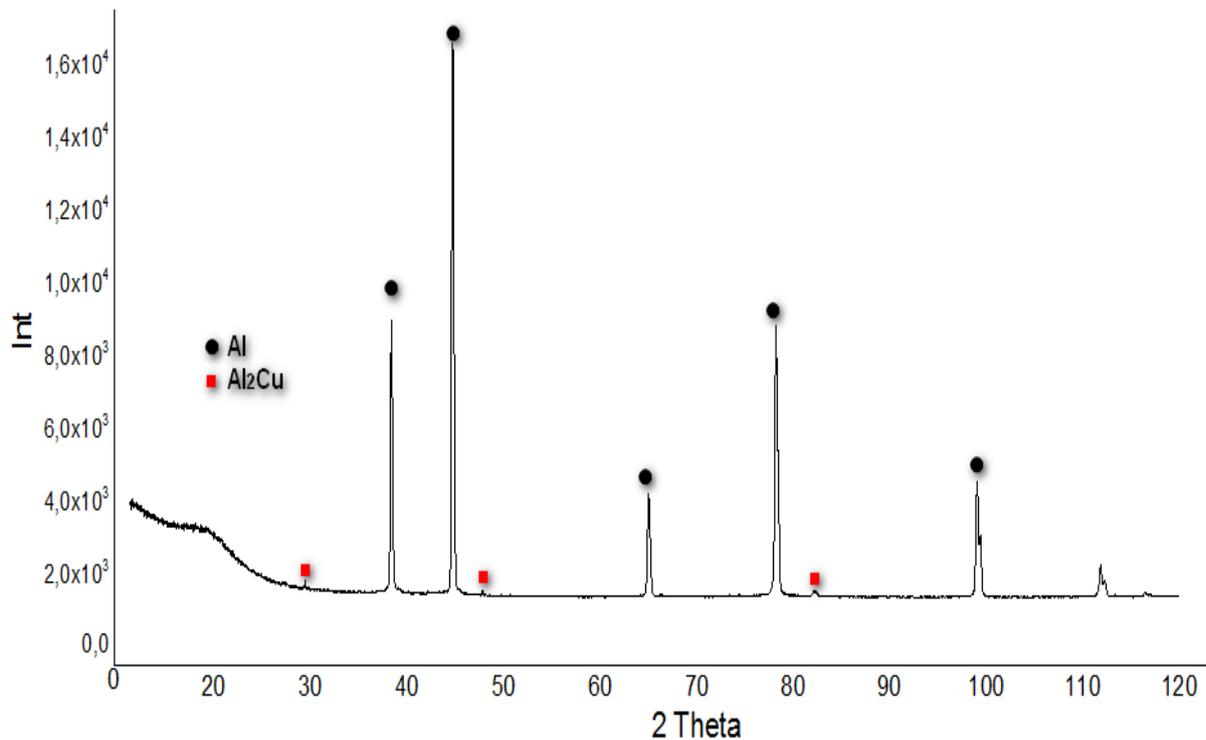


Figure IV -14 : Spectres de diffraction des Rayons X (DRX) de la zone fondue.

F. Lefebvre [72] et C. G. Rhodes [73] ont noté que dans la zone de fusion, les particules interdendritiques ont été identifiées comme des phases riches en Cu et Zn, mais avec une proportion significativement faible de Mg pour former la phase ternaire S (Al_2CuMg). Elles se sont avérées être des eutectiques de type α -Al + $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ et Al Zn-Mg ; comme nous l'avons présenté dans la figure IV -14 qui donne les Spectres de diffraction des Rayons X (DRX) des phases de la zone fondue.

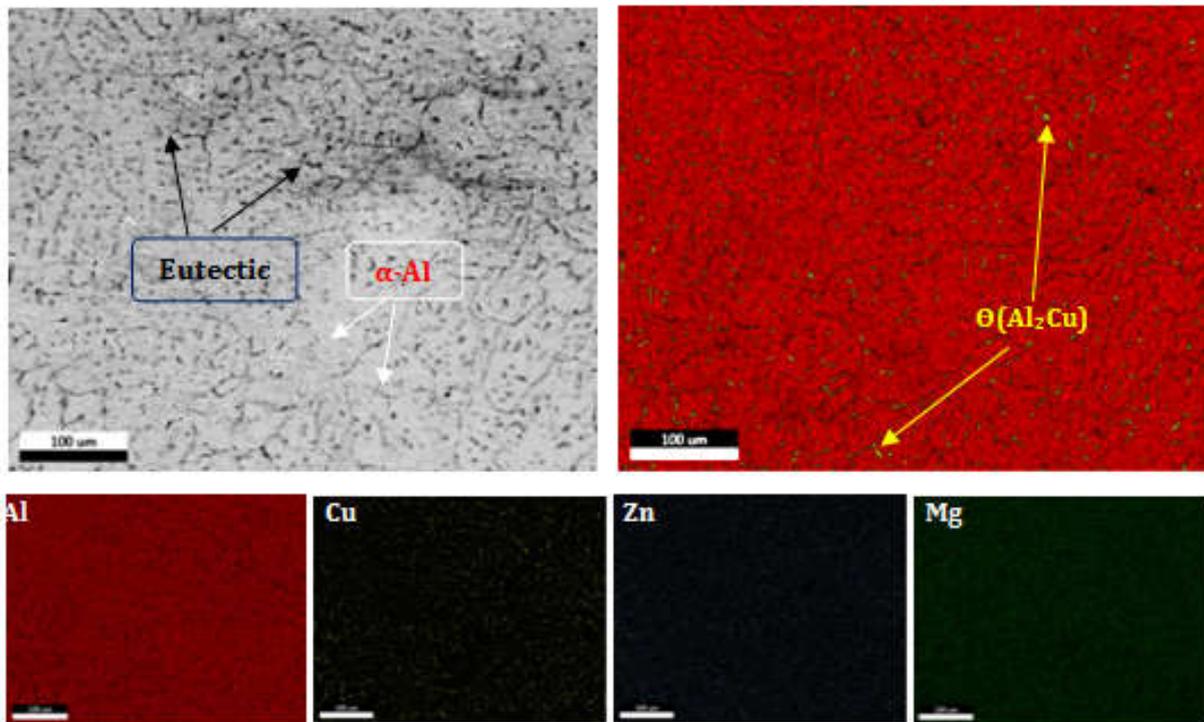


Figure IV -15 .Microstructure MEB et cartographie chimique par EDS de la zone fondue

À l'extrémité de la zone fondue, des zones de liaison partiellement fondues sont formées comme le montre la figure IV -16 ; elles sont chauffées au-dessus du solidus et de la température eutectique. Elles sont caractérisées par des grains colonnaires allongés avec une certaine épitaxie se développant dans la direction opposée à l'évacuation de la chaleur [74].

On a constaté que des liquéfactions se forment aux limites des grains, qui contiennent des phases intermétalliques du type Al_2Cu [75], Al_2CuMg plus l'eutectique Al-Cu-Mg [76,77] du côté 2024, MgZn_2 , $\text{Mg}(\text{Al}, \text{Zn})_2$ plus l'eutectique Al-Zn-Mg [73] du côté 7075 ; ce qui est montré sur la figure des cartes d'analyse chimique EDS (Figure IV -16). Lorsque nos alliages sont chauffés rapidement au-dessus de la température de solvus, les phases intermétalliques et l'eutectique résiduel n'ont pas assez de temps pour se dissoudre complètement dans la matrice car la diffusion à l'état solide est lente. Par conséquent, lorsqu'on les chauffe à la température eutectique, la phase intermétallique résiduelle réagit avec la matrice et forme l'eutectique liquide à l'interface [74,75].

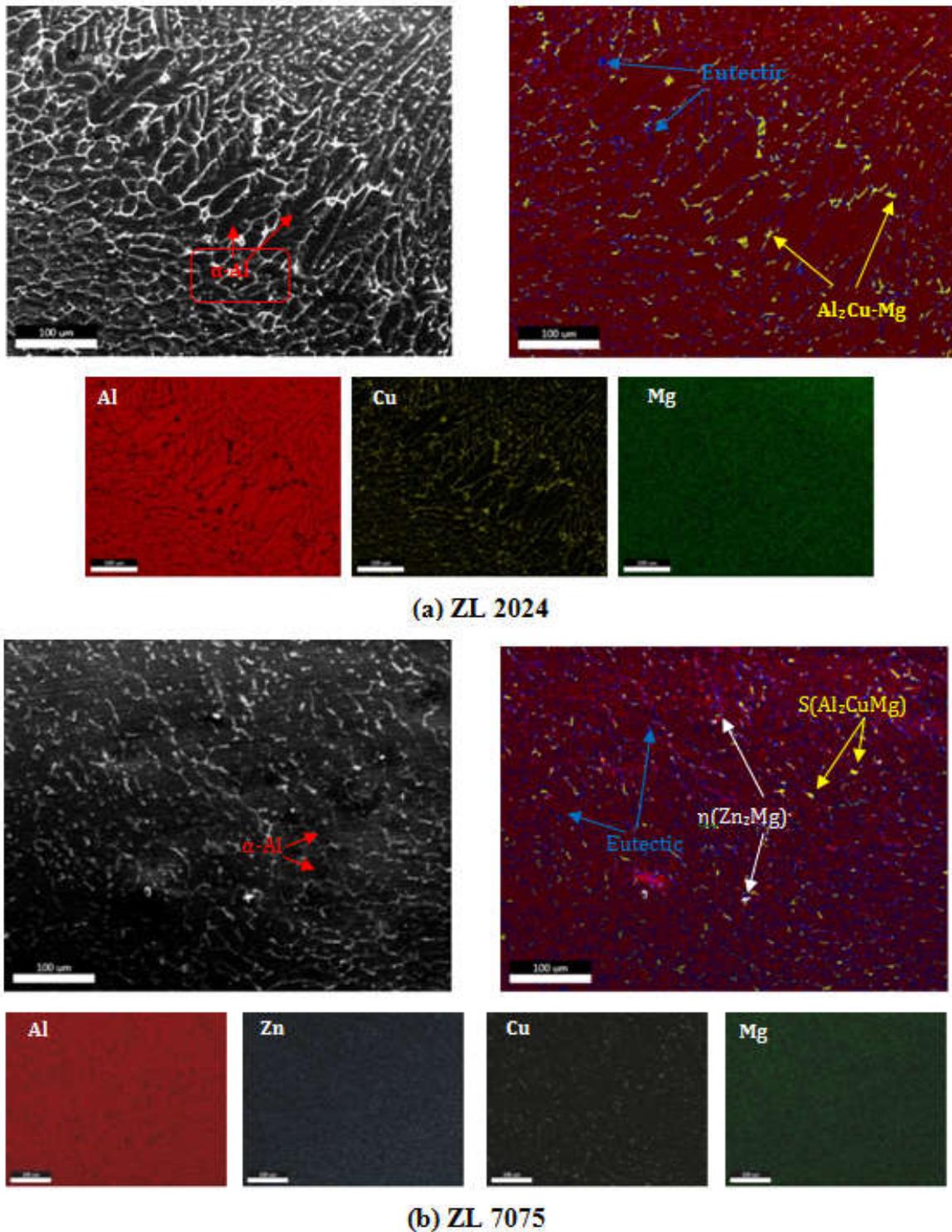
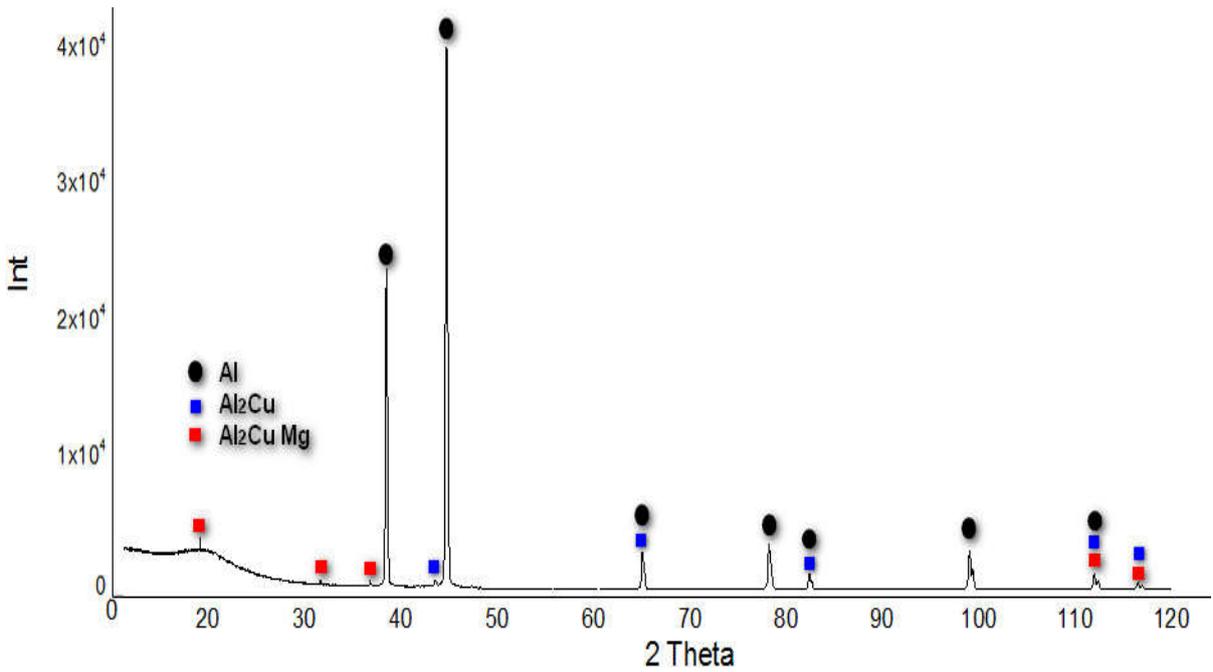
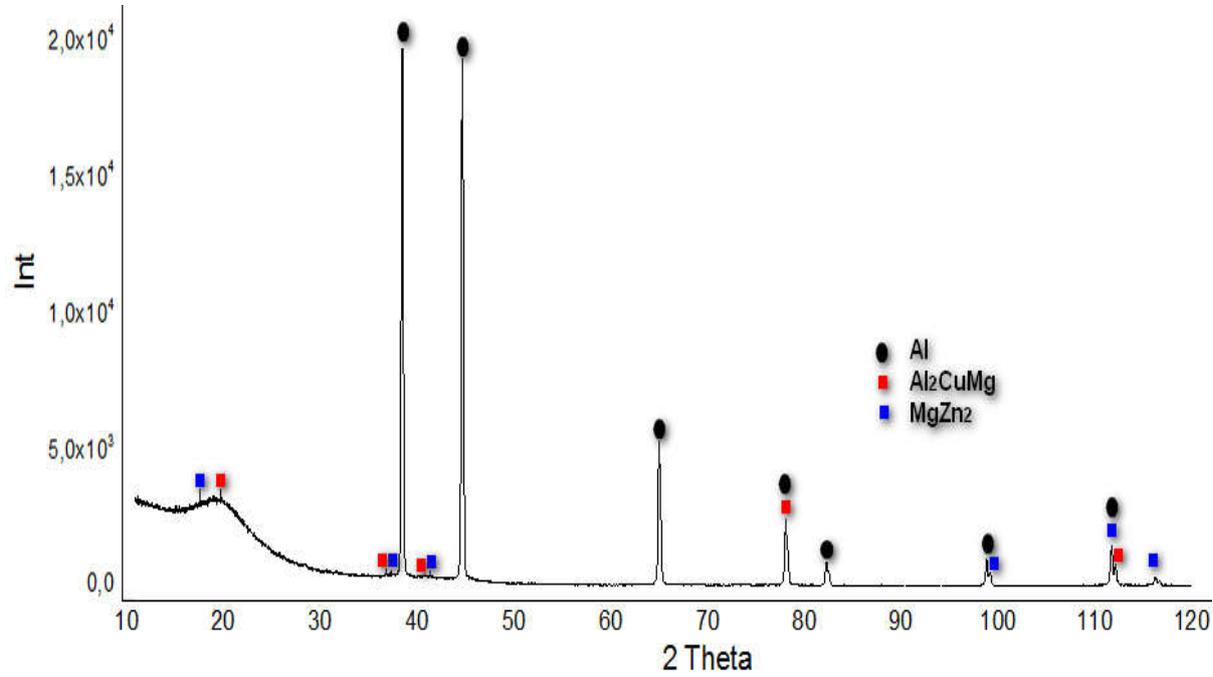


Figure IV -16. Microstructure MEB et l'analyse chimique par EDS des zones de liaison (ZL).

Juste à côté des zones partiellement fondus, des zones affectées par la chaleur sont présentées sur la figure IV -18 ; au cours de la solidification, la température exercée est au-dessous de solidus, donc trop basse pour la formation d'une fusion, mais elle est suffisante pour des modifications microstructurales importantes. Ces zones ont subi des transformations solide/solide dont, des précipitations et des croissances des grains sont observées [74].



(a) ZAT 2024



(b) ZAT 7075

Figure IV -17 Spectres de diffraction des Rayons X (DRX) de la zone affectée thermiquement (ZAT).

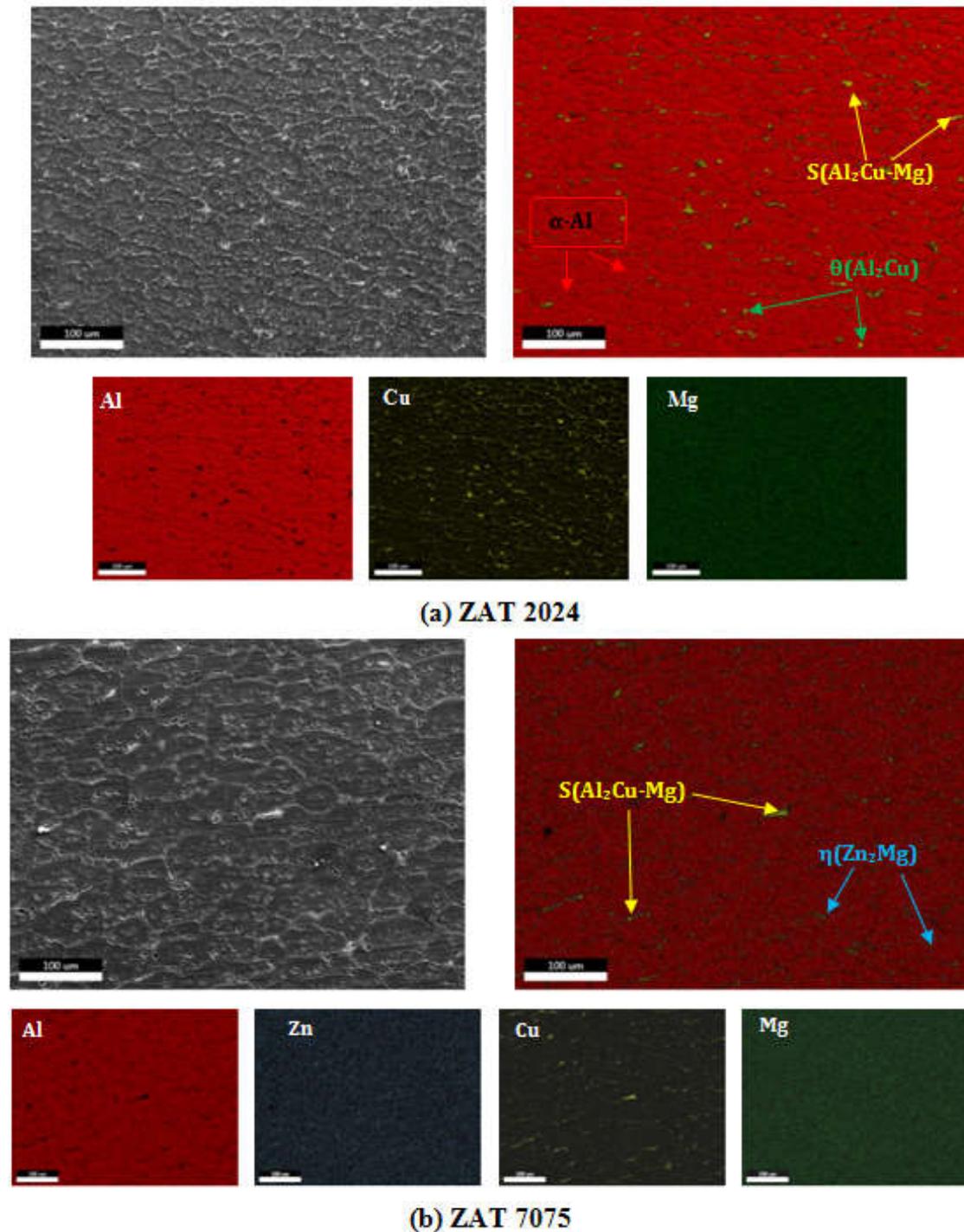


Figure IV -18. Microstructure MEB et l'analyse chimique par EDS des zones affectées thermiquement (ZAT).

Comme le montrent les micrographies MEB et les cartes d'analyse chimique EDS (figure IV -18.), ainsi les Spectres de diffraction des Rayons X (DRX) de la zone affectée thermiquement (ZAT) (figure IV -17.), il a été constaté qu'il y a un grossissement au voisinage des zones partiellement fondues des deux côtés (2024 et 7075). A.F. Norman [78] et A. Elrefaey [79] ont bien expliqué la séquence des précipités dans les alliages d'aluminium

structuraux talc 2024 et 7075 et ont confirmé par microscopie électronique à transmission (MET) qu'au voisinage de la température de solvus, il y a une absence des phases Al-Cu-Mg et Al-Zn-Mg, ce qui provoque un vieillissement naturel qui se produit par la suite, rétablissant les propriétés de l'alliage de base.

Une certaine distance des zones partiellement fondues (centre de la ZAT), la température est inférieure à la température du solvant et supérieure à 200 °C ; les phases prédominantes sont S(Al₂CuMg) dans l'alliage 2024 [78] et η(MgZn₂) dans l'alliage 7075 [79]. Cela induit un sur-vieillissement, où tout précipité sera grossier et produira inévitablement une microstructure vieillie.

Enfin, les zones ZAT sont adjacentes aux métaux de base où la température est inférieure à 200 °C ; les matériaux de base (2024 et 7075) subissent un traitement de vieillissement artificiel et produisent des précipitations de la phase de renforcement S' et η' (Mg Zn₂) des métaux de base respectivement [80].

5.4. Propriétés mécaniques

5.4.1. Microdureté

La figure IV -19 montre l'évolution des profils de microdureté mesurés à travers le joint soudé de gauche à droite, y compris les métaux de base (MB 2024 à MB 7075), les zones affectées par la chaleur (ZAT 2024, ZAT 7075), les zones de liaison (ZL 2024, ZL 7075) et la zone de fusion (ZF) Comme indiqué sur la figure. Un pénétrateur Vickers est appliqué sur la section transversale sous une charge de 300 g avec un pas de 300 μm.

On constate que la micro dureté est plus basse dans la zone fondue avec une valeur moyenne de 96 HV, suivie d'une augmentation de 109 HV et 125 HV dans les zones de liaison ZL2024, et ZL7075 successivement ; puis une augmentation rapide jusqu'à une valeur maximale de 148 HV et 185 HV dans les zones affectées thermiquement de la ZAT 2024 et ZAT 7075 respectivement, ensuite une chute de microdureté dans les deux métaux jusqu'à 107 HV pour ZAT 2024 et 110 HV pour ZAT 7075 approximativement, et enfin un retour vers des valeurs moyennes de microdureté de 120 HV et 152HV dans notre métal de base MB2024 et MB7075 respectivement.

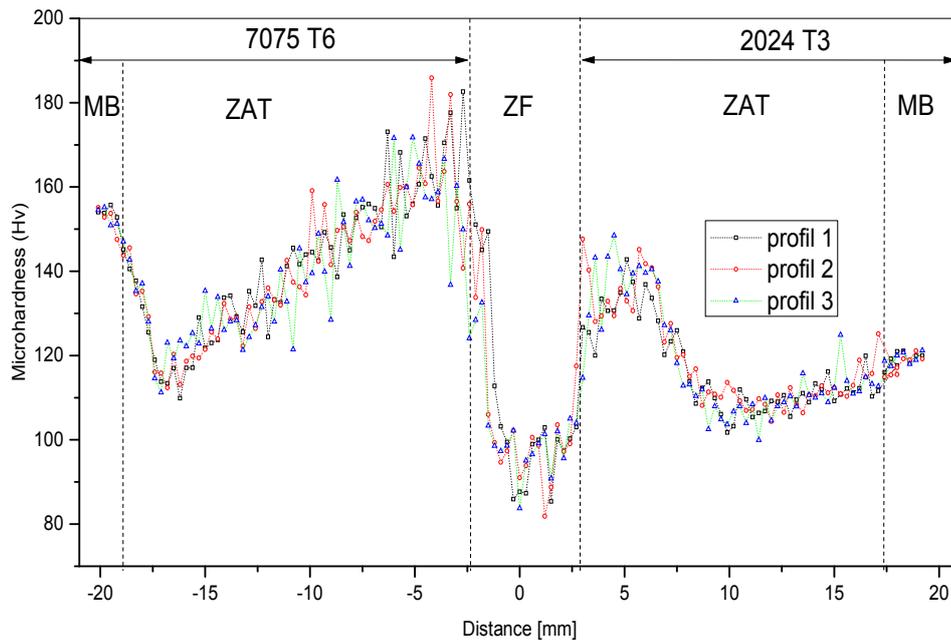


Figure IV-19. Profils de micro dureté aux différentes zones du cordon de soudure.

5.4.2. Microstructure –Microdureté: Discussion

D'après la figure IV -19 , la variation de la microdureté est causée par les changements structuraux pendant le soudage. La microdureté est plus faible dans la zone de fusion (ZF), où la plupart des précipités se dissolvent [75], puis la microdureté augmente un peu dans la zone partiellement fondue, où les grains sont allongés avec liquéfaction (joints liquéfiés) contiennent quelques précipités de type $(Al_2 Cu)$ et $S (Al_2 Cu Mg)$ [78] dans LZ 2024, et de type $\eta (Mg Zn_2)$ et $Mg (Al, Zn)_2$ [75,39], Après cela, elle continue à augmenter jusqu'à son maximum dans la zone thermiquement affectée ; dans cette zone, la température est proche du solvus, ce qui provoque plus tard un vieillissement naturel, et permet de rétablir les propriétés de l'alliage de base. Ensuite, au centre de la ZAT, la microdureté diminue ou la température est comprise entre T_v (solvus) et $200^\circ C$; les phases S et η sont grossières et plus importantes dans l'alliage 2024 [76] et l'alliage 7075 [77] respectivement. Cela induit un sur-vieillissement. Enfin, dans les zones ZAT adjacentes aux métaux de base, la microdureté augmente lorsque la température est inférieure à $200^\circ C$, les métaux de base 2024 et 7075 récupèrent un traitement de vieillissement artificiel et vont produire des précipitations de la phase de renforcement $S' (Al_2 Cu Mg)$ et $\eta' (Mg Zn_2)$ des métaux de base respectivement [78,80].

5.4.3. Traction

En général, l'essai de traction est un essai destructif utilisé dans le but de caractériser le comportement mécanique et d'évaluer les propriétés mécaniques de la traction telles que : la limite d'élasticité, la résistance maximale à la traction, l'allongement [81]. A cet effet, l'essai a été réalisé sur une machine universelle, avec une vitesse de traction de 0,05 mm/s ; les éprouvettes ont été prises perpendiculairement à la direction de la soudure.

La Figure IV -20 montre la micrographie des surfaces de rupture de l'éprouvette de traction de l'assemblage dissemblable (2024 -7075) tandis que les résultats de l'essai de traction sont présentés dans le Tableau IV -12.

Tableau IV -12. Propriétés mécaniques des essais de traction 2024-7075.

Material	Résistance à la traction (MPa)	La résistance à La limite élasticité 0.2%(MPa)	Allongement (%)
2024 T3	459,67	288,56	12,23
7075 T6	515.89	460.054	7.54
2024 T3-7075 T6	288,35	120,72	2,62

Comme le montre le tableau IV-12, les résistances maximales à la traction des métaux de base 7075T6 et 2024 T3 sont respectivement de 515,89 et 459,67 MPa. Ainsi, l'allongement et la résistance maximale à la traction du joint soudé sont respectivement de 2,62% et 288,35 MPa. Cela montre une réduction de 44% et 37% de la résistance du joint soudé contrairement à ceux des métaux de base 7075 et 2024, respectivement. Cependant, les résultats obtenus dans le cadre de ce travail sont satisfaisants car ils sont cohérents avec les travaux impliquant le soudage par friction-malaxage ; comme celles réalisées par V. Saravanan et al [82], R. Padmanaban [83] et Avinash P [84].

On peut voir que la soudure est fracturée au niveau de la zone affectée thermiquement du côté de l'alliage 7075 T6 (Figure IV -20. b et c).

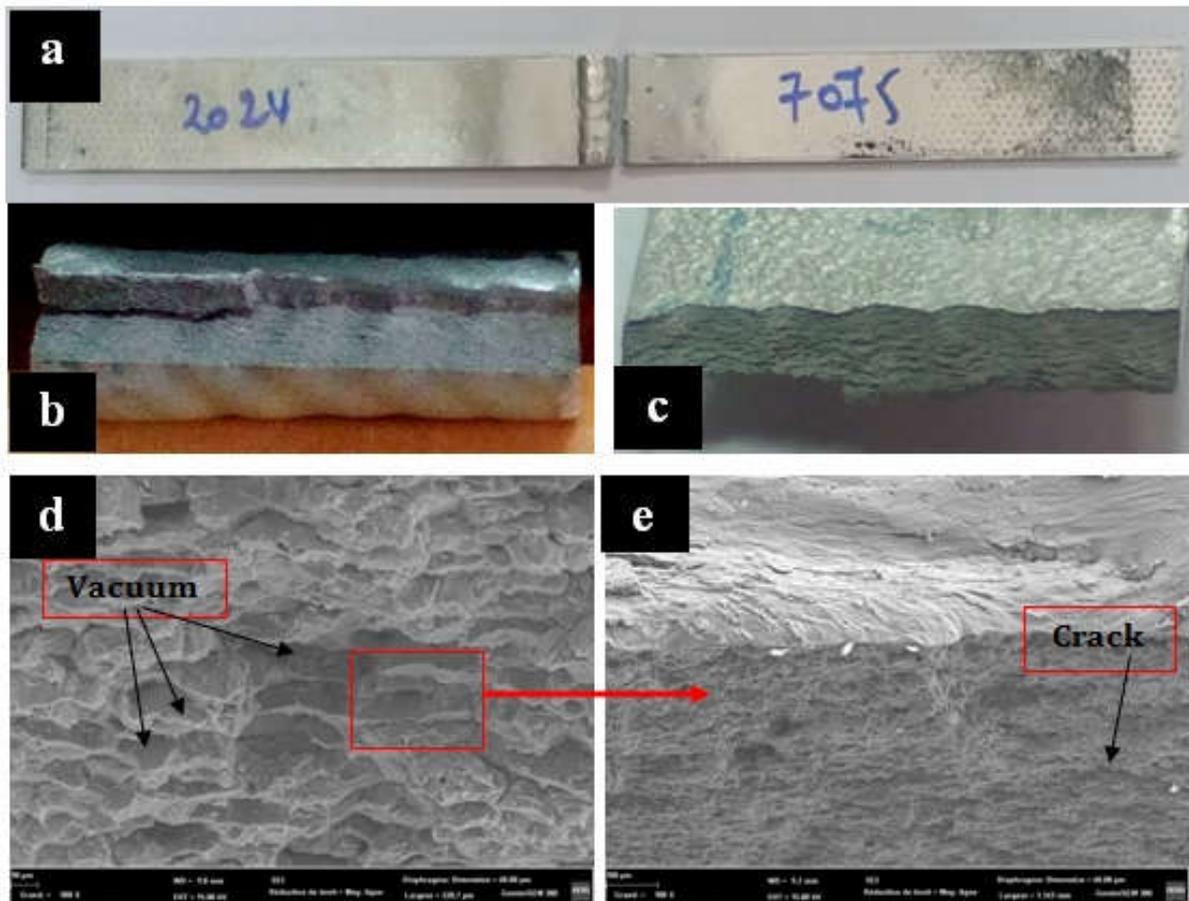


Figure IV-20. Micrographie MEB des faciès de rupture.

Les micrographies MEB des surfaces de rupture (Figure IV -20 d et e) montrent que la surface de rupture est inter-granulaire. Comme le montrent les microstructures et les profils de microdureté, cette zone contient des précipités fragiles avec une microdureté importante. De plus, les faces semblent être des ruptures fragiles puisque les surfaces sont plates et ne montrent presque aucun signe de déformation plastique [85].

5.5. Conclusion

Dans ce travail, des tôles d'alliages d'aluminium dissemblables (2024 et 7075) ont été soudées par le procédé de soudage à l'arc TIG avec des électrodes doubles en tungstène et les propriétés microstructurales et mécaniques du joint ont été étudiées. Les principaux résultats sont résumés comme suit :

1. bonne superposition des stries de solidification, bons aspects, et arc stable, d'où une bonne qualité de la soudure.
2. Des précipités de type Al_2Cu (phase θ) , $Al_2Cu Mg$ (phase S) et η ($MgZn_2$) se forment dans la zone affectée thermiquement.

3. La dureté est plus faible dans la zone fondue car les précipités de durcissement sont dissous pendant la fusion et aucune réaction de durcissement structural n'a lieu à cette température.
4. La charge maximale de l'assemblage 2024 T3 -7075 T6 montre une réduction de 44% et 37% par rapport à celles des métaux de base 7075 T3 et 2024 T3.

6. Soudage des alliages de Magnésium par TIG

6.1. Paramètres de soudage

Nous avons utilisé le même procédé de soudage TIG avec courant alternatif ; les tableaux IV -13, IV -14 et IV -15 présentent les différents paramètres de soudage des alliages AZ31, AM60B et l'hétérogène AZ31-AM60B.

Tableau IV-13.Paramètres de soudage TIG AZ 31 - AZ 31.

I (A)	U (volt)	v (mm/s)	q (litre/min)	L (mm)	E_d (joule/mm)
45	12	1,12	15	136	337,5

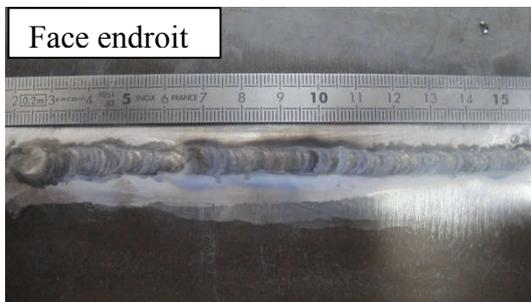


Figure IV -21.Aspect du cordon de soudage TIG alternatif de l'alliage AZ 31.

Tableau IV -14.Paramètres de soudage TIG AM60B-AM60B.

I (A)	U (volt)	v (mm/s)	q (litre/min)	L (mm)	E_d (joule/mm)
45	12	1,12	10	65	337,5

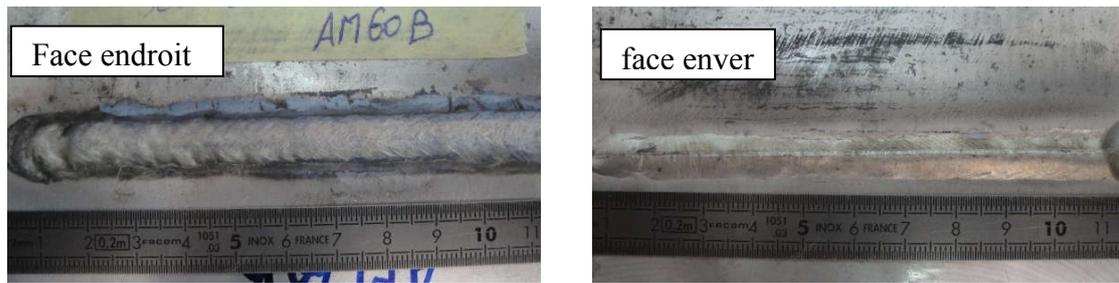


Figure IV -22 .Aspect du cordon de soudage TIG alternatif de l'alliage AM60B.

Tableau IV -15. Paramètres de soudage TIG AM60B - AZ 31.

I (A)	U (volt)	v (mm/s)	q (litre/min)	L (mm)	E _d (joule/mm)
45	12	1,125	10	135	337,5

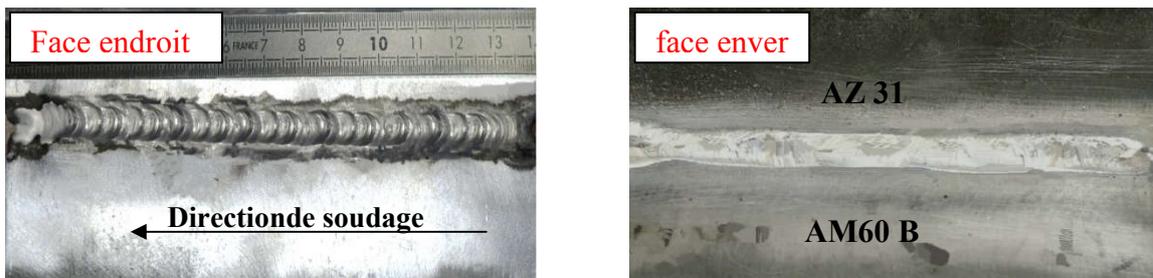


Figure IV -23. Aspect du cordon de soudage TIG alternatif de l'alliage AM60B-AZ31.

On constate que pendant le soudage, il y a un taux d'oxydation important et qu'il apparaît sous forme de couleurs différentes à côté de la soudure. Comme le montrent les figures ci-dessus (Figure IV -21. IV -22. IV -23) ; Cependant, le contrôle de l'aspect visuel des cordons montre de beaux aspects sur les deux faces endroit et envers, ce qui justifie la bonne superposition des stries de solidifications. La largeur moyenne est de l'ordre de 8 mm en face endroit et 7 mm en face envers.

6.2. Etude macrostructurale et microstructurale des alliages de magnésium :

Dans cette partie on ne prendra que le cas de l'hétérogène AZ31-AM60 B. La macrographie du cordon de soudure présente différentes zones (ZF, ZAT, MB) dans le joint ; ceci peut s'expliquer par une hétérogénéité structurale causée par la source de chaleur de l'arc exercée au moment de la soudure. Comme présenté sur la figure IV -24, la zone fondue (ZF) est de l'ordre de ≈ 8 mm, et les zones affectées thermiquement (ZAT) de l'ordre de ≈ 2 mm.

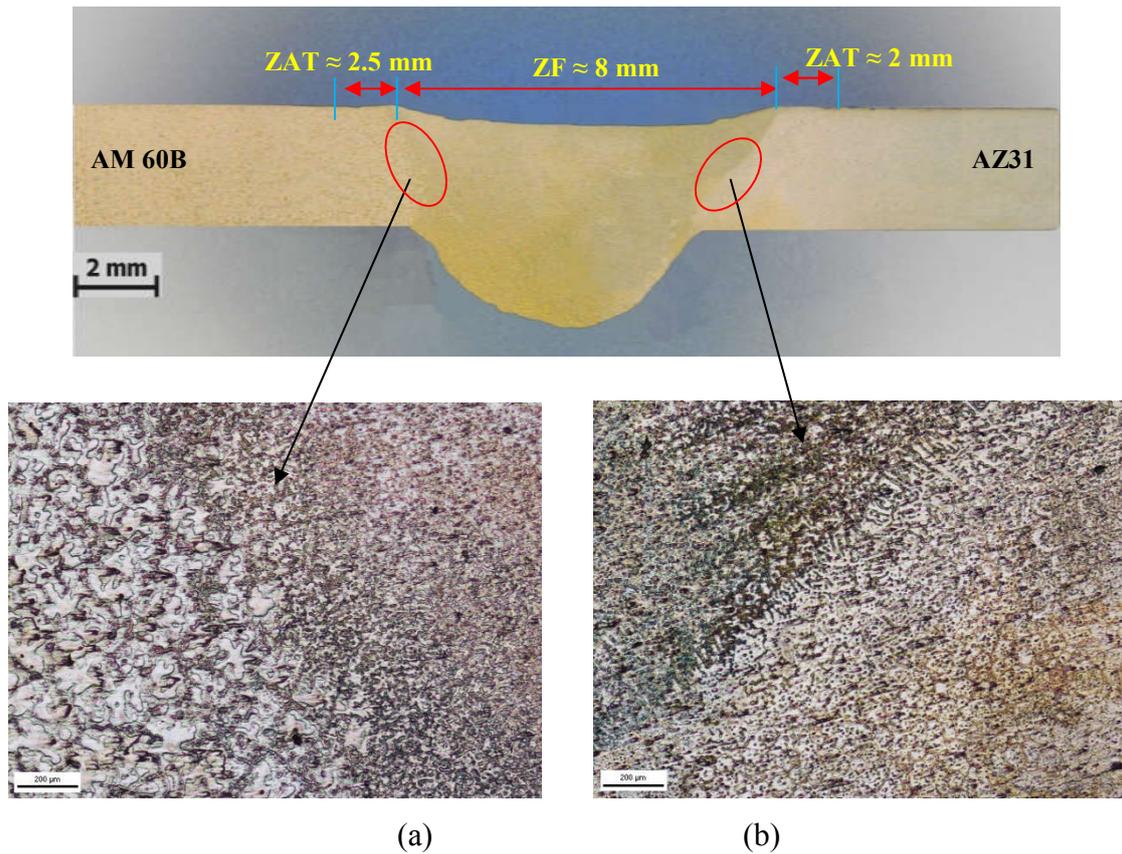


Figure IV -24. Macrographie des différentes zones du joint soudé (a)AM60 B, (b) AZ31.

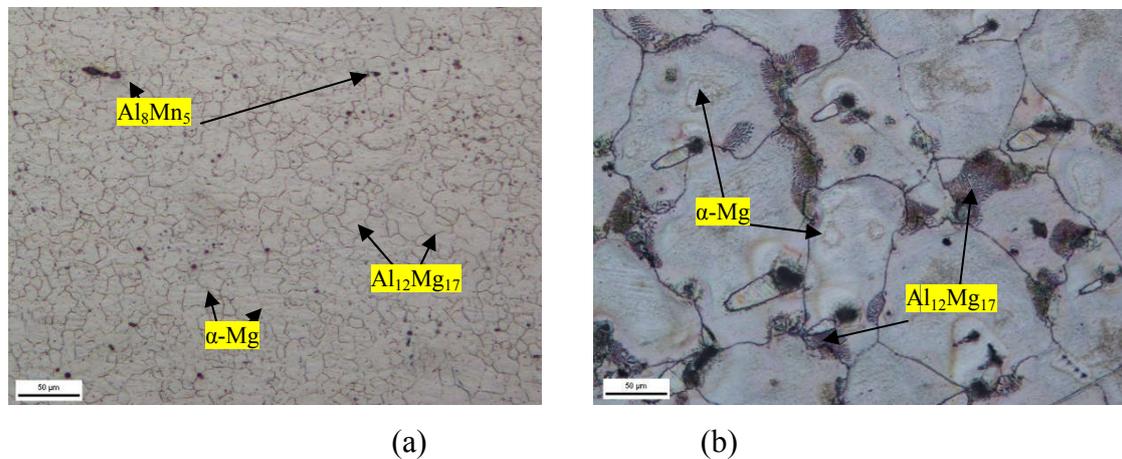
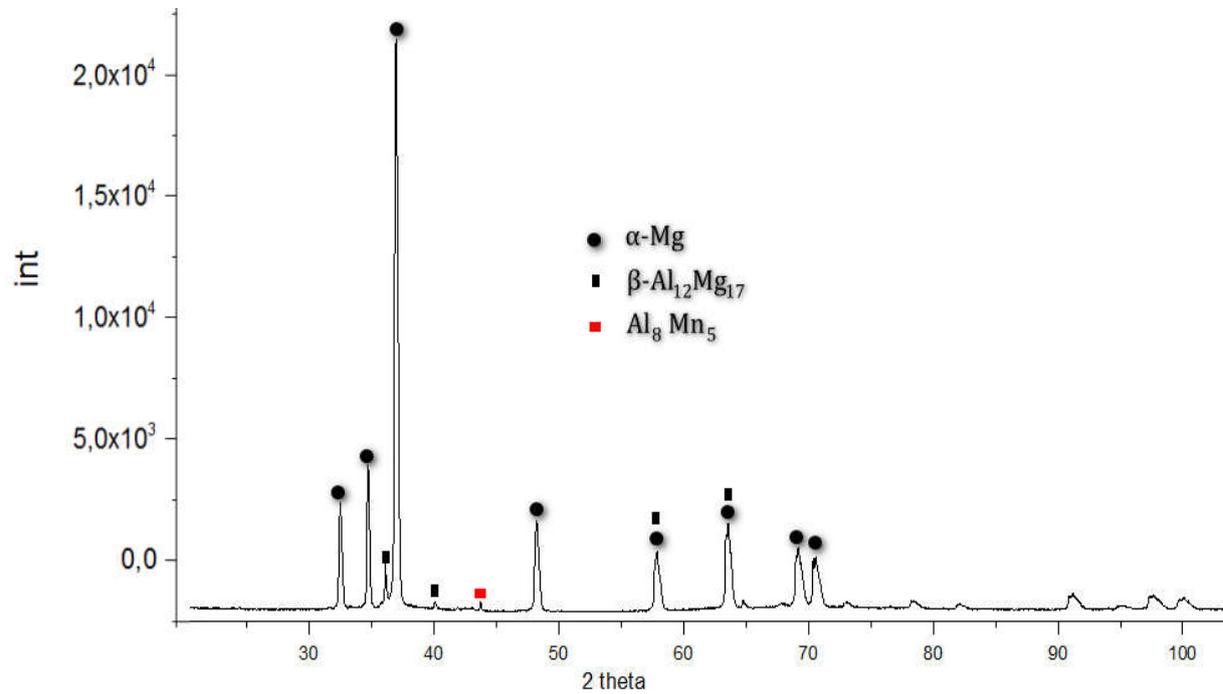


Figure IV -25. Micrographies optiques des métaux de base de magnésium, (a) AZ 31, (b) AM60B.

La figure IV -25 ci-dessus montre la micrographie optique des métaux de base magnésium. On peut voir que la structure des deux métaux est constituée de grains polyédriques fins pour l'alliage AZ 31 et des grains grossiers pour l'alliage AM60B.

Il est bien connu que les alliages de magnésium AZ31 et AM60B contiennent principalement une phase α -Mg et une phase secondaire β - $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ [86,87] en plus une phase intermétallique fine Al_8Mn_5 existe dans l'alliage AZ31 [88], Cependant, la distribution de ces

phases sont différentes ce qui bien confirmé par les Spectres de diffraction des Rayons X (DRX) dans la Figure IV -26.



(a) AM60B.

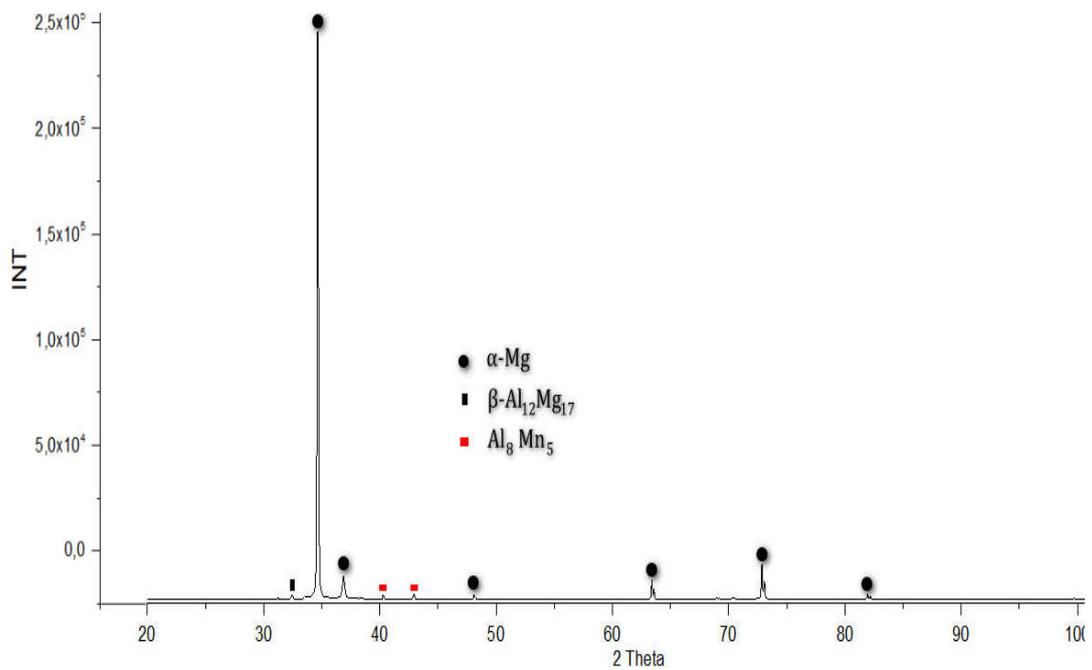
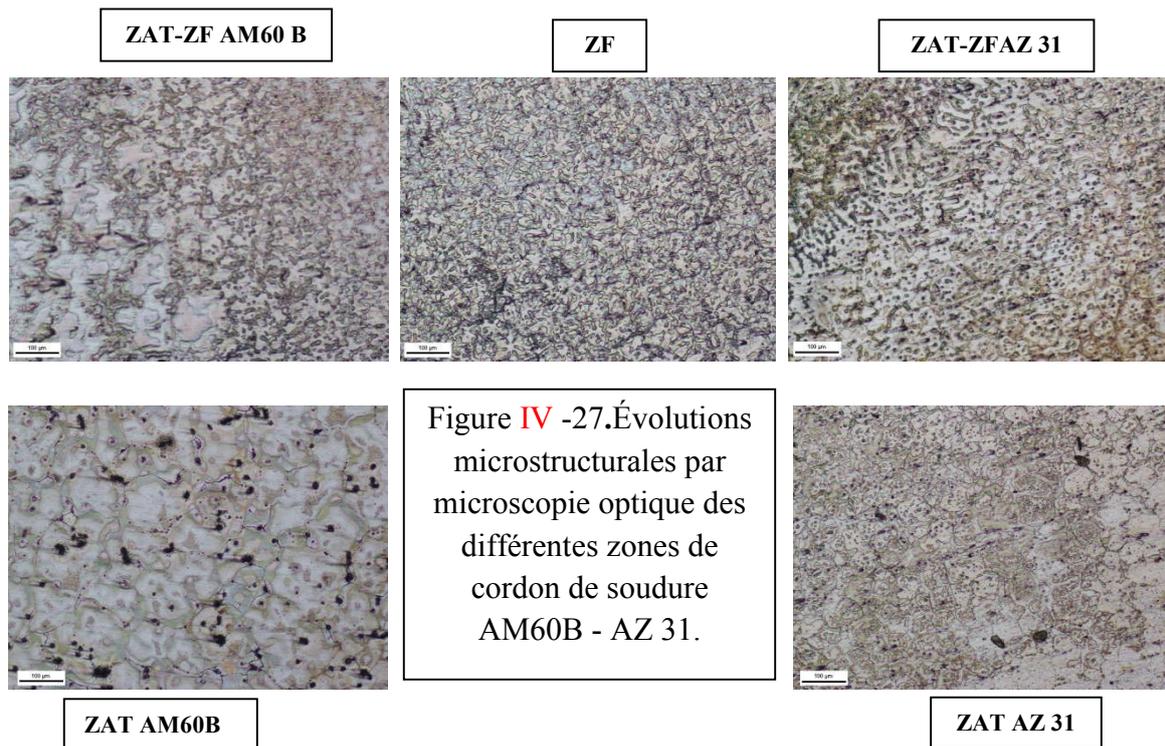


Figure IV -26 Spectres de diffraction des Rayons X (DRX) des métaux de bases AM60B, AZ31.

Dans le cas de AM60 B, les précipités sont entourés aux joints de grains par un eutectique présenté comme des lamelles alternées de α -Mg et β -Al₁₂Mg₁₇, par contre, dans AZ31 les particules de la phase secondaire sont distribuées dans les grains et joints de grains.

On constate que les particules de la phase secondaire β -Al₁₂Mg₁₇ plus petites dans l'alliage AZ31 par rapport aux particules beaucoup plus grandes de l'alliage AM60B.



La figure IV -27. Présente l'évolution microstructurale par microscopie optique des différentes zones de cordon de soudure hétérogène AM60 B -AZ 31.

La zone fondue(ZF), montre la zone centrale de la soudure. Dans cette zone on a une transformation liquide/solide. Elle est constituée d'une phase α -Mg et d'une phase secondaire (particules noires) avec des grains dendritique équiaxes et relativement fins [89].

D'après Bo QIN et al [90] une partie de la phase secondaire a précipité sous forme d'eutectique pendant la solidification de la phase liquide, et les autres particules de phase ont été poussées par la ségrégation des atomes d'Al ou de Zn à l'interface liquide-solide.

À l'extrémité de la zone fondue, des zones affectées par la chaleur sont formées; ces zones apparaissent à des températures au-dessous du solidus (transformations solide/solide). On constate qu'aucune structure grossière évidente n'est observée près de la ligne de fusion, ce qui indique que la ZAT est limitée et petite [91] dans les deux côtés des alliages AM60 et

AZ31. Ainsi que, proche de la ZF, la phase β $Mg_{17}Al_{12}$ est plus importante au joints de grains, et pauvre si on se rapproche du métal de base comme présenté sur la figure (figure IV -27). Ceci s'explique par une dissolution de la phase β - $Mg_{17}Al_{12}$ à sa température de mise en solution d'environ $300^{\circ}C$.

6.3. Propriétés mécaniques

6.3.1. Profile de Microdureté

La microdureté est l'une des propriétés mécaniques qui permet de valider les soudures ; à cet effet, nous avons utilisé un pénétrateur Vickers sous une charge de 300 g avec un pas de 0,3 mm. La figure IV -28 montre l'évolution des profils de micro dureté du soudage hétérogène AZ31-AM60 B mesurée dans les différentes zones du cordon de soudure.

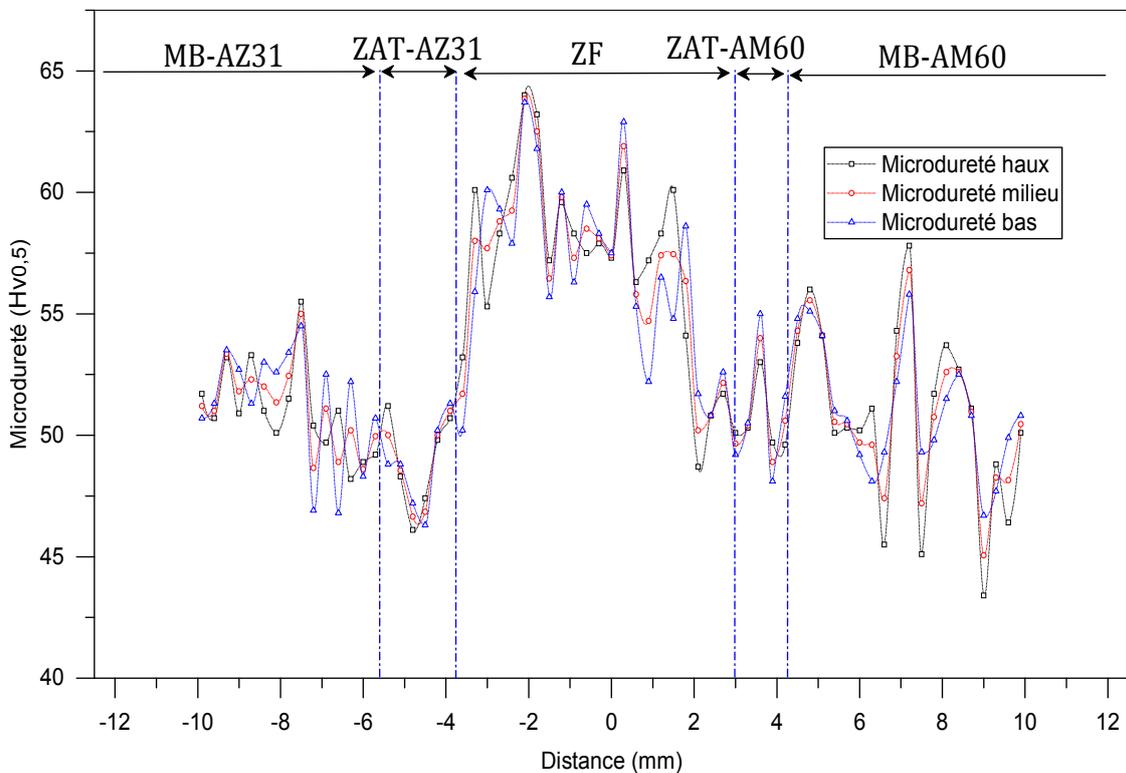


Figure IV -28. Évolution des profils de micro dureté du soudage hétérogène AZ31-AM60 B.

On constate que la microdureté est plus importante dans la zone fondue avec une moyenne de 63, suivie d'une faible microdureté dans les zones affectées thermiquement (ZAT) $ZAT_{AM60} \approx 43$ et $ZAT_{AZ31} \approx 46$ HV, Enfin, une légère augmentation dans les métaux de base avec une valeur moyenne de ≈ 52 HV.

L'interprétation la plus probable de la faible dureté est la structure grossière des grains dans ces zones par rapport au métal de base [92].

6.4. Conclusion

A partir de nos résultats on peut conclure que :

- Du point de vue opératoire la soudabilité des alliages de magnésium par le procédé TIG est très difficile et délicate à cause du taux d'oxydation au moment du soudage et les paramètres de soudage sont difficiles à contrôler.
- Du point de vue métallurgique : Les microstructures dans les zones affectées thermiquement sont courtes par rapport aux alliages d'aluminium. Et à l'extrémité de la zone fondue et début de la ZAT, le précipité de la phase β Mg₁₇Al₁₂ est plus important au joint de grain et pauvre si on se rapproche du métal de base.
- Du point de vue mécanique, la microdureté est importante dans la zone fondue à cause de l'affinage des grains.

7. Soudage par le procédé FSW

7.1. Soudage hétérogène des alliages de magnésium

7.1.1. Paramètres de soudage

Tableau IV -16. Paramètres de soudage FSW hétérogène AZ31-AZ61.

Écartement (mm)	Épaulement (mm)	ω (tr/min)	V (mm/min)
2	8	1600	500

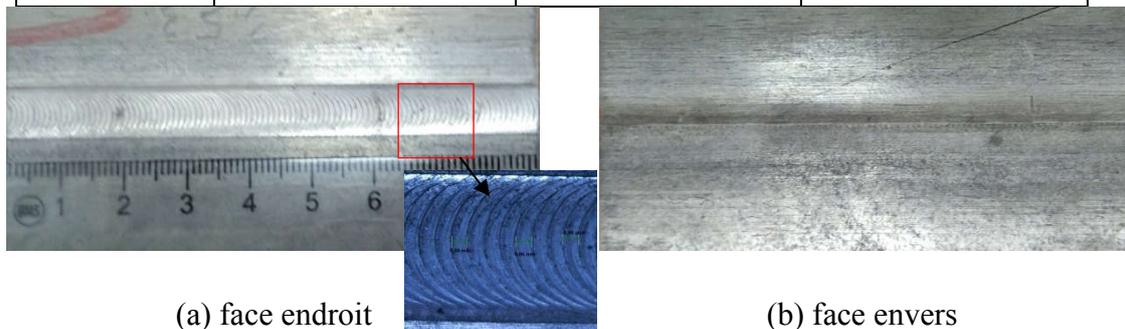


Figure IV -29 .Aspect du cordon de soudure FSW de AZ61-AZ31.

On constate que l'aspect visuel du cordon (Figure IV -29) montre un bel aspect sur les deux faces endroit et pas de fissuration envers, ce qui justifie la bonne superposition des stries de solidifications. La largeur moyenne est de l'ordre de 8 mm en face endroit.

7.1.2. Etude macrostructurale et microstructurale des alliages de la soudure hétérogène AZ 31-AZ61 soudé par FSW

La macrographie d'une coupe sur le profil du cordon de soudure présente différentes zones tel que la zone du noyau (ZN), la zone affectée thermomécaniquement (ZATM), la zone affectée thermiquement (ZAT), et enfin le métal de base non affecté. La Figure IV-30 illustre ces différentes zones.

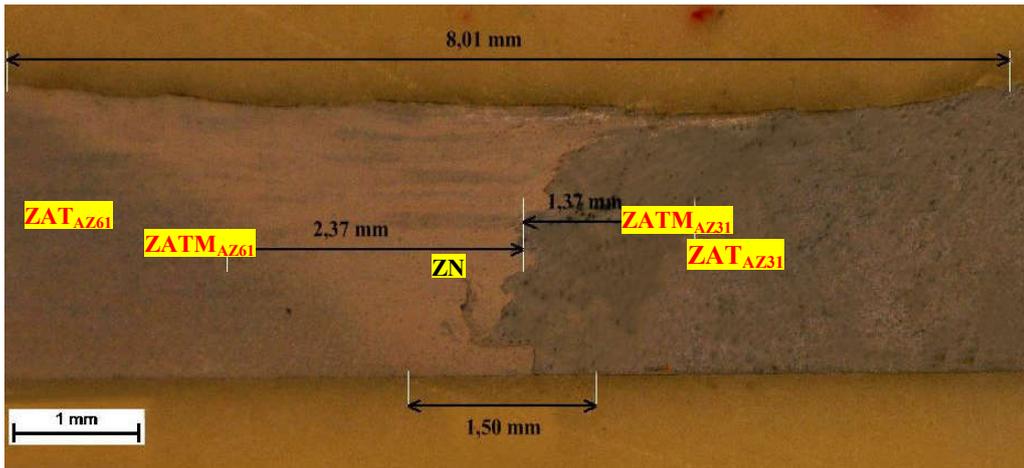


Figure IV -30 Micrographie optique des différentes zones du joint de soudure FSW.

La Figure IV -31 ci-dessous montre la structure métallographique optique de l'alliage de magnésium AZ61. On peut voir que la structure est constituée de grains polyédriques fins pour AZ 61 comme AZ31. l'alliage de magnésium AZ61 contient principalement une phase α -Mg et une phase secondaire β -Al₁₂Mg₁₇, ainsi que la phase Al₈ Mn₅ [93] comme présenté sur la figure IV -30.

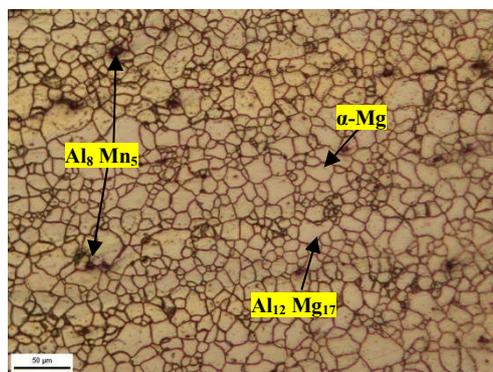


Figure IV -31 Micrographie optique de l'alliage de magnésium AZ61.

La Figure IV -32 présente l'évolution microstructurale par microscopie optique des différentes zones du cordon de soudure hétérogène AZ61-AZ 31 par le procédé FSW.

La zone de noyau (ZN), montre la zone centrale de la soudure. Dans cette zone le cordon soudé subit une déformation plastique avec une augmentation de la température, ceci induit une recristallisation dynamique dans le noyau [94].

Comme présenté sur la Figure IV -32, on constate qu'il y a une hétérogénéité des deux matériaux avec des grains équiaxes très fins. La précipitation intergranulaire $\beta\text{-Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ n'a pas été modifiée alors que les précipités Al_8Mn_5 sont nanométriques et ne se sont pas dissous dans le noyau. Ce qui est bien justifié par le diagramme de phase, l' Al_8Mn_5 se dissout au-delà de 610°C car le procédé FSW est un procédé de soudage à l'état solide ou les températures ne dépassent pas la température de fusion de l'alliage (610°) [94].

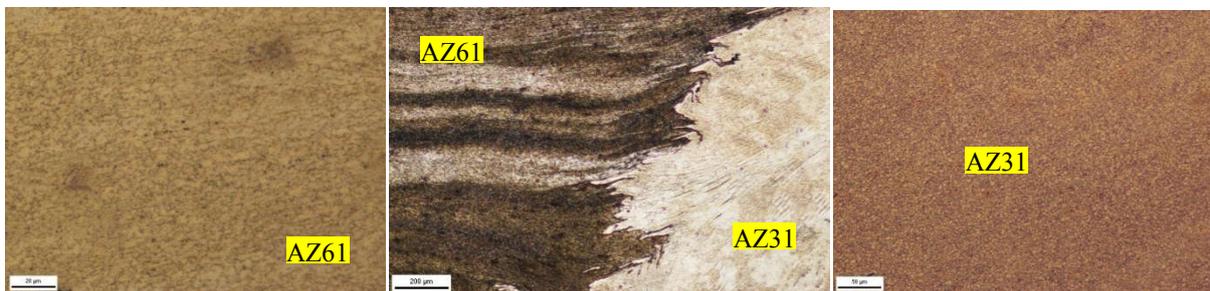
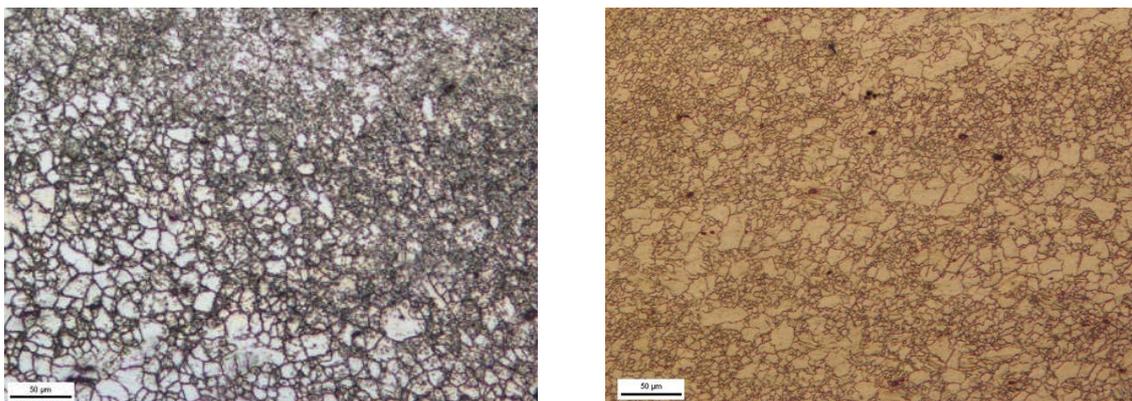


Figure IV -32. Micrographie optique de la zone du noyau (ZN) de soudage par FSW.

À l'extrémité de la zone du noyau (ZN), des zones affectées thermomécaniquement sont formées comme le montre la Figure IV -33.



(a) $\text{ZATM}_{\text{AZ61}}$

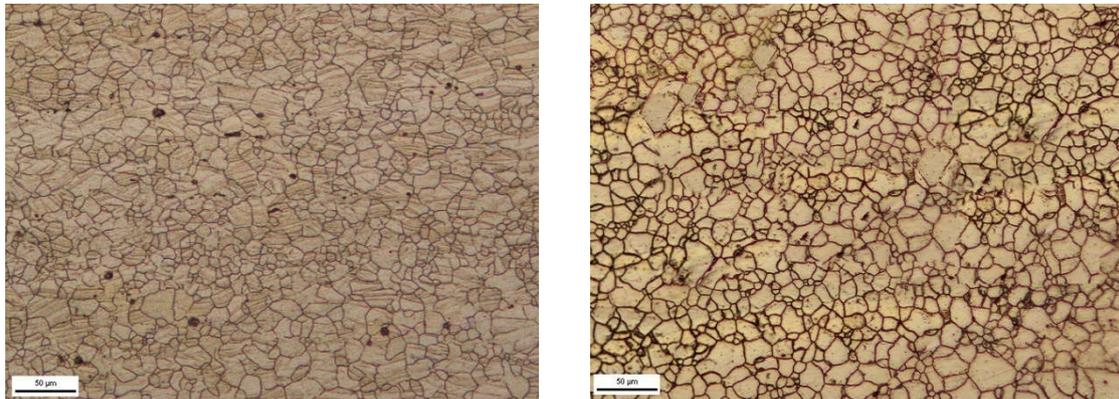
(b) $\text{ZATM}_{\text{AZ31}}$

Figure IV -33. Micrographie optique de zones affectées thermomécaniquement .

Cette zone est une caractéristique du soudage par friction-malaxage (FSW). Elle est soumise à des transformations thermiques et des déformations mécaniques. Cette zone est caractérisée par des grains déformés et allongés par l'écoulement de matière engendré par l'outil. On constate que les microstructures des deux $\text{ZATMA}_{\text{AZ61}}$ et $\text{ZATMA}_{\text{AZ31}}$ sont

constituées de grains restaurés avec des joints à faible angle de désorientation [94] . La taille des grains de la TMAZ varie entre 2 et 20 μm .

Juste à côté de zones affectées thermomécaniquement, des zones affectées thermiquement sont formées comme présentées sur la Figure IV-34 ;ces zones subissent un cycle thermique mais pas de déformation mécanique.



(a) ZAT -AZ31

(b) ZAT -AZ61

Figure IV -34 Micrographie optique des zones affectées thermiquement du soudage par FSW.

D'après notre analyse microstructurale de ces zones, on constate que les grains gardent le même aspect que ceux des métaux de base. Cela est expliqué par l'historique de ces alliages, où ils ont subi un traitement thermique de 300°C. Alors la microstructure ne devrait pas être modifiée jusqu'à 300°C.

7.1.3. Propriétés mécaniques

7.1.3.1. Microdureté

La figure IV -35 montre l'évolution des profils de micro dureté du soudage hétérogène AZ31-AZ61 mesurée dans les différentes zones du cordon de soudure. Un pénétrateur Vickers est appliqué sur la section transversale sous une charge de 300 g avec un pas de 300 μm .

On constate que la microdureté est plus importante dans la zone du noyau (ZN) avec une microdureté maximale de 80 HV, suivie, d'une diminution de microdureté dans les zones affectées thermomécaniquement (ZATM) $ZATM_{AZ61} \approx 64$ et $ZATM_{AZ31} \approx 56$ HV, Enfin, une stabilisation dans les zones ZAT_{AZ61} et ZAT_{AZ31} , et les métaux de base AZ61 et AZ31 avec une valeur moyenne de ≈ 57 HV et 52 HV respectivement.

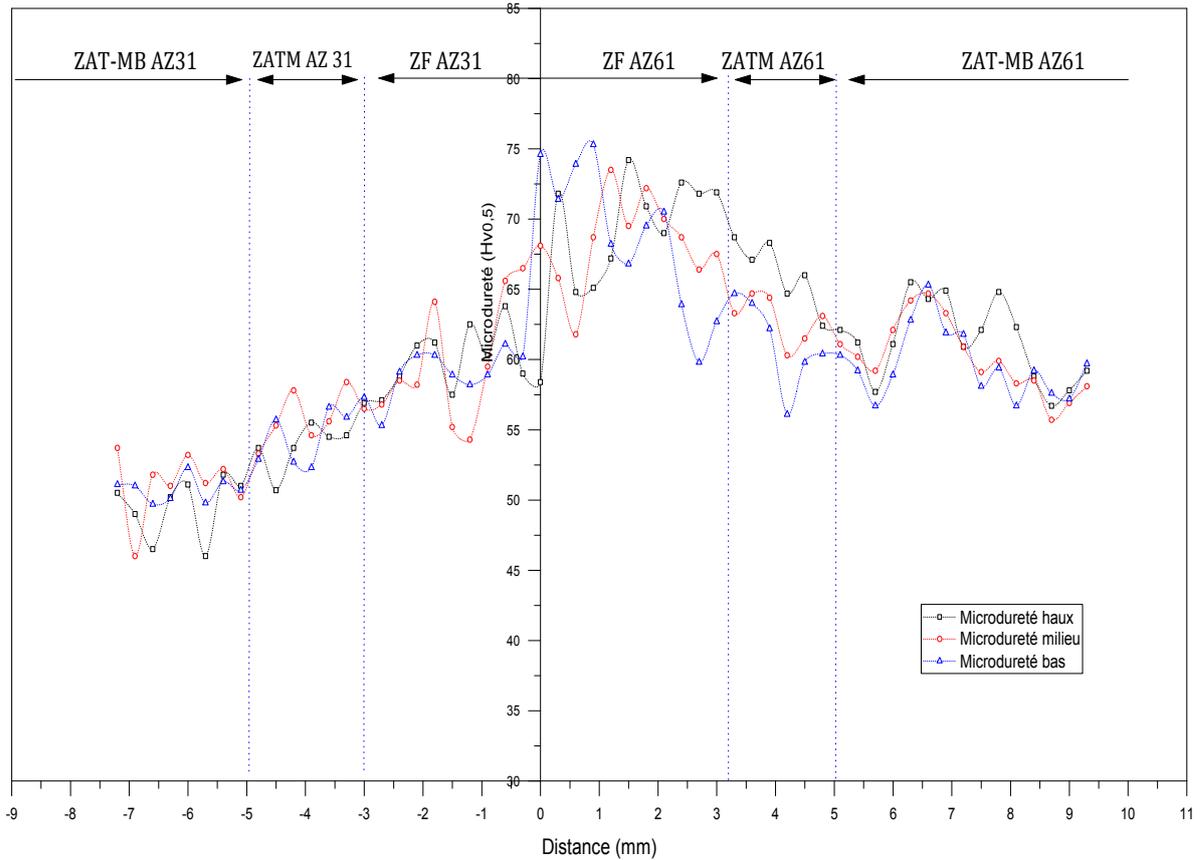


Figure IV -35. Profil de microdureté des différentes zones du cordon de soudure AZ31-AZ61 par FSW.

L'interprétation de l'évolution de la dureté est principalement liée à l'évolution de la taille des grains observée. Ce qui est bien expliqué par L.COMMIN [94].

7.1.3.2. Traction

L'essai a été réalisé sur une machine universelle, avec une vitesse de traction de 0,05 mm/s ; les éprouvettes ont été prises perpendiculairement à la direction de la soudure. La figure IV -36 montre une éprouvette de traction de l'assemblage dissemblable (AZ61-AZ31) tandis que les résultats de l'essai de traction sont présentés dans le Tableau IV -17.

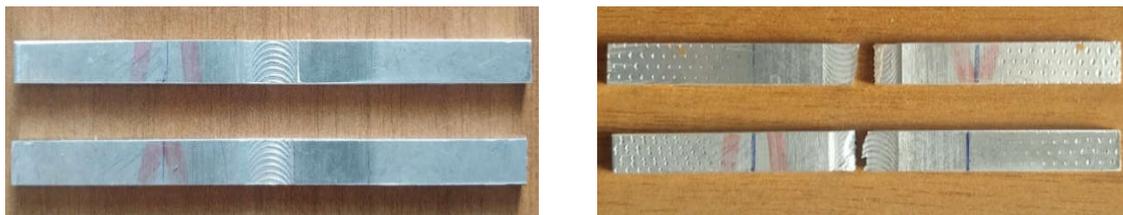


Figure IV -36 .Éprouvette de traction de l'assemblage dissemblable (AZ61-AZ31).

Tableau IV -17. Propriétés mécaniques des essais de traction AZ31-AZ61.

Material	Résistance à la traction (MPa)	Limite d'élasticité 0.2%(MPa)	Allongement (%)
AZ61	310	230	16
AZ31	260	200	15
AZ61-AZ31	197	92	4.93

On constate que la rupture des éprouvettes se trouve au centre des joints de soudure ; et les essais de traction montrent une réduction de 36% et 24 % de la résistance du joint soudé contrairement à ceux des métaux de base AZ61et AZ31 respectivement. Ce qui est expliqué par l'importante de dureté qui est liée à la microstructure fine des grains dans cette zone (zones du noyau).

7.1.4. Conclusion

On peut conclure que :

- Du point de vue opératoire les paramètres de soudage sont bien choisis.
- Du point de vue métallurgique :
 - la macrographie du joint de soudure comporte quatre zones :(ZN, ZATM, ZAT et MB).
 - La microstructure de la zone du noyau (ZN) présente des grains très fins.
- Du point de vue mécanique :
 - la microdureté est importante dans la zone du noyau (ZN).
 - La résistance à la traction du joint soudé montre une réduction de 36% et 24 % par rapport aux métaux de bases AZ61, AZ31 respectivement.

7.2. Soudage des alliages d'aluminium par le procédé FSW

7.2.1. Paramètre de soudage

Tableau IV -18. Paramètres de soudage FSW d'alliage d'aluminium 2024 T3.

Ø mm	épaulement mm	ω tr/min	v mm/min
6	20	940	33

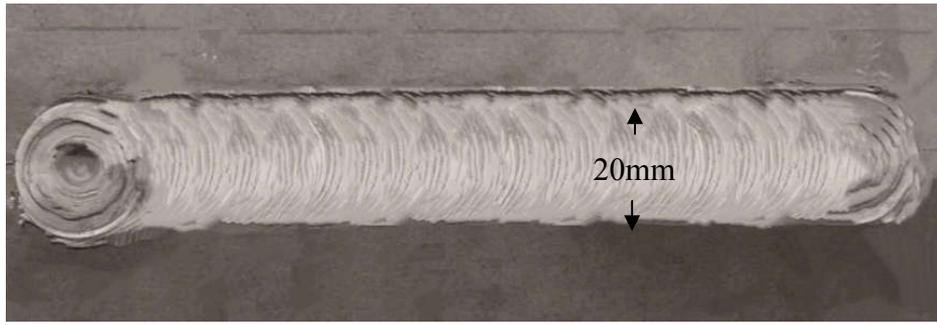


Figure IV -37. Aspect de cordon de soudage FSW d'alliage 2024 T3.

A partir des paramètres listé dans le tableau IV -17 et la Figure IV -37 on constate que l'aspect visuel du cordons montre des stries de solidification bien superposé les uns sur les autres avec une largeur moyenne de l'ordre de 20 mm en face endroit.

7.2.2. Etude macrostructure et microstructure de alliage 2024 soudé par FSW

Les changements microstructuraux des différentes zones de l'alliage d'aluminium 2024 par microscopie optique du cordon de soudure par le procédé FSW sont montrés sur la Figure IV -38

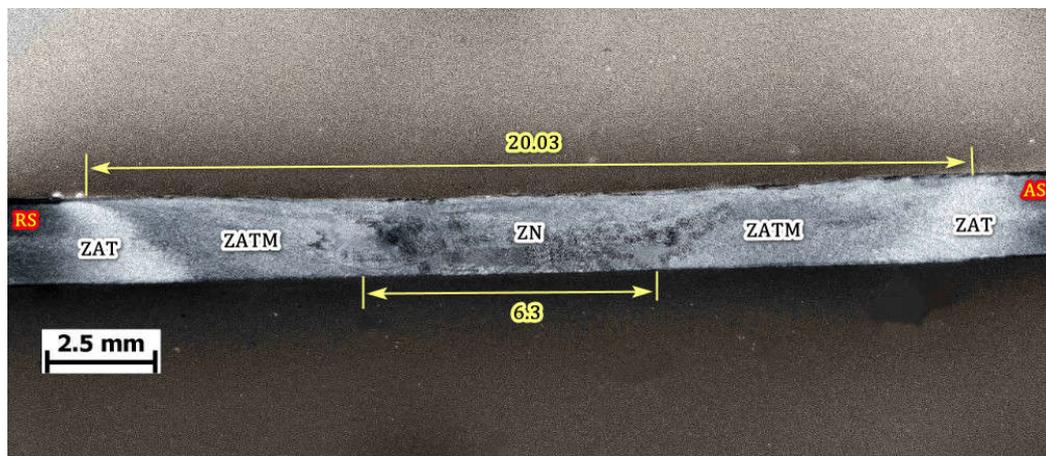


Figure IV -38 Micrographie optique des différentes zones du joint de soudage FSW.

Comme présenté sur la figure de la macrographie (Figure IV -38) on constate quatre zones, tels que la zone du noyau (ZN), la zone affectée thermomécaniquement (ZATM), la zone affectée thermiquement (ZAT), et enfin le métal de base. La largeur de la zone de soudure est d'environ 20 mm, soit le diamètre de l'épaulement de l'outil.

La Figure IV -39. Montre la micrographie optique de la zone de noyau (ZN) de soudage par FSW.

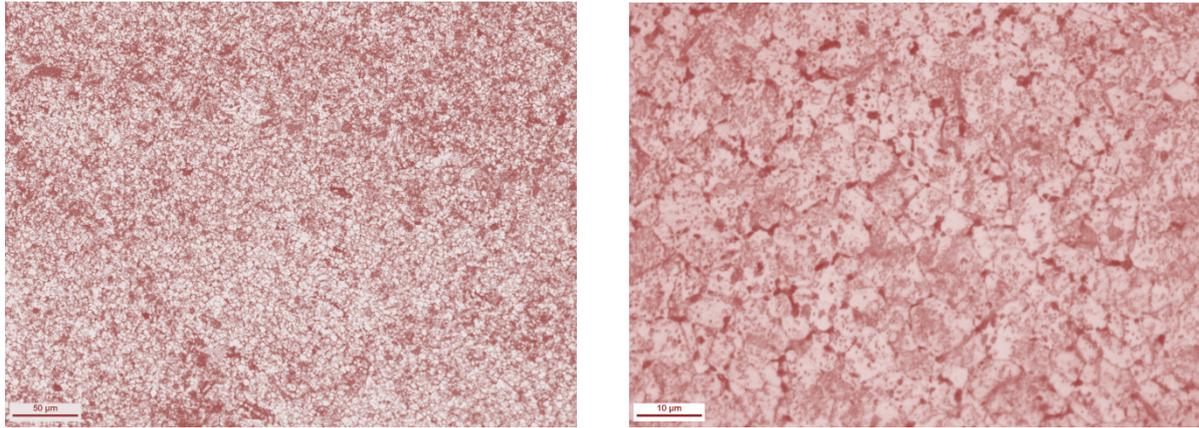


Figure IV -39. Micrographie optique de la zone de noyau (ZN) de soudage par FSW.

On constate que la zone du noyau (ZN) au milieu de cordon de soudure, où la matière subit des gradients de température et des déformations plastiques importantes provoquée par la broche du pion en rotation ; ce qui induit des recristallisations dynamiques dans le noyau. Parfois, cette zone présente une structure en forme d'anneau, en fonction de la BM et des conditions de traitement (Threadgill, 1997) [94]. Comme présenté sur la figure IV -39, la structure de cette zone est équiaxe très fine avec une taille moyenne de $5.52 \mu\text{m}$.

À côté de la zone du noyau (ZN), une zone affectée thermo-mécaniquement (figure IIII-40).

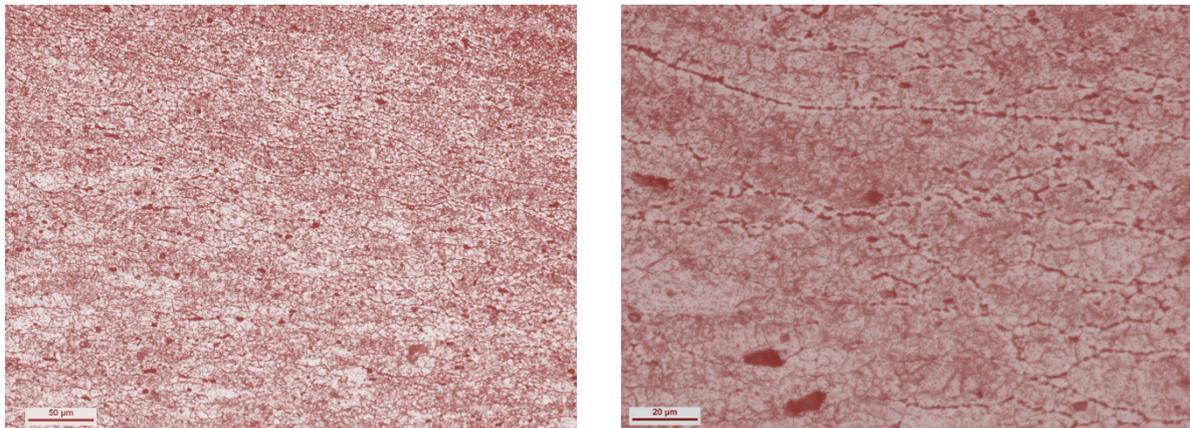


Figure IV -40. Micrographie optique des zones affectées thermomécaniquement .

Cette zone est soumise à des transformations thermiques générées par la chaleur de l'outil et de la déformation mécanique induite par la tige de l'outil, elle est caractérisée par des grains déformés et allongés. Les températures sont entre $300 \text{ }^\circ\text{C}$ et $400 \text{ }^\circ\text{C}$, ce qui explique l'évolution des précipitations par la dissolution partielle des précipités durcissants et par une précipitation hétérogène des précipités non durcissants [94].

À proximité des zones affectées thermo-mécaniquement, la zone affectée thermiquement formée, subit des cycles thermiques mais sans déformations mécaniques.

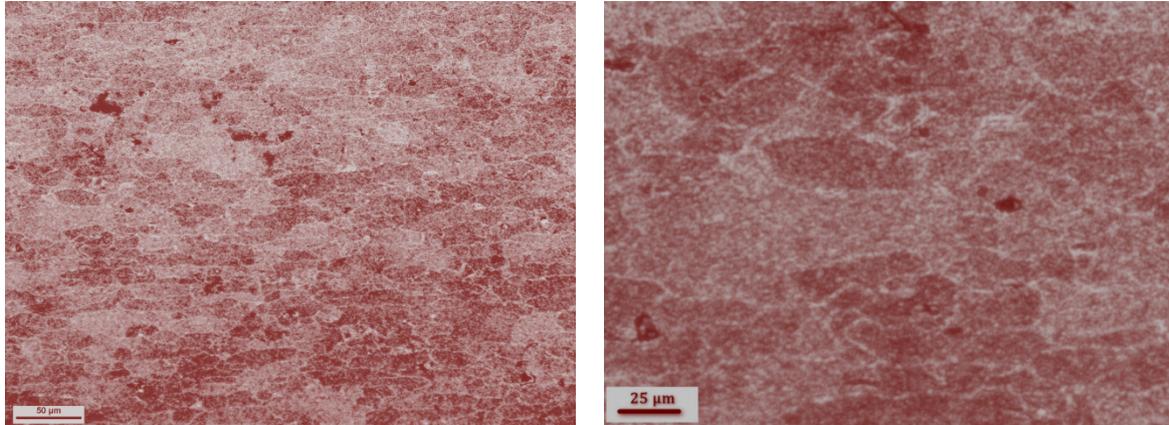


Figure IV -41 Micrographie optique de zones affectées thermiquement du soudage par FSW de l'alliage 2024.

La figure IV -41 montre la microstructure optique de la zone affectée thermiquement ; les températures sont environ de la 250 °C et on constate que les grains sont identiques à ceux rencontrés dans le métal de base.

7.2.3. Propriétés mécaniques

7.2.3.1. Microdureté

L'évolution des profils de micro dureté du soudage par FSW de l'alliage 2024 est montré sur la figure IV -42 ; Les mesures ont été prises à l'aide d'un pénétrateur Vickers appliqué sur la section transversale sous une charge de 500 g avec un pas de 0.5 µm.

On remarque que la microdureté est plus importante dans la zone de noyau (ZN) avec une dureté maximale de 130 HV, suivie par une diminution dans les zones affectées thermomécaniquement (ZATM) \approx 120 HV, ensuite, une chute de dureté dans les zones thermiquement activées ZAT jusqu'à une valeur min \approx 95 Hv ,puis elle augmente se stabilise dans le métal de base MB avec une valeur moyenne de \approx 125.

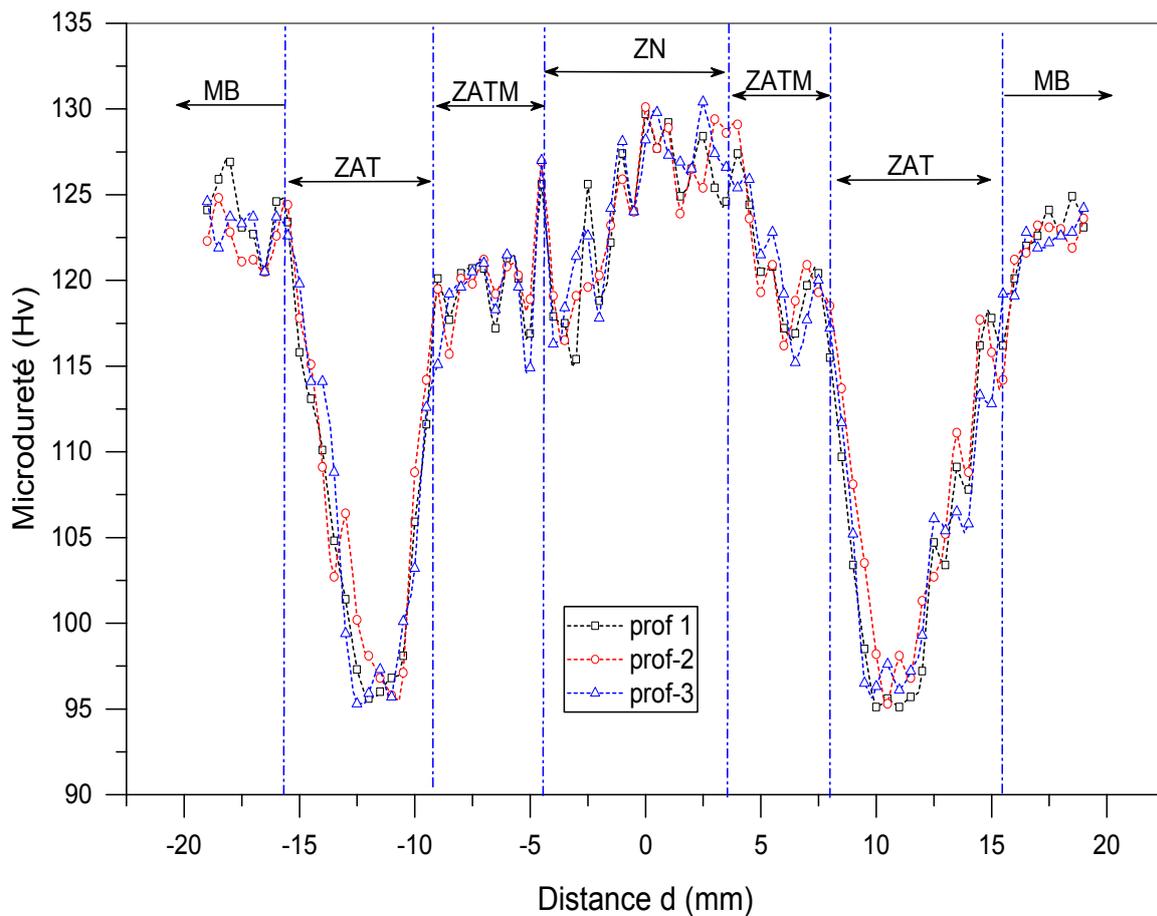


Figure IV -42 Profils de microdureté des différentes zones du cordon de soudure par FSW.

Comme présenté sur la figure IV -42, les courbes des profils de microdureté sont de forme (W), les microduretés importantes dans la zone de noyau sont expliquées par l'effet thermique exercé dans cette zone ; où il remet en solution toutes les précipitations durcissantes et recristallisés à des grains fins à la température ambiante.

Dans la zone affectée thermo mécaniquement ZATM les températures sont entre 300 °C et 400 °C, les précipités durcissants sont dissous partiellement ce qui diminue un peu la microdureté. Par contre, la zone affectée thermiquement subit des cycles thermiques à des températures de l'ordre de 250 °C avec une structure mûrie et les précipités susceptibles de se dissoudre sans reprécipiter, ce qui explique les minimums de microduretés [95].

7.2.3.2. Traction

L'essai a été réalisé sur une machine universelle, avec des éprouvettes prises perpendiculairement à la direction de la soudure et une vitesse de traction de 0,05 mm/s.

Les éprouvettes de traction de la soudure FSW 2024 sont montrées sur la Figure IV-43, et les résultats de l'essai sont présentés dans le Tableau IV -19.

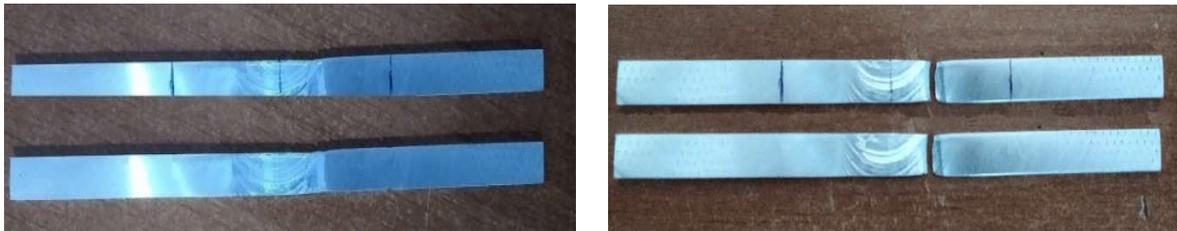


Figure IV -43 éprouvette de traction de la soudure FSW 2024.

Tableau IV -19. Propriétés mécaniques des essais de traction

Material	Résistance à la traction (MPa)	Limite d'élasticité 0.2% (MPa)	Allongement (%)
Brute MB	459,67	288,56	12,23
Souder	202.8	110.8	1.95

On constate que la rupture des éprouvettes dans la zone affecté thermiquement (ZAT) de joints de soudure ; et les essais de traction montrent une réduction de 55.88 % de la résistance du joint soudé contrairement à ceux des métaux de base 2024. Ce qui s'explique par la chute de microdureté qui est liée à la microstructure murie des grains dans cette zone.

7.2.4. Conclusion

- Métallurgiquement, le joint de soudure comporte quatre zones :(ZN, ZATM, ZAT et MB) avec une microstructure des grains fins de la zone de noyau (ZN).
- Du point de vue mécanique : la microdureté est plus basse dans la zone affectée thermiquement murie et la résistance à la traction du joint soudé est réduite de 55 % par rapport au métal de base 2024 T3.

CONCLUSION GENERALE

Et

PERSPECTIVES

CONCLUSION GENERALE

L'objectif ce travail est d'étudier les assemblages hétérogènes des alliages d'aluminium et les alliages de magnésium par les procédés de soudage TIG et FSW.

Des alliages dissemblables 2024 – 7075, AZ31-AM60B et AZ31-AZ61 ont été soudées, et les propriétés microstructurales et mécaniques des joints ont été étudiées.

Les principales conclusions sont résumées comme suit :

Du point de vue opératoire

- le TIG double électrodes de tungstène a produit arc stable avec de bons aspects sur le cordon, expliqués par la bonne superposition des stries de solidification, et l'absence de défauts macroscopiques tels que l'oxydation et les porosités. Ceci a un effet positif sur la qualité de la soudure.
- la soudabilité opératoire des alliages de magnésium par le procédé TIG est très difficile et délicate à cause du taux d'oxydation lors du soudage.
- Le bon choix des paramètres de soudage du procédé FSW produit de bons aspects avec des bonnes propriétés mécaniques.

Du point de vue métallurgique :

- L'énergie dissipée par l'arc du procédé TIG crée trois zones différentes dans le joint soudé (ZF, ZAT, MB), par contre le procédé de soudage FSW comporte quatre zones (ZN, ZATM, ZAT et MB), ce qui s'explique par des changements structuraux produits par chaque procédé.
- Dans le cas de soudage hétérogène TIG à double électrodes des alliages d'aluminium, les zones affectées par la chaleur sont réduites par rapport au procédé de soudage TIG. Des précipités de type Al_2Cu (phase θ) et $Al_2Cu Mg$ (phase S) et η ($MgZn_2$) se forment dans la zone affectée thermiquement.
- Dans le cas du soudage hétérogène TIG des alliages de magnésium, la dimension des zones affectées thermiquement est faible de point de vue microstructurale que celles des alliages d'aluminium. Dans ces ZAT, la phase β $Mg_{17}Al_{12}$ est moins importante aux joints de grains que sur la ZF et sur MB,
- La microstructure de la zone de noyau (ZN) présente des grains très fins.

De point de vue mécanique

- Sur les soudures d'alliages d'aluminium, la dureté est faible dans la zone fondue car les précipités de durcissement sont dissous pendant la fusion et aucune réaction de durcissement structural n'a lieu à cette température, cependant sur les soudures des alliages de magnésium la microdureté est importante dans la zone fondue dans le cas du TIG et la zone du noyau dans le cas du FSW où les grains sont fins.
- La charge maximale de l'assemblage 2024 T3 -7075 T6 dans les alliages d'aluminium du procédé TIG à double électrodes montre une réduction de 44% et 37% par rapport à celles des métaux de base 7075 T3 et 2024 T3 ; tandis que dans l'assemblage AZ61-AZ31 des alliages de magnésium par le procédé FSW la réduction est de 36% et 24 % par rapport aux métaux de bases AZ61, AZ31 respectivement.
- Dans le cas de soudage FSW de l'alliage 2024, la micro dureté est plus basse dans la zone affectée thermiquement murie et la résistance à la traction du joint soudé est réduite de 55 % par rapport au métal de bases 2024 T3.

PERSPECTIVES

Cette étude nous permet de proposer plusieurs directions d'améliorations de la qualité des soudures. Cependant, des essais de soudage complémentaires et des caractérisations métallurgiques seraient nécessaires afin de clarifier certains points.

- Utilisation du procédé TIG doubles électrodes pour l'assemblage des pipes en aluminium.
- Dans le cas de soudage FSW utilisé d'autres types d'outils pour le soudage des alliages d'aluminium et de magnésium. C'est pourquoi, d'un point de vue opératoire, nous recommandons dans un premier temps :
- Pour le procédé TIG Utilisé d'outre gaz de protection diffère de l'argon (hélium, azote, mélange d'argon –hélium...etc.) dont le degré de pureté est garanti;
- Automatisation du procédé TIG nous permettra d'assurer une stabilité de déplacement de l'arc, ainsi que l'évaluation de l'énergie dissipée avec des vitesses de soudage important.

D'un point de vue métallurgique

- Etudier les cycles thermiques de soudage, on utilise des thermocouples.
- L'Analyse des phases par MEB, MAT, des cartographies EDS, et DRX nous permettent de bien comprendre le comportement des phases dans les microstructures et mécanique des alliages d'aluminium et de magnésium.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] TOMA Cristian Marius , Maîtrise des interfaces hétérogènes lors d'une opération de soudo-brasage : application au couple aluminium ´ magnésium these doctorat , pp 7, 2012.
- [2] L.P. Troeger, E.A. Starke Jr , Microstructural and mechanical characterization of a superplastic 6xxx aluminum alloy, *Materials Science and Engineering A277* (2000) 102 – 113.
- [3] Ahmed O. Al-Roubaiy & Saja M. Nabat & Andre D. L. Batako , Experimental and theoretical analysis of friction stir welding of Al–Cu joints, art, *Int J Adv Manuf Technol* (2014).
- [4] A. K. Lakshminarayanan & V. Balasubramanian & K. Elangovan, Effect of welding processes on tensile properties of AA6061 aluminium alloy joints, , *Int J Adv Manuf Technol* (2009) 40:286–296.
- [5] Fabrizia Caiazzo & Vittorio Alfieri & Francesco Cardaropoli & Vincenzo Sergi , Butt autogenous laser welding of AA 2024 aluminium alloy thin sheets with a Yb:YAG disk laser, *Int J Adv Manuf Technol* (2012) DOI 10.1007/s00170-012-4637-7.
- [6] Jungho Cho & Jung-Jae Lee & Seung-Hwan Bae , Heat input analysis of variable polarity arc welding of aluminum, *Int J Adv Manuf Technol* (2015) 81:1273–1280 , DOI 10.1007/s00170-015-7292-y .
- [7] TARDELLI, Joffrey. Etude du comportement électrochimique des phases intermétalliques des alliages d'aluminium 2214-T6 et 7050-T74: approche multi-échelle de matériaux polyphasés. 2012. Thèse de doctorat. Université de Lorraine.
- [8] COCHARD Audrey. Microstructures et propriétés mécaniques des alliages de type Duralumin du Breguet 765 n° 504 64-PH: approche historique et sciences des matériaux. 2016. Thèse de doctorat. Université Paul Sabatier-Toulouse III.
- [9] ROMAINVILLE Michel. Les routes africaines de l'aluminium: Analyse d'un phénomène de diffusion technique en Afrique subsaharienne. 2016.
- [10] DWIGHT John. Aluminium design and construction. CRC Press, 1999.
- [11] DE ABREU, Caio Palumbo. Caraterização da reatividade das ligas de aluminio AA2024-T3 E AA7475-T651 soldadas por fricção (FSW). 2016. Thèse de doctorat. Université Pierre et Marie Curie-Paris 6; Universidade de São Paulo (Brésil).

- [12] ROBE, Hugo. Apports à la compréhension du soudage FSW hétérogène d'alliages d'aluminium par une approche expérimentale et numérique. 2017. Thèse de doctorat. Université de Lyon.
- [13] ALLOYS, Wrought Aluminum. International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and. 2015.
- [14] DAVIS, Joseph R., et al. Aluminum and aluminum alloys. ASM international, 2001.
- [15] OUKAL, Mohamed Islam et REDJEM, Seddik. ETUDE ET CARACTERISATION D'UN ALLIAGE D'ALUMINIUM DE SERIE 6000. 2020. Thèse de doctorat. Université M'sila.
- [16] MATHERS, Gene. The welding of aluminium and its alloys. Woodhead publishing, 2002
- [17] POLMEAR, Ian, STJOHN, David, NIE, Jian-Feng, et al. Light alloys: metallurgy of the light metals. Butterworth-Heinemann, 2017.
- [18] NIEL, Aurélie. Étude et modélisation du phénomène de fissuration à chaud en soudage à l'arc: Application à l'alliage d'aluminium 6061. 2011. Thèse de doctorat. Université Montpellier II-Sciences et Techniques du Languedoc.
- [19] FABREGUE, Damien. Microstructure et fissuration à chaud lors du soudage laser d'alliages d'aluminium 6000. 2004. Thèse de doctorat. Institut National Polytechnique de Grenoble-INPG.
- [20] MARLAUD, Thorsten. Microstructures de précipitation et mécanismes de corrosion feuilletante dans les alliages d'aluminium de la série 7000 à très hautes caractéristiques mécaniques. 2008. Thèse de doctorat. Grenoble INPG.
- [21] AUGUSTIN, Christel. Préviation des cinétiques de propagation de défauts de corrosion affectant les structures en alliage d'aluminium 2024. 2008. Thèse de doctorat.
- [22] RADUTOIU, Nicoleta. Influence des traitements thermiques sur le comportement en corrosion à l'échelle locale de l'alliage d'aluminium en AW 2024. 2013. Thèse de doctorat.
- [23] SABOORI, Abdollah, PADOVANO, Elisa, PAVESE, Matteo, et al. Effect of solution treatment on precipitation behaviors, age hardening response and creep properties of Elektron21 alloy reinforced by AlN nanoparticles. Materials, 2017, vol. 10, no 12, p. 1380.
- [24] SHEN, Yang. Comportement et endommagement des alliages d'aluminium 6061-T6: approche micromécanique. 2012. Thèse de doctorat. Paris, ENMP.

- [25] PUYDT, Quentin. Comportement mécanique de soudures en alliage d'aluminium de la série 7xxx: de la microstructure à la modélisation de la rupture. 2012. Thèse de doctorat. Institut National Polytechnique de Grenoble-INPG.
- [26] ASHBY, Michael F., JONES, David RH, et JONES, David Rayner Hunkin. An introduction to microstructures, processing and design. Pergamon Press, 1998.
- [27] MORIN, Sébastien. Effet du magnésium, des traitements thermiques et de la porosité sur les propriétés mécaniques de traction et de fatigue de l'alliage sous pression A380. 1. Université du Québec à Chicoutimi, 2002.
- [28] MASSALSKI, Thaddeus B., OKAMOTO, Hiroaki, SUBRAMANIAN, PRnbsp, et al. (ed.). Binary alloy phase diagrams. Metals Park, OH : American society for metals, 1986.
- [29] OLOMBIÉ, Michel. Matériaux métalliques-2ème édition. Hachette, 2008.
- [30] LIU, Liming (ed.). Welding and joining of magnesium alloys. Elsevier, 2010.
- [31] JUERS, Caroline. Corrosion et traitement de surface d'alliages de magnésium utilisés pour des applications aéronautiques. 2008. Thèse de doctorat. Université Henri Poincaré-Nancy 1.
- [32] LELEU, Samuel. Vers une nouvelle méthode efficace et respectueuse de l'environnement pour la protection contre la corrosion des alliages de magnésium pour l'industrie aéronautique. 2018. Thèse de doctorat.
- [33] BELHADJ, Asma. Contribution à l'étude expérimentale et numérique du soudage laser: Application aux alliages de magnésium. 2009. Thèse de doctorat. Paris, ENSAM.
- [34] GHALI, Edward, DIETZEL, Wolfgang, et KAINER, Karl-Ulrich. General and localized corrosion of magnesium alloys: a critical review. Journal of materials engineering and performance, 2004, vol. 13, no 1, p. 7-23.
- [35] AISSANI, Mouloud. Étude du comportement thermique et mécanique des matériaux aéronautiques par des méthodes numériques: application au soudage de structure métallique. 2013. Thèse de doctorat. Université Saad Dahlab-Blida 1
- [36] HAMIDE, Makhlof. Modélisation numérique du soudage à l'arc des aciers. 2008. Thèse de doctorat. École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [37] KAMLI, Abderrezzaq, BOUCHARÉF, Feryel, et LAHLOUHI, Aissa. Etude Et Dimensionnement D'un Hangar En Charpente Métallique. 2021.
- [38] BLONDEAU, Régis et LIEURADE, H. P. Métallurgie et mécanique du soudage. Hermes Science Publications, 2001.

- [39] MEZRAG, Bachir. Étude de l'influence des paramètres de soudage sur la microstructure et le comportement mécanique des assemblages acier-aluminium obtenu par soudage à l'arc MIG-CMT. 2015. Thèse de doctorat. Université Montpellier; Université Abou Bekr Belkaid (Tlemcen, Algérie).
- [40] PAILLARD, Pascal. TIG: soudage à l'arc sous protection gazeuse avec électrode non fusible. Mécanique, Travail des matériaux-Assemblage. Techniques de l'ingénieur. Disponible sur: <https://www-techniques-ingenieur-fr.bases-doc.univlorraine.fr/res/pdf/encyclopedia/42512210-bm7733.pdf> (consulté le 05/06/2019), 2017.
- [41] MOUGENOT, Jonathan. Modélisation de l'interaction entre un arc électrique et matériau: application au soudage TIG. 2013. Thèse de doctorat. Université de Toulouse, Université Toulouse III-Paul Sabatier.
- [42] DEPRADEUX, Lionel. Simulation numérique du soudage-acier 316L: validation sur cas tests de complexité croissante. 2004. Thèse de doctorat. Lyon, INSA.
- [43] YAU, Xavier. Modélisation numérique instationnaire pour la simulation du soudage TIG avec couplage plasma/bain de fusion. 2018. Thèse de doctorat. AMU-Aix Marseille Université; EDF R&D, Laboratoire National d'Hydraulique & Environnement.
- [44] KOUDADJE, Koffi. Etude expérimentale et modélisation numérique du bain de fusion en soudage TIG d'aciers. 2013. Thèse de doctorat. Aix-Marseille.
- [45] KHAN, Noor Zaman, SIDDIQUEE, Arshad Noor, et KHAN, Zahid A. Friction Stir Welding: Dissimilar Aluminum Alloys. CRC Press, 2017.
- [46] GRANDMONT, Philippe. Influence de la vitesse de soudage par friction malaxage sur les propriétés mécaniques locales et la microstructure d'un alliage d'aluminium Al-6% Mg. 2020. Thèse de doctorat. École de technologie supérieure.
- [47] ERICSSON, Mats. Fatigue strength of friction stir welded joints in aluminium. 2005. Thèse de doctorat. KTH.
- [48] KAID, Mustapha, et al. Simulation numérique du comportement thermomécanique du soudage par FSW. 2020. Thèse de doctorat.
- [49] NANDAN, R., DEBROY, Tarasankar, et BHADESHIA, H. K. D. H. Recent advances in friction-stir welding—process, weldment structure and properties. *Progress in materials science*, 2008, vol. 53, no 6, p. 980-1023.
- [50] FARAH, Assaf. Comportement en fatigue de joints d'aluminium 7075-T6 soudés par friction-malaxage et parachevés. 2013. Thèse de doctorat. École Polytechnique de Montréal.

- [51] LEE, Won-Bae, KIM, Jong-Woong, YEON, Yun-Mo, et al. The joint characteristics of friction stir welded AZ91D magnesium alloy. *Materials Transactions*, 2003, vol. 44, no 5, p. 917-923.
- [52] Nakata K, Inoki S, Nagano Y, Hashimoto T, Johgan S, Ushio M, in: *Proceedings of the Third International Symposium on Friction Stir Welding*, Kobe, 2001, Japan.
- [53] PAWAR, Surajkumar Ganpat. *Influence of microstructure on the corrosion behaviour of magnesium alloys*. The University of Manchester (United Kingdom), 2011.
- [54] KOBAYASHI, K., NISHIMURA, Y., IJIMA, T., et al. Application pratique de la méthode de soudage TIG à double arc à haute efficacité (SEDAR-TIG) pour le réservoir de stockage PCLNG. *Le soudage dans le monde*, 2004, vol. 48, n° 7, p. 35-39.
- [55] VIDYARTHY, R. S. et DWIVEDI, D. K. Activating flux tungsten inert gas welding for enhanced weld penetration. *Journal of Manufacturing Processes*, 2016, vol. 22, p. 211-228.
- [56] Yamada M ; *Development of high efficiency TIG welding method*. 1st Report of the Japan Welding Society, 1998, 63:24–25.
- [57] KOBAYASHI, Kazuyuki, YUKI, Masahiro, TEJIMA, Akio, et al. *Development of high efficiency TIG welding method (SEDAR-TIG)*. *Ishikawajima-Harima Giho*, 2002, vol. 42, no 3, p. 127-132.
- [58] WANG, Shubao, ZHANG, Haikuan, LENG, Xuesong, et al. *Twin-electrode TIG welding procedure and mechanism of weld formation*. *TRANSACTIONS-CHINA WELDING INSTITUTION*, 2007, vol. 28, no 2, p. 21.
- [59] ZHANG, Guangjun, XIONG, Jun, GAO, Hongming, et al. *Effect of process parameters on temperature distribution in twin-electrode TIG coupling arc*. *Journal of Quantitative Spectroscopy and Radiative Transfer*, 2012, vol. 113, no 15, p. 1938-1945.
- [60] WANG, Xinxin, FAN, Ding, HUANG, Jiankang, et al. *A unified model of coupled arc plasma and weld pool for double electrodes TIG welding*. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2014, vol. 47, no 27, p. 275202.
- [61] DING, Xueping, LI, Huan, YANG, Lijun, et al. *Numerical analysis of arc characteristics in two-electrode GTAW*. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 70, no 9-12, p. 1867-1874.
- [62] SCHWEDERSKY, M. B., GONÇALVES E SILVA, R. H., DUTRA, J. C., et al. *Two-dimensional arc stagnation pressure measurements for the double-electrode GTAW*

- process. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2016, vol. 21, no 4, p. 275-280.
- [63] AMIRAFSHARI, Peyman, BARLTROP, Nigel, WRIGHT, Martyn, et al. Weld defect frequency, size statistics and probabilistic models for ship structures. *International Journal of Fatigue*, 2021, vol. 145, p. 106069.
- [64] OUALLAM Seddiki, Assemblage des Alliages Légers (Aluminium, Magnésium) par Faisceau de Haute Energie (TIG & Laser). 2021. Thèse de doctorat. École Nationale polytechnique, Alger.
- [65] CARLOMAGNO, Giovanni Maria et MEOLA, CAROSENÀ. INFRARED THERMOGRAPHY IN MATERIALS INSPECTION AND THERMO-FLUID DYNAMICS. *International Journal of Computational Methods and Experimental Measurements*, 2013, vol. 1, no 2, p. 173-198.
- [66] ALIZADEH, Ali, ESLAMI, Mohammad, et BABAEE, Mohammad Hossein. Enquête sur la microstructure, les propriétés mécaniques et le mécanisme de rupture des nanocomposites à base d'alliage d'aluminium renforcé SiC trimodal Al5083/Al2024 fabriqués par des procédés de fraisage mécanique et d'extrusion à chaud. *Transactions de l'Institut indien des métaux*, 2018, vol. 71, n° 9, p. 2325-2338.
- [67] LARGET, Mathilde. Contribution à l'évaluation de la dégradation du béton: Thermographie infrarouge et couplage de techniques. 2011. Thèse de doctorat. Bordeaux 1.
- [68] BOUSQUET, E. Durabilité des assemblages soudés par friction stir welding (FSW), Corrélation entre microstructure et sensibilité à la corrosion. 2011. Thèse de doctorat. Ph. D. thesis, Université Bordeaux 1.
- [69] LIN, Y. C., XIA, Yu-Chi, JIANG, Yu-Qiang, et al. Precipitation hardening of 2024-T3 aluminum alloy during creep aging. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, vol. 565, p. 420-429. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.12>.
- [70] COCHARD, Audrey, ZHU, Kailin, JOULIÉ, Sébastien, et al. Natural aging on Al-Cu-Mg structural hardening alloys—Investigation of two historical duralumins for aeronautics. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, vol. 690, p. 259-269.
- [71] KAÇAR, Hülya, ATIK, Enver, et MERİÇ, Cevdet. The effect of precipitation-hardening conditions on wear behaviours at 2024 aluminium wrought alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, vol. 142, no 3, p. 762-766.

- [72] LEFEBVRE, F., GANGULY, S., et SINCLAIR, I. Micromechanical aspects of fatigue in a MIG welded aluminium airframe alloy: Part 1. Microstructural characterization. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, vol. 397, no 1-2, p. 338-345.
- [73] RHODES, C. G., MAHONEY, M. W., BINGEL, W. H., et al. Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum. *Scripta materialia*, 1997, vol. 36, no 1, p. 69-75.
- [74] KAUFMAN, J. Gilbert. *Introduction to aluminum alloys and tempers*. ASM international, 2000.
- [75] KOU, Sindo. *Welding metallurgy*. New Jersey, USA, 2003, vol. 431, no 446, p. 223-225.
- [76] ALFIERIA, Vittorio, CAIAZZOA, Fabrizia, et SERGI, Vincenzo. Autogenous laser welding of AA 2024 aluminium alloy: process issues and bead features. *Procedia Cirp*, 2015, vol. 33, p. 406-411.
- [77] ROSALIE, Julian M. et BOURGEOIS, Laure. Silver segregation to $\theta'(Al_2Cu)$ -Al interfaces in Al-Cu-Ag alloys. *Acta Materialia*, 2012, vol. 60, no 17, p. 6033-6041.
- [78] NORMAN, A. F., DRAZHNER, V., et PRANGNELL, P. B. Effect of welding parameters on the solidification microstructure of autogenous TIG welds in an Al-Cu-Mg-Mn alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, vol. 259, no 1, p. 53-64.
- [79] ELREFAEY, A. Effectiveness of cold metal transfer process for welding 7075 aluminium alloys. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2015, vol. 20, no 4, p. 280-285.
- [80] KALITA, Samar Jyoti. Microstructure and corrosion properties of diode laser melted friction stir weld of aluminum alloy 2024 T351. *Applied Surface Science*, 2011, vol. 257, no 9, p. 3985-3997.
- [81] JALILVAND, V., OMIDVAR, H., et KHORRAMI, H. Effect of welding parameters on the mechanical properties of AA2024 aluminium alloy joints welded by resistance seam welding. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 2014, vol. 53, no 2, p. 117-124.
- [82] SARAVANAN, V., RAJAKUMAR, S., BANERJEE, Nilotpal, et al. Effect of shoulder diameter to pin diameter ratio on microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welded AA2024-T6 and AA7075-T6 aluminum alloy joints. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, vol. 87, no 9, p. 3637-3645.

- [83] PADMANABAN, R., BALUSAMY, V., et VAIRA VIGNESH, R. Effect of friction stir welding process parameters on the tensile strength of dissimilar aluminum alloy AA2024-T3 and AA7075-T6 joints. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 2020, vol. 51, no 1, p. 17-27.
- [84] AVINASH, P., MANIKANDAN, M., ARIVAZHAGAN, N., et al. Friction stir welded butt joints of AA2024 T3 and AA7075 T6 aluminum alloys. *Procedia Engineering*, 2014, vol. 75, p. 98-102.
- [85] MENAN, Frédéric. Influence de la corrosion saline sur la tolérance aux dommages d'un alliage d'aluminium aéronautique 2XXX. 2008. Thèse de doctorat. Poitiers.
- [86] ZIMINA, Mariia, MÁLEK, Přemysl, BOHLEN, Jan, et al. Mechanical properties of homogenized twin-roll cast and conventionally cast AZ31 magnesium alloys. *Materials Engineering-Materiálové inžinierstvo (MEMI)*, 2015, vol. 22, no 1, p. 8-15.
- [87] RICHMIRE, S., SHARIFI, P., et HAGHSHENAS, M. On microstructure, hardness, and fatigue properties of friction stir-welded AM60 cast magnesium alloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 98, no 5, p. 2157-2172.
- [88] PAWAR, Surajkumar, ZHOU, Xiaorong, HASHIMOTO, Teruo, et al. Investigation of the microstructure and the influence of iron on the formation of Al₈Mn₅ particles in twin roll cast AZ31 magnesium alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, vol. 628, p. 195-198.
- [89] LIU, Hongtao, CHENG, Wenyi, WANG, Ruochao, et al. Effects of Post-welded Heat Treated on the AZ31B Magnesium Alloy Joint Welded by Automatic TIG Welding. In : *Chinese Materials Conference*. Springer, Singapore, 2017. p. 183-189.
- [90] BO, Q. I. N., YIN, Fu-cheng, ZENG, Cheng-zong, et al. Microstructure and mechanical properties of TIG/A-TIG welded AZ61/ZK60 magnesium alloy joints. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2019, vol. 29, no 9, p. 1864-1872
- [91] TONG, W. E. N., LIU, Shi-yao, SHI, C. H. E. N., et al. Influence of high frequency vibration on microstructure and mechanical properties of TIG welding joints of AZ31 magnesium alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, vol. 25, no 2, p. 397-404.
- [92] Peng, J., Zhang, Z., Liu, Yaozu Li, Peng Guo, Wei Zhou & Yucheng Wu, (2018) ,The effect of texture and grain size on improving the mechanical properties of Mg-Al-Zn alloys by friction stir processing. *Sci Rep* 8, 4196.

- [93] SINGH, Kulwant, SINGH, Gurbhinder, et SINGH, Harmeet. Review on friction stir welding of magnesium alloys. *Journal of magnesium and alloys*, 2018, vol. 6, no 4, p. 399-416.
- [94] YU, Zhe, SHENG, Guangmin, et LI, Ting. Effect of microstructure and microtexture on mechanical properties and fracture behaviour of friction stir-welded AZ31/AZ61 joint. *Materials Research Express*, 2018, vol. 5, no 12, p. 125801.
- [95] JONES, M. J., HEURTIER, Philippe, DESRAYAUD, Christophe, et al. Correlation between microstructure and microhardness in a friction stir welded 2024 aluminium alloy. *Scripta materialia*, 2005, vol. 52, no 8, p. 693-697.